

VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»

Посвящена 55-летию
Оренбургского государственного университета

МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

20 - 22 октября 2010 года
Оренбург, Россия

Оренбург 2010

Министерство образование и науки Российской Федерации
Правительство Оренбургской области
Научный совет РАН по физике конденсированных сред
Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов
Российский фонд фундаментальных исследований
Оренбургский государственный университет

VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»

Посвящена 55-летию
Оренбургского государственного университета

МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

20 - 22 октября 2010 года
Оренбург, Россия

Оренбург 2010

УДК 621.70
ББК 34.2
М 43

Конференция проводится при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 10-08-06056)

Научные редакторы:

Доктор физико-математических наук, профессор
С.Н. Летута
Доктор технических наук, профессор
Г.В. Клевцов

М 43 VI Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: Материалы конференции.- 20-22 октября 2008 г. Оренбург, Россия / Науч. ред. С.Н. Летута, Г.В. Клевцов: Изд-во ГОУ ОГУ, 2010.-688 с.

ISBN 978-5-7410-0721-1

Рассмотрены вопросы физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов, микроструктурные аспекты разрушения материалов и конструкций; процессы в природных и синтезированных микро- и наноструктурах при воздействии внешних факторов; современные наноматериалы и нанотехнологии; структура материалов и поведение конструкций при различных условиях нагружения, а также при воздействии магнитного поля, теплового и иных излучений, аппаратура и методы исследования, расчет материалов и конструкций на прочность.

Для специалистов в области физики металлов, материаловедения, прочности и разрушении материалов, металлургии, а также для студентов соответствующих специальностей.

Статьи публикуются в авторской редакции.

ББК 34.2

4309000000
М ----------
6Л9-08

ISBN 978-5-7410-0721-1

© Коллектив авторов, 2010
© Изд-во ИПК ГОУ ОГУ, 2010

Education and Science Department of Russian Federation
Federal Educational Agency of Russian Federation
Administration of Orenburg region
Russian Academy of Sciences Board of condensed state physics
Intergovernment coordinating Board of strength and plasticity physics of materials
Russian Fond of Fundamental Research
Orenburg State University





VI International scientific conference «Strength and fracture of materials and constructions»

The conference is devoted to the 55 anniversary
The Orenburg State University

MATERIALS OF THE CONFERENCE

October, 20-22, 2010
Orenburg, Russia

Orenburg 2010

The conference is held with the financial support of Russian Fond Base Researches (Grant 10-08-06056)

Scientific editors:

Doctor of Physics and Mathematics, professor
S.N. Letuta
Doctor of Technical Sciences, professor
G.V. Klevtsov

VI International scientific conference «Strength and fracture of materials and constructions»: Materials of the conference.- October 20-22, 2010.- Orenburg, Russia / Scientific editors – S.N. Letuta, G.V. Klevtsov: The Publishing Office of SEE OGU, 2010.- 688 p.

ISBN 978-5-7410-0721-1

Problems of physics and mechanics of strength, plasticity, and fracture of materials, and also microstructure aspects of materials and constructions fracture; processes in native and also synthetic micro- and nanostructures under affect of external factor; modern nanomaterials and nanotechnologies; materials structure and construction behavior under different modes of loading conditions, and also influence of magnetic field, heat and also radiations, apparatus and investigation techniques; calculation of strength of materials and constructions.

The edition is designed for scientists in area of metal physics, material science, strength and fracture of materials, and also students of corresponding specialties.

Papers are published in author's wording.

4309000000
M ----------
6Л9-08

ISBN 978-5-7410-0721-1

© Composite authors, 2010
© Orenburg State University, 2010

МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Клевцов Г. В.[1], Валиев Р. З.[2], Клевцова Н. А.[1], Мурашкин М. Ю.[2], Фесенюк М. В.[1], Кашапов М. Р.[1], Иштеряков В. И.[1]

[1)]Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

[2)]Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета, Россия

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

IMPACT FRACTURE MECHANISM OF ALUMINIUM ALLOY D16 AFTER VARIOUS KIND OF THERMAL TREATMENT AND SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Klevtsov G. V.[1] , Valiev R. Z.[2], Klevtsova N. A.[1], Murashkin M. U.[2], Fesenuk M. V.[1], Kashapov M. R.[1], Ishteryakov V. I.[1]

[1)]Orenburg State University, Orenburg, Russia

[2)] Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, Russia

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

It is shown, that severe plastic deformation aluminium alloy Д16 provides high value of impact strength of an alloy. The mechanism of impact destruction of alloy Д16 after severe plastic deformation differs from the mechanism of destruction of an alloy in an initial condition after various kinds of thermal treatment by finer pit structure and absence of large brittle fragments on the fracture surface.

Целью настоящей работы является изучение механизма ударного разрушения промышленного деформируемого алюминиевого сплава Д16 после различных видов термической обработки (отжиг, закалка + старение) и интенсивной пластической деформации методом РКУ прессования.

Материал и методики исследования

В качестве исследуемого материала был использован промышленный деформируемый алюминиевый сплав Д16 после следующих видов термической обработки: отжиг и закалка + старение. Субмикрокристаллическое состояние (средний размер зерна 300 нм) было получено путем равноканального углового прессования (РКУП) образцов горячекатаного сплава [1].

Ударные испытания образцов с V-образным концентратором напряжения (KCV) проводили на копре МК-30. Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии. Микрофрактографическое исследование проводили в растровом микроскопе JSM-6092.

Результаты исследования и их обсуждение

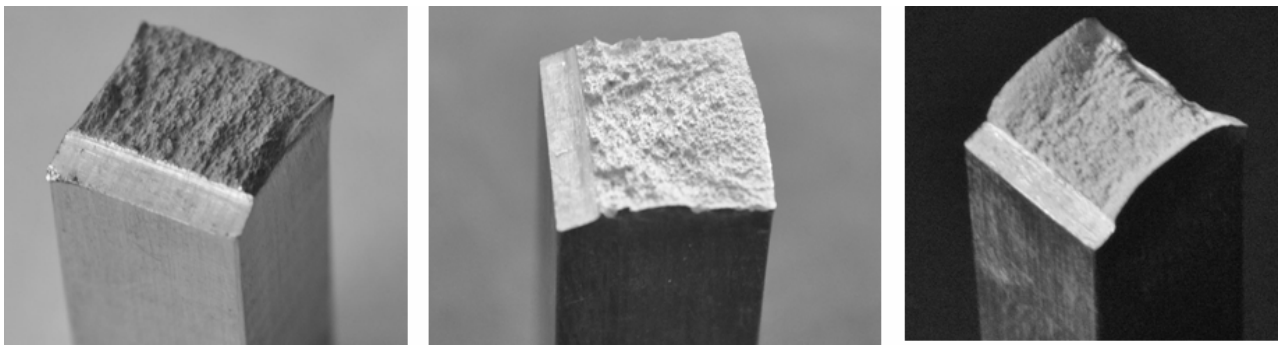
Твердость и ударная вязкость образцов после различных видов обработки представлены в табл. 1. Видно, что самую высокую твердость (121 HB) сплав Д16 имеет после закалки и старения; самую низкую (60 HB) – после отжига. После РКУП твердость сплава имеет промежуточное значение (78 HB). Значения ударной вязкости (KCV) сплава Д16 по степени убывания распределяются следующим образом: наибольшее значение (0,33 МДж/м^2) - после РКУП, чуть ниже (0,31 МДж/м^2) – после закалки + старения, самое низкое (0,23 МДж/м^2) - после отжига.

Таким образом, видно, что РКУ прессование не позволяет получать самую высокую твердость сплава Д16, однако обеспечивает самое высокое, по сравнению с другими видами обработки, значение ударной вязкости.

Таблица 1 – Среднее значение твердости и ударной вязкости сплава Д16 после различных видов термической обработки и РКУП, а также значение утяжки (δ) и размера губ среза (λ) полученных изломов

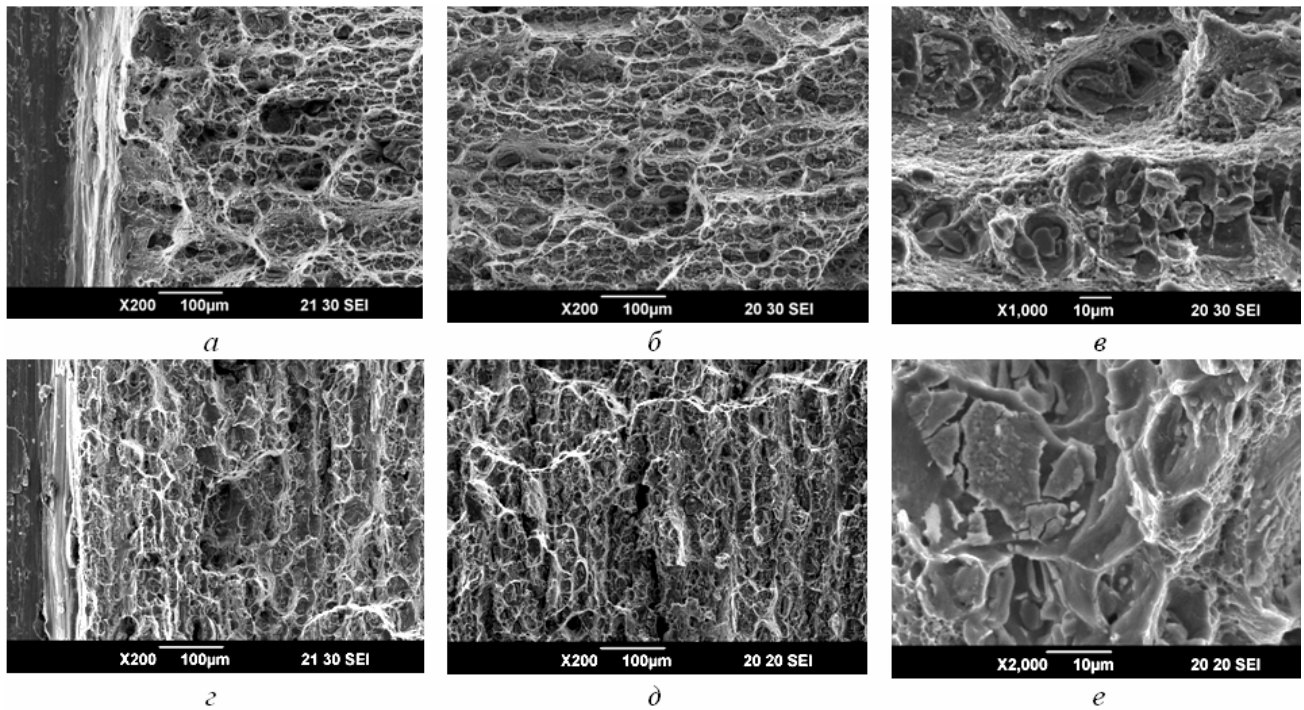
Состояние сплава	Отжиг	Закалка + старение	После РКУП
НВ	60	121	78
KCV, МДж/м^2	0,23	0,30	0,39
δ, %	5	2	7
λ, %	9	3	35

На рис. 1 представлены ударные изломы сплава Д16 после отжига, закалки + старения и РКУП. Видно, что излом отожженного сплава (рис. 1 *а*) однородный, волокнистый, имеет небольшие утяжку (табл. 1); губы среза не превышают 10 % (табл. 1). Излом сплава после закалки + старения (рис. 1 *б*) – тоже однородный, но менее волокнистый, утяжка и губы среза практически отсутствуют (табл. 1). Излом сплава после РКУП волокнистый, имеет большие губы среза (35 %) и утяжку (табл. 1). Все это указывает на макровязкий характер разрушения данного сплава.



а *б* *в*

Рисунок 1 – Общий вид ударных изломов сплава Д16 после отжига (*а*), закалки + старения (*б*) и РКУП (*в*)



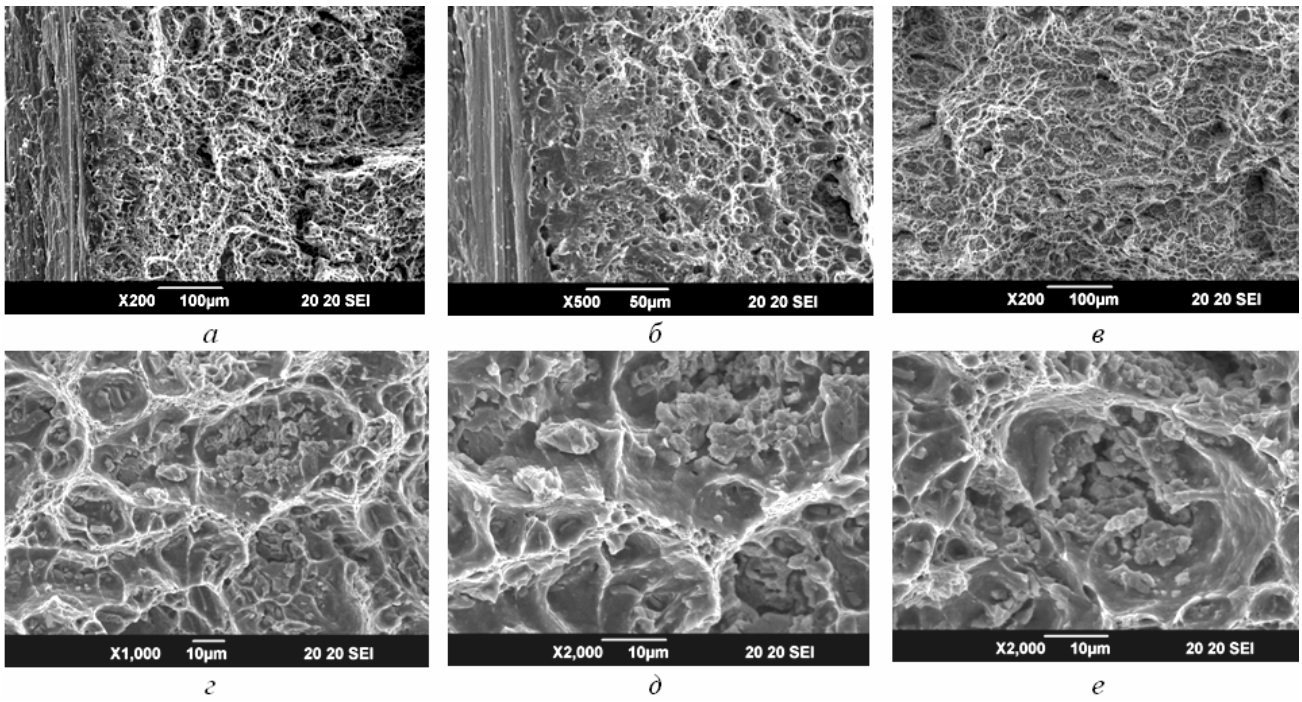
а *б* *в*

г *д* *е*

Рисунок 2 – Микрорельеф поверхности ударных изломов сплава Д16 после отжига (*а-в*) и закалки + старения (*г-е*): *а, б, г, д* – х200; *в* – х1000, *е* – х2000

Микрофрактографический анализ показал, что ударное разрушение сплава Д16 после отжига и закалки + старения начинается с образования в очаге разрушения вязкой микрозоны вытяжки θ [2, 3] (рис. 2 *а, г*). При небольшом увеличении видно, что микрорельеф обоих изломов практически одинаковый – ямочный (рис. *а, б, г, д*). Однако при большом увеличении видно, что разрушение сплава Д16 после закалки + старения сопровождается образованием плоских сравнительно крупных хрупких фрагментов (рис. 2 *е*). В изломах сплава после отжига таких фрагментов не наблюдается (рис. 2 *в*).

Микрорельеф изломов сплава Д16 в субмикрокристаллическом состоянии (после РКУП) несколько отличается от вышерассмотренных. Из рис. 3 *а, б* видно, что в очаге разрушения после зоны θ можно выделить зону длиной примерно 100 мкм с неглубокими ямками и плоскими участками. Затем излом становиться полностью ямочным. Однако ямки, по сравнению с предыдущими случаями, очень мелкие (рис. 3 *в, г*). При большом увеличении видно (рис.3 *д, е*), что крупные хрупкие фрагменты, какие имели место в изломах сплава после закалки + старения, в данном случае отсутствуют. Такой микрорельеф скорее напоминает микрорельеф излома сплава Д16 после отжига, но является более мелким.



а *б* *в* *г* *д* *е*

Рисунок 3 – Микрорельеф поверхности ударных изломов сплава Д16 после РКУП: *а, б, г, д* – х200; *в* – х1000, *е* – х2000

Заключение

Таким образом, РКУ прессование обеспечивает самое высокое значение ударной вязкости сплава Д16. Механизм ударного разрушения сплава Д16 после РКУП в субмикрокристаллическом состоянии отличается от механизма разрушения сплава в исходном состоянии после различных видов термической обработки более мелким ямочным строением и отсутствием крупных хрупких фрагментов в микрорельефе ямочного разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект АВЦП № 1383).

Список использованных источников

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства.- М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.- 398 с.
2. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов.- М: Наука, 1989.- 230 с.
3. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264 с.

МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ СТАЛИ 110Г13 ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Клевцова Н. А.[1], Фесенюк М. В.[1], Кашапов М. Р.[1], Задорожный В. Ю.[2], Фролова О. А.[1], Колесник А. А.[1]

[1)] Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия

[2)] Государственный технологический университет (МИСиС), Москва, Россия

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

IMPACT FRACTURE MECHANISM AND MARTRNSITIC TRANSFORMATIONS IN PLASTIC ZONES OF STEEL 110G13 AT LOW TEMPERATURE

Klevtsova N. A.[1], Fesenuk M. V.[1], Kashapov M. R.[1], Zadorozhnii V. U.[2], Frolova O. A.[1], Kolesnik A. A.[1]

[1)]Orenburg State University, Orenburg, Russia

[2)]State Technological University (MIS and A), Moscow, Russia

E-mail: klevtsov11948@mail.ru

It's shown that steel 110G13 fractures by intergranular mechanism at test temperature -196 ^{0}C. A zone θ_1 length of 1–2 grains which have formed by micro cleavage mechanism is revealed on the fracture surface near the notch of all specimens. The depth of plastic zone under the fracture surface certain by the X-ray method has appeared in 5 times less than average size of grain in steel. Distribution of α- and ε-phases in a plastic zone is revealed.

Целью настоящей работы является исследование механизма ударного разрушения аустенитной стали 110Г13 с различным размером зерна и распределения мартенситных фаз в пластической зоне под поверхностью изломов при температуре -196 ^{0}C.

Материал и методики исследования

В качестве исследуемого материала использовали аустенитную сталь 110Г13 со средним размером зерна 200, 120 и 60 мкм. Измельчение зерна проводили путем многократной ковки. После закалки от температуры 1100 ^{0}C в воде данная сталь имела однофазную структуру γ-железа. Охлаждение образцов до температуры -196 ^{0}C не приводило к мартенситным превращениям.

Образцы размером 10x10x55 мм с V-образным концентратором напряжения охлаждали в жидком азоте в течение 10 минут, затем переносили на копер МК-30 и производили ударное разрушение. Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии. Глубину пластической зоны под поверхностью изломов и распределение мартенситных фаз в данной зоне определяли рентгеновским методом. С этой целью использовали метод послойного травления излома с последующим рентгенографированием его поверхности [4]. О глубине пластической зоны под поверхностью излома судили по изменению ширины рентгеновской дифракционной линии (311) K_α. Количество α- и ε-мартенсита как на поверхности изломов, так и в пластических зонах под поверхностью изломов, определяли по интегральной интенсивности дифракционных линий (111) Kα γ-фазы, (110) Kα α-фазы и (101) Kα ε-фазы [5].

Микрофрактографические исследования проводили в растровом микроскопе JSM-6092, рентгеноструктурный анализ изломов – на дифрактометре ДРОН-4-07.

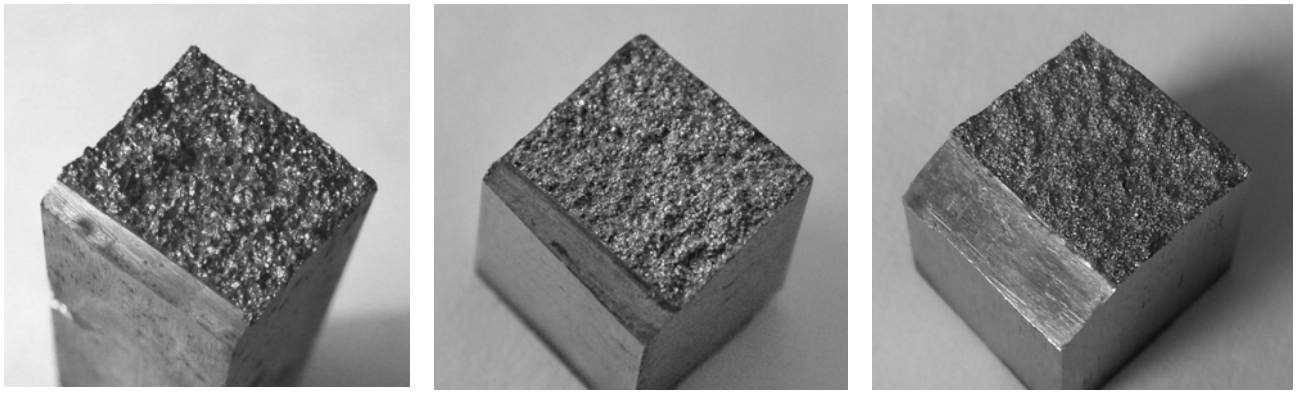
Результаты исследования и их обсуждение

В таблице 1 представлено среднее значение размера зерна и ударной вязкости (KCV) стали 110Г13 при температуре испытания –196 ^{0}C. Видно, что с уменьшением размера зерна ударная вязкость стали имеет тенденцию к уменьшению.

Ударные изломы стали 110Г13, полученные при температуре -196 ^{0}С, имеют макрохрупкое кристаллическое строение. Губы среза и утяжка у поверхности излома отсутствуют (рис. 1).

Таблица 1 – Среднее значение размера зерна и ударной вязкости стали 110Г13Л при температуре –196 ^{0}С

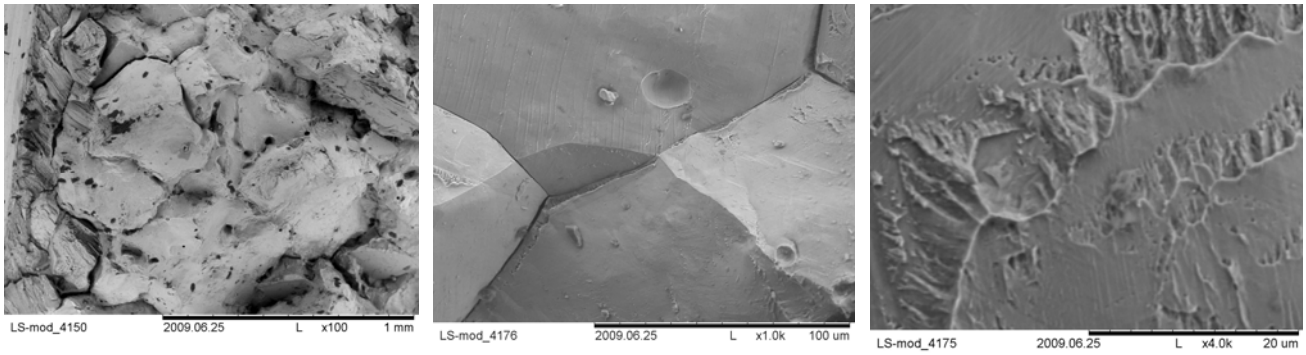
$d_{ср.}$, мкм	240	120	60
KCV, МДж/м^2	0,25	0,23	0,14



а *б* *в*

Рисунок 1 – Общий вид ударных изломов стали 110Г13 с размером зерна 240 мкм (*а*), 120 мкм (*б*), и 60 мкм (*в*), полученных при температуре –196 ^{0}С

Микрофрактографический анализ ударного разрушения стали 110Г13 с размером зерна 240 мкм показал, что данная сталь разрушается преимущественно по механизму межзеренного хрупкого разрушения (рис. 2 *а-г*). В очаге разрушения можно наблюдать зону длиной 0,3-0,4 мм (назовем ее зоной θ_1), образование которой, в отличие от обычно образующейся в очаге разрушения вязкой зоны сдвига θ [6], произошло по механизму микроскола (рис. 2 а). В центральной части излома разрушение хрупкое межзеренное. Встречаются как сравнительно гладкие фасетки межзеренного хрупкого разрушения (рис. 2 *б*), так и с элементами вязкого микрорельефа (рис. 2 *в*). Вторичные трещины по границам зерен не наблюдаются.

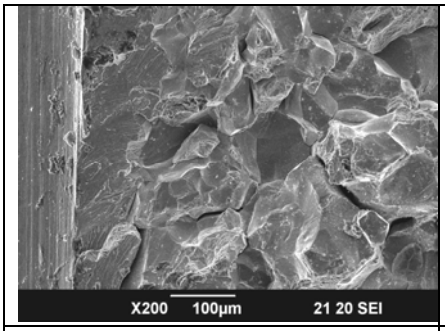


а *б* *в*

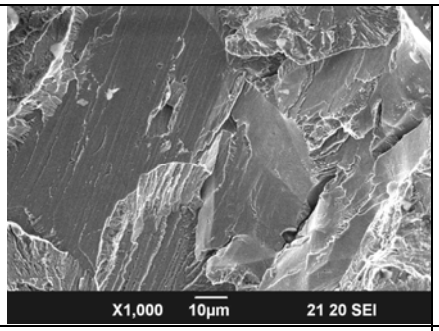
Рисунок 2 – Микрорельеф излома сплава 110Г13 с размером зерна 240 мкм в очаге разрушения (*а, б*) и центральной части излома (*в*): *а* – х100; *б* – х1000; *в* – х4000

В очаге разрушения стали 110Г13 с размером зерна 120 мкм также можно выделить зону θ_1, длиной 0,15-0,25 мм (рис. 3*а*), с хрупким разрушением по механизму скола (рис. 3*б*). За пределами данной зоны доминирующим механизмом разрушения является межзеренное хрупкое разрушение (рис. 3 *а*). Хорошо видны вторичные трещины и небольшие участки с

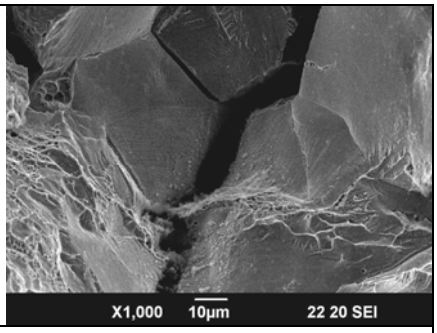
ямочным микрорельефом (рис. 3 *в*). Можно предположить, что границы зерен, возможно, были ослаблены, например, в результате многократной ковки.



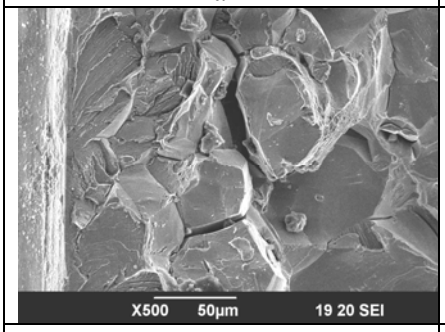
а



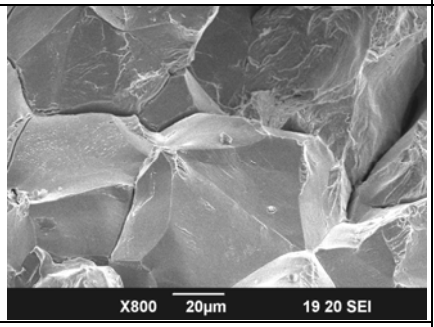
б



в



г



д

Рисунок 3 – Микрорельеф излома стали 110Г13 с размером зерна 120 мкм (*а–в*) и 60 мкм (*г, д*) в очаге разрушения (*а, б, г*) и центральной части излома (*в, д*): *а* – х200; *б, в* – х1000; *г* – х500; *д* – х800

Аналогичный микрорельеф имеют и изломы стали со средним размером зерна 60 мкм. В очаге разрушения хорошо видна зона θ_1 длиной 0,05–0,1 мм (рис. 3 *г*). За пределами данной зоны разрушение произошло по механизму межзеренного хрупкого разрушения (рис. 3*д*). Видны вторичные трещины, однако участки с ямочным микрорельефом практически не встречаются.

Таким образом, можно сделать вывод, что сталь 110Г13 при ударном нагружении при температуре –196 ^{0}С разрушается хрупко по границам зерен независимо от размера зерна. В очаге разрушения всех испытуемых образцов выявлена зона θ_1 длиной в 1–2 зерна, образовавшаяся по механизму скола. При разрушении стали с размером зерна 200 мкм центральная часть излома состоит из гладких фасеток межзеренного хрупкого разрушения; вторичных трещин по границам зерен не наблюдается. В центральной части изломов стали с размером зерна 120 мкм видны вторичные трещины по границам зерен и участки с ямочным микрорельефом. В центральной части изломов стали с размером зерна 60 мкм видны фасетки межзеренного хрупкого разрушения и вторичные трещины.

По-видимому, вышеуказанные изменения ударной вязкости и механизма разрушения стали 110Г13 в зависимости от размера зерна связаны с технологией измельчения зерна стали путем многократной ковки, приводящей к ослаблению межзеренных границ и накоплению на данных границах трещин.

На примере стали с размером зерна 200 мкм определим рентгеновским методом глубину пластической зоны h_y под поверхностью изломов и распределение мартенситных фаз в данной зоне.

Результаты исследования показали, что глубина пластической зоны под поверхностью изломов составляет 40 мкм, что в 5 раз меньше среднего размера зерна в стали. Принимая во внимание тот факт, что в данном случае отношение h_{max}/t составляет $4\cdot10^{-3}$, т.е. $h_{max}/t < 10^{-2}$, можно констатировать[1, 2], что ударное разрушение стали 110Г13 при температуре –196 ^{0}С произошло в условиях плоской деформации.

В пластических зонах под поверхностью изломов рентгеновским методом были обнаружены $\gamma\rightarrow\varepsilon\rightarrow\alpha$ превращения. Установлено, что максимальное количество α-мартенсита об-

разуется на поверхности излома, а затем непрерывно уменьшается вглубь излома. Распределение ε-мартенсита отличается тем, что на поверхности излома ε-мартенсит отсутствует, затем его количество увеличивается, достигая максимума на некоторой глубине под поверхностью излома, где искажение кристаллической структуры меньше, чем на поверхности. Затем количество ε-мартенсита вновь убывает по глубине и на границе пластической зоны становится равным нулю.

Такое распределение α- и ε-мартенсита в пластических зонах под поверхностью изломов уже наблюдалось при вязком и смешанном разрушении аустенитных сталей, в которых мартенситные превращения происходят по механизму γ→ε→α [1]. По-видимому, при межзеренном хрупком разрушении стали на распределение мартенситных фаз в пластической зоне оказывают влияния те же факторы, что и при вязком или смешанном разрушении [1].

Выводы

1. В очаге разрушения стали 110Г13 выявлена зона θ_1 длиной в 1-2 зерна с транскристаллитным хрупким разрушением.
2. Независимо от размера зерна сталь 110Г13 разрушается по механизму межзеренного хрупкого разрушения. При разрушении стали с размером зерна 200 мкм центральная часть излома состоит из гладких фасеток межзеренного хрупкого разрушения; вторичных трещин по границам зерен не наблюдается. В центральной части изломов стали с размером зерна 120 мкм видны вторичные трещины по границам зерен и участки с ямочным микрорельефом. В центральной части изломов стали с размером зерна 60 мкм – фасетки межзеренного хрупкого разрушения и вторичные трещины.
3. Показано, что глубина пластической зоны под поверхностью изломов стали 110Г13 с размером зерна 200 мкм в 5 раз меньше среднего размера зерна в данной стали.
4. Рентгеновским методом исследовано распределение α- и ε-мартенсита в пластических зонах под поверхностью изломов. Максимальное количество α-мартенсита обнаружено на поверхности изломов, затем его количество непрерывно уменьшается от поверхности вглубь излома. Максимальное количество ε-мартенсита обнаружено на некоторой глубине под поверхностью излома, где искажение кристаллической структуры меньше, чем на поверхности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект АВЦП № 1383).

Список использованных источников

1. Клевцова Н.А., Фролова О.А., Клевцов Г.В. Разрушение аустенитных сталей и мартенситные превращения в пластических зонах.- М.: Изд-во Академии Естествознания, 2005.- 155 с.
2. Сагарадзе В. В., Уваров А. И. Упрочнение аустенитных сталей. - М.: Наука, 1989.- 270 с.
3. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264 с.
4. Р 50-54-52-88. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение глубины зон пластической деформации под поверхностью разрушения. - М.: ВНИИНМАШ Госстандарта СССР, 1988. - 24 с.
5. Р 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеноструктурного анализа изломов. Определение характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом. - М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994. - 28 с.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЗАДАННОЙ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ НА ОСНОВЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО КРИТЕРИЯ

Ромашов Р. В., Щипачев А. М.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
E-mail: sopromosu@rambler.ru

TECHNOLOGICAL BAIL OF GIVEN FATIGUE LIFE ON THE BASE OF ENERGY CRITERION

Romashov R. V., Schipachev A. M.
Orenburg State University, Orenburg, Russia
Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia
E-mail: sopromosu@rambler.ru

The procedure for creation of technological processes taking account of requiring on given fatigue life is proposed. The program realizing algorithm for calculation of life on the base of energy methods to problem of strength and fatigue fracture is formed.

Одним из основных условий обеспечения заданного ресурса изделий является предотвращение усталостных разрушений. Для решения этой проблемы необходимо разработать методологические основы выбора конструктивно-технологических решений по критерию долговечности с учетом статистических закономерностей усталостного разрушения элементов.

Известно, что модель прогнозирования циклической долговечности может включать в себя множество (до десяти и более) параметров и критериев оценки состояния и прогнозируемого ресурса. При этом каждый из указанных параметров может иметь разброс. В этих условиях сложность решения задачи прогнозирования ресурса значительно возрастает, и важную роль в обеспечении надежности и долговечности конструкций играет выполнение расчетов на усталость на основе вероятностных методов [1,2]. В работе [3], в частности, применена детерминировано-вариационная модель вероятностного прогнозирования ресурса с учетом вариаций входящих в нее параметров. На основе такой модели установлены недопустимые вероятность и риск ресурсного отказа нефтегазового оборудования в период продлеваемого ресурса, обоснованы и разработаны теоретические положения, алгоритмы и методы прогнозирования ресурса.

Сопротивление усталости деталей во многом определяется качеством поверхностного слоя материала. Особенно это касается деталей, изготовленных из высокопрочных материалов. К основным параметрам качества поверхностного слоя, с точки зрения усталости, можно отнести шероховатость поверхности, показатели напряженно-деформированного состояния, степень наклепа поверхности, показатели тонкой структуры и некоторые другие. Поэтому для создания высокоресурсных конструкций повышенные требования надо предъявлять к формированию комплекса окончательных технологических процессов (доводочных операций), которые выбираются с учетом функциональных назначений деталей [1]. Следует при этом учитывать, что принятый комплекс технологических процессов часто содержит операции, которые оказывают противоположное влияние на качество поверхности. Важно установить оптимальные, с точки зрения сопротивления усталости, технологические процессы операций, свойственные данному производству или отрасли.

Одна из трудностей расчета долговечности в рамках предлагаемой методики заключается в том, что необходимо заранее определить координаты локального объема детали, ответственного за разрушение, и соответствующие ему величины параметров качества поверхностного слоя. Расположение очага зарождения трещины определяется минимумом долговечности, предварительно рассчитанной в зависимости от глубины поверхностного

слоя при заданной величине эксплуатационных напряжений. Расчет распределения долговечностей по глубине поверхностного слоя образцов из стали 30ХГСН2А показал [4], что после механической обработки точением, шлифованием и т.д. очаг разрушения находится преимущественно на поверхности образца; после упрочняющей обработки поверхностным пластическим деформированием – под поверхностью. При этом координата очага разрушения, как правило, соответствует глубине пластической деформации. Данные такого расчета подтверждены результатами фрактографических исследований.

В работах [4,5] приводятся результаты практического применения методов прогнозирования усталостной долговечности на основе энергетического подхода к проблеме прочности и разрушения на примерах типовых высоконагруженных деталей автомобилей и шасси самолетов. Ранее одним из авторов данной работы был экспериментально установлен фундаментальный факт: усталостное разрушение металлов происходит при накоплении в деформируемых объемах критической (предельной) величины плотности внутренний энергии, величина которой не зависит от условий процесса нагружения и является физической константой материала, хорошо совпадающей с термодинамической характеристикой металлов – теплотой (энтальпией) плавления. Предложены расчетные формулы для определения продолжительности двух стадий: первого периода усталости (до зарождения трещины) и периода живучести (роста трещины). На основе такого подхода разработан метод, позволяющий производить оптимизацию технологического процесса механической обработки и упрочнения по критериям усталостной прочности без проведения длительных и дорогостоящих усталостных испытаний с учетом комплекса конструктивно-технологических факторов (концентрация напряжений, шероховатость, технологические остаточные напряжения и др.) для поверхности, как наиболее нагруженной области работы деталей. Сравнение расчетных значений усталостной долговечности с определенными по результатам усталостных испытаний показало их хорошее соответствие.

При разработке научных принципов, которые могут быть положены в основу проектирования технологических процессов на заданный (требуемый) уровень долговечности, важно умение формировать необходимый уровень структурных параметров материалов, определяющих их работоспособность при циклических нагрузках, по всему технологическому маршруту изготовления деталей. Основными структурными параметрами, входящими в кинетическое уравнение повреждаемости и характеризующими структурное состояние материала, его наследственные свойства (в том числе предысторию нагружения), являются [6,7]:

- начальная (до деформирования) плотность скрытой энергии u_{e_0};

- коэффициент перенапряжения межатомных связей k_σ, равный отношению напряжения в локальном микрообъеме к среднему значению напряжения;

- коэффициент ν неравномерности распределения скрытой энергии по объему, учитывающий гетерогенность реальной структуры поликристаллов и равный отношению скрытой энергии в локальном микрообъеме к среднему значению скрытой энергии.

Предложены формулы [4,7] для оценки структурных параметров по характеристикам механической (статической) прочности. В некоторых случаях целесообразно использовать метод измерения твердости HV, при этом наиболее физически обоснованно искать корреляцию с твердостью истинных (а не условных) характеристик прочности.

Исходной информацией для разработки технологического процесса детали являются марка материала, его термообработка, технические требования чертежа к точности, шероховатости, упрочнению поверхностей, эксплуатационные напряжения σ_a и требуемая долговечность (количество циклов N_* до разрушения). Исходная база данных включает в себя константы и исходные кривые выносливости, аналитические или графические модели, описывающие связи параметров качества поверхностного слоя – остаточных напряжений $\sigma_{ост}$,

микротвердости, шероховатости R_a с режимами техпроцесса (тонкого точения, шлифования, алмазного выглаживания и др.).

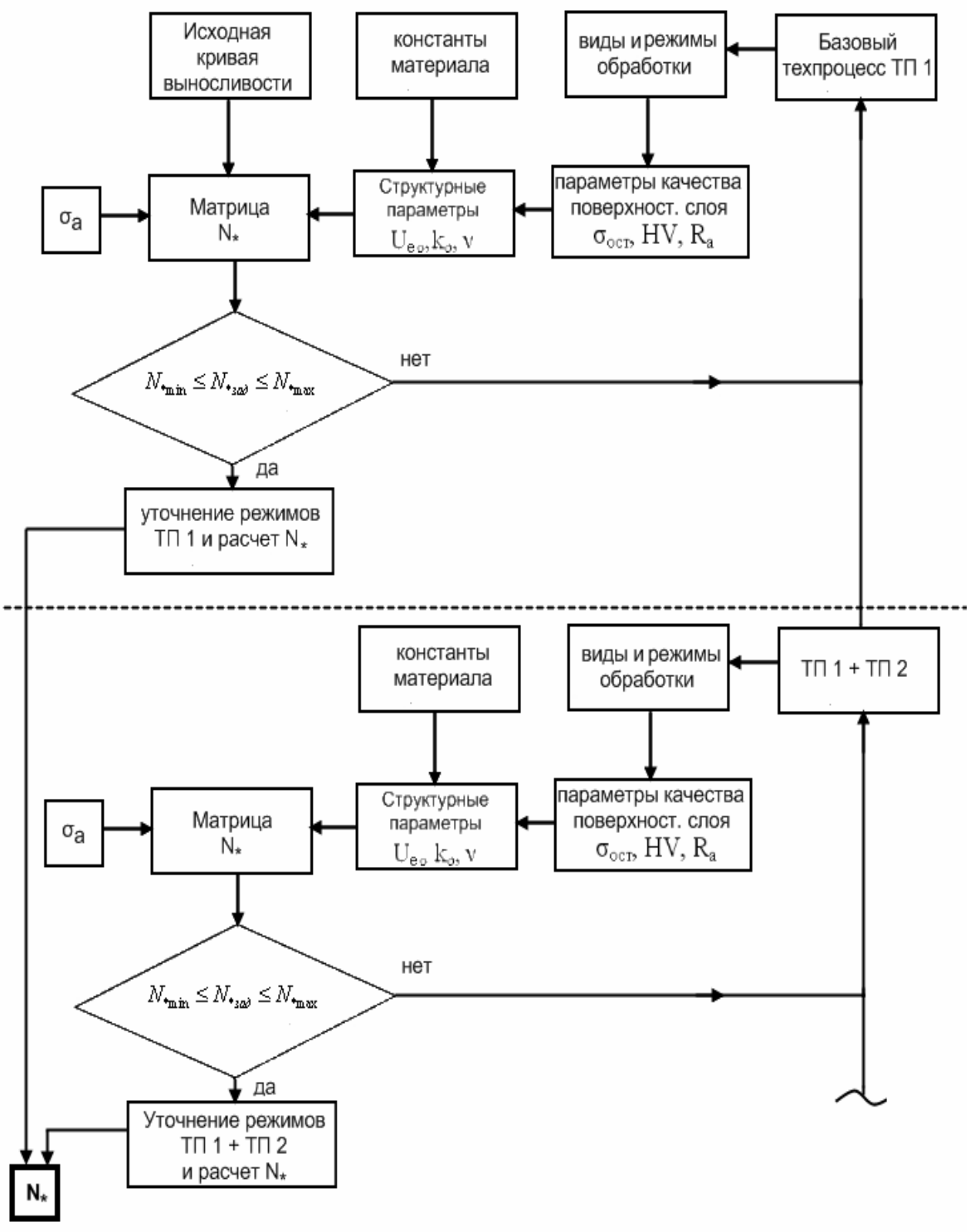


Рисунок 1 – Структура модели технологического процесса, обеспечивающего заданную долговечность N_*

Блок-схема методики проектирования технологических процессов (ТП) с учетом требований по долговечности представлена на рис. 1. Задавая параметры исходной кривой выносливости, константы материала детали, уровень эксплуатационных напряжений σ_a и ше-

роховатость (в соответствии с требованиями чертежа), рассчитывается долговечность N_* в зависимости от возможного диапазона изменения величины остаточных напряжений и микротвердости, которые могут быть обеспечены выбранным базовым ТП-1. Установленному диапазону ТП-1 соответствует матрица долговечностей, которая выводится на принтер и анализируется. Если требуемая долговечность N_* находится в области матрицы, то, определив соответствующие ей величины $\sigma_{ост}$ и HV по моделям ТП, приведенным в базе данных, уточняют элементы режима обработки. Если заданная долговечность N_* не попадает в область матрицы для данного ТП-1, то переходят к рассмотрению следующей разновидности технологического процесса ТП-2 или их совокупности: ТП-1 + ТП-2 и т.д. Следует отметить, что более точные результаты расчета долговечности N_* для различных технологий могут быть получены, если в качестве исходной использовать кривую выносливости для одного из рассматриваемых технологических процессов.

В работе [8] в качестве примера моделирования ТП на заданную долговечность составлена на языке MS FORTRAN программа, реализующая алгоритм расчета долговечности на основе энергетического подхода к проблеме. По этой программе рассчитаны кривые выносливости высокопрочной стали 30ХГСН2А после комплекса финишных операций, включающих тонкое точение, шлифование, суперфиниширование и алмазное выглаживание в различных сочетаниях. Полученные результаты позволили оптимизировать технологический процесс и синтезировать новые способы обработки, в частности, упрочнение деталей поверхностно-пластическим деформированием, применение которого связано с потребностью роста ресурса (срока службы изделий) по сравнению с механической обработкой. Указанный способ упрочнения позволяет существенно повышать ресурс изделий. Однако следует отметить, что необходимо изыскивать способы управления структурными параметрами с целью дальнейшего роста долговечности и полного использования потенциальных возможностей материала.

Список использованных источников

1. Бойцов Б.В. Прогнозирование долговечности напряженных конструкций. Комплексное исследование шасси самолета. – М.: Машиностроение, 1985. – 232 с.
2. Гусев А.С. Сопротивление усталости и живучесть конструкций при случайных нагрузках. – М.: Машиностроение, 1989. – 248 с.
3. Барышов С.Н. Вероятностное прогнозирование ресурса нефтегазового оборудования при эксплуатации в сероводородсодержащих средах: Автореферат дисс.докт.техн.наук. – Москва: ВНИИГАЗ, 2009. - 38 с.
4. Щипачев А.М. Разработка научных основ прогнозирования характеристик усталостной прочности металлов с учетом модифицированных поверхностных слоев: Автореферат дисс.докт.техн.наук. – Уфа: Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 2001. – 43 с.
5. Ромашов Р.В., Барышов С.Н., Щипачев А.М. Оценка выносливости осей мостов автомобилей с учетом эксплуатационных факторов на основе энергетического подхода // Проблемы качества и эксплуатации автотранспортных средств. Материалы II Международной научно-технической конференции. – Пенза: ПГАСА, 2002. – С. 4-11.
6. Ромашов Р.В. Структурные параметры металлических материалов, определяющие их работоспособность при циклических нагрузках // Физика прочности и пластичности материалов. Тезисы докладов 17-ой Международной конференции. – Самара: СамГТУ, 2009. – С.130.
7. Щипачев А.М., Ромашов Р.В., Барышов С.Н. Определение усталостной долговечности с учетом структурных параметров материала и качества поверхностного слоя // В сб. научных трудов «Динамика и прочность материалов и конструкций». – Орск: ГОУ ОГУ, 2001. – С.32-35.
8. Кулаков Г.А. Разработка методологии проектирования технологических процессов механической обработки и упрочнения с учетом усталостной долговечности высоконагруженных деталей: Автореферат дисс.докт.техн.наук. – Самара: СамГТУ, 1994. – 56 с.

МЕТОДИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ БОРТОВЫХ УЗЛОВ И СИСТЕМ АВТОМАТИЧЕСКИХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

(К 40-летию начала успешной эксплуатации «Лунохода-1» на Луне)

Маленков М. И., Жартовский Г. С.

СПб отделение Российской академии космонавтики имени К.Э.Циолковского (РАКЦ), ОАО Всероссийский научно-исследовательский институт транспортного машиностроения (ВНИИТрансмаш), Санкт-Петербург, Россия

E-mail: m.i.malenkov@gmail.com

METHODICAL FEATURES OF MECHANICAL TESTS OF ONBOARD UNITS AND SYSTEMS FOR AUTOMATIC SPACECRAFTS

(To the 40 anniversary of the beginning of successful operation "Lunokhod 1" on the Moon)

Malenkov M. I., Jartovsky G. S.

Russian Academy of Cosmonautics after K. Tsiolkovsky, J.-S. Co. VNIITRANSMASH, St.-Petersburg, Russia

E-mail: m.i.malenkov@gmail.com

On November, 17th, 1970 Soviet automatic laboratory " Lunokhod 1 " was delivered to a surface of the Moon. This day, first in history, the lunar track was laid. It was a birth of a new direction in space technique. Let's note the important role of mechanical tests in experimental working off of this and other automatic spacecraft.

The present report considers general approaches and some concrete examples of a methods, carrying out of mechanical tests of components of spacecrafts.

«Луноход-1» – космическое достижение мирового значения

17 ноября 1970 г. перечень достижений советской космонавтики мирового значения пополнился еще одной позицией: впервые в истории человечества на поверхности Луны появилась колея от транспортного средства, созданного на Земле. Это была колея советской автоматической передвижной лаборатории «Луноход-1», доставленной на Луну автоматической межпланетной станцией «Луна-17» (рис.1). Доставка лунного грунта на Землю автоматической станцией «Луна-16», успешная эксплуатация «Лунохода-1» на поверхности Луны, огромный объем полученной научной информации, высокие, непревзойденные и до настоящего времени, характеристики проходимости, ресурса работы и надежности «любимого лунного трактора» (В.С. Высоцкий) в какой-то мере, компенсировали неудачу СССР в борьбе за главный приз «Лунной гонки» великих держав – посещение Луны землянами.

Напомним, в частности, что «Луноход-1» отработал на Луне 10,5 земных месяцев, сохраняя работоспособность после каждой из его 11 лунных ночей. За 10 лунных дней он прошел по трассе, где углы подъема при преодолении небольших, трудно различимых кратеров, достигали 15°…25°. На крутых подъемах буксование колес достигало 70%, но аппарат ни разу не застрял в рыхлом лунном реголите, толщина слоя которого (до твердого основания) составляла 1…6 м.

Помимо чисто служебных систем, обеспечивающих движение и нормальное функционирование космического аппарата (КА), на борту «Лунохода-1» была установлена следующая научная аппаратура: рентгеновский спектрометр «Рифма» для определения его химического состава, газоразрядные счетчики, детекторы заряженных частиц, рентгеновский телескоп, уголковый лазерный отражатель для лазерной локации Луны, комплект температурных датчиков. Кроме того, имелись аппаратура и оборудование двойного назначения - служебного и научного. Это относится к панорамным телефотометрам и подсистеме малокадрового телевидения, позволившим не только обеспечить дистанционное управление движением с Земли, но и получить более 200 панорам высокого разрешения и более 20 000 снимков лунной поверхности.

Очень тщательно в этом отношении были продуманы компоненты самоходного автоматического шасси, которое в результате выполнило и функции инструмента научных исследований поверхности Луны. Наиболее ценная информация была получена с помощью прибора оценки проходимости (ПрОП), входившего в состав самоходного автоматического шасси в качестве одного из компонентов подсистемы безопасности движения. Одновременно этот прибор позволил изучить физико-механические свойства лунного грунта в естественном залегании более чем в 500 точках по трассе движения. Другой компонент этой же системы – гироскопический датчик крена и дифферента, обеспечивающий автоматическое отключение питания тяговых приводов шасси на предельных по устойчивости углах, использовался для изучения рельефа местности. Данные измерений скорости вращения свободно катящегося 9-го и приводных колес позволили измерять пройденный путь и величину буксования, а телеметрическая информация о токах тяговых электродвигателей, позволила оценить реальную загрузку колес, а также коэффициенты сцепления и сопротивления движению.

Многие ученые, специалисты и средства массовой информации различных стран не без оснований трактовали лунные новости того времени как огромный успех СССР в сознательно выбранном стратегическом направлении – изучении Луны и других небесных тел с помощью непилотируемых КА. Слово «луноход» стало использоваться в мире без перевода, как ранее слово «спутник».

Мировое признание качественно нового способа изучения и освоения Луны, на наш взгляд, явилось главным политическим итогом одиссеи «Лунохода-1». Что касается научно-технических аспектов, то, наиболее важным представляется сам факт успешной практической реализации КА нового типа, способных перемещаться, перевозить оборудование и проводить исследования на поверхности небесных тел. Это означало рождение нового технического направления, которое может быть определено как «Космическое транспортное машиностроение».

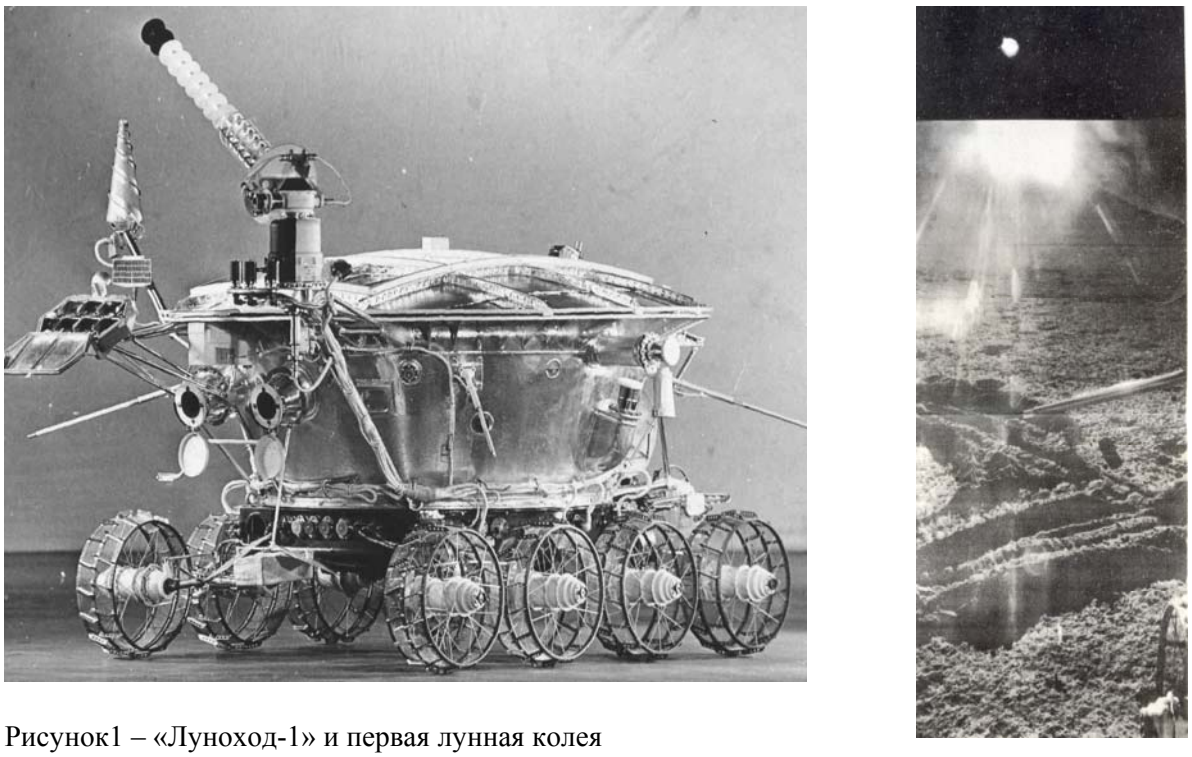


Рисунок1 – «Луноход-1» и первая лунная колея

Становление и развитие этого направления во многом связано с Ленинградом, его учебными заведениями и предприятиями, среди которых ключевая роль принадлежит ОАО «ВНИИТрансмаш». В те далекие годы оно было известно немногим людям как ВНИИ-100. Именно здесь, на окраине поселка Горелово, в широкой кооперации с десятками предпри-

ятий Ленинграда, Москвы и других городов СССР, под руководством А.Л. Кемурджиана, была создана важнейшая составная часть «Лунохода-1» - самоходное автоматическое шасси. [1]. Работа велась по техническому заданию и в тесном контакте с ОКБ, (ныне НПО), им. С.А. Лавочкина, ответственным за «Луноход-1» и лунную экспедицию в целом. Головное предприятие в то время возглавлял другой выдающийся советский ученый Г.Н. Бабакин. В заключение этого раздела уместно отметить, что идея практической реализации лунохода принадлежит С.П. Королеву. Именно он в 1963 году подключил к этой задаче ВНИИ-100, а в конце 1965 года передал все работы по автоматическим межпланетным станциям из Подлипок в Химки.

Методика автономных механических испытаний сложных много массовых систем

Бортовые узлы и системы космических аппаратов при наземной отработке подвергают испытаниям на стойкость к воздействию вибрации, ударов, виброударов и статических перегрузок, возникающих при транспортировании аппаратов на околоземную и гелиоцентрическую орбиты. Автоматические аппараты, предназначенные для исследования поверхности небесных тел контактными методами, подвергаются еще и действию статических и ударных посадочных перегрузок. Но если этот аппарат является еще и транспортным средством высокой проходимости, работающим, в силу особенностей телеоператорного управления, в высоко динамичном старт – стопном режиме, то спектр его нагрузок оказывается еще более широким.

При этом шасси «Лунохода-1», как сложную механическую многомассовую систему, даже и в наше время не очень просто испытать в сборе ввиду габаритно-массовых ограничений, свойственных серийному стендовому оборудованию. Поэтому во ВНИИТрансмаш уделяли большое внимание разработке корректных методов механических испытаний фрагментов сложных систем с самого начала становления космической тематики. Об этом свидетельствует, в частности, организация в институте в 1965 г. лаборатории вибраций, которую возглавил Р.Д. Тетельбаум.

Полученный опыт оказался востребованным при создании новых космических систем в 80-е годы прошлого века. Так, при отработке системы крепления и развертывания бортового манипулятора (СКР БМ) орбитального корабля (ОК) «Буран», (рис. 2), сопрягающей с помощью четырех опор манипулятор длиной около 17 м. с бортом, стало понятно, что организовать виброиспытания можно лишь для отдельных опор, «вычленив» их из сложной конструкции с распределенными параметрами.

Прямое копирование структуры и геометрии системы при испытаниях на стенде, которым в то время располагал ЦНИИМАШ, во-первых не решало задачи испытаний по всем трем осям, а, во-вторых, требовало больших средств и времени для создания оснастки, подготовки и проведения испытаний.

Виброиспытания корневого узла и одного из ложементов потребовали предварительного расчётно-экспериментального обоснования режимов нагружения, учитывающих, в первом приближении, динамику узлов и влияние «отброшенных» частей конструкции. Важную роль при этом сыграли большой опыт, интуиция исследователей, наработанные при ходовых и стендовых испытаниях военных гусеничных машин, их бортовой аппаратуры и механизмов.

Дальнейшее совершенствование методов виброиспытаний можно проследить на примере отработки узлов трехосной стабилизированной платформы (ТСП) «Аргус», созданной в ОАО ВНИИТрансмаш уже в 90-х годах по техническому заданию (ТЗ) Института космических исследований РАН в рамках несостоявшейся программы «Марс-96». Из перечня предусмотренных ТЗ видов механических воздействий по результатам динамических расчетов для автономных испытаний (АИ) был выбран наиболее тяжелый режим нагружения: синусоидальный виброудар по оси X с частотой 15 Гц, амплитудой ускорения 7 g, длительностью

0,2 с и по осям У, Z с частотой 10 Гц, амплитудой ускорения 3 g, длительностью 1 с. Ось X совпадает с продольной осью ракеты – носителя.

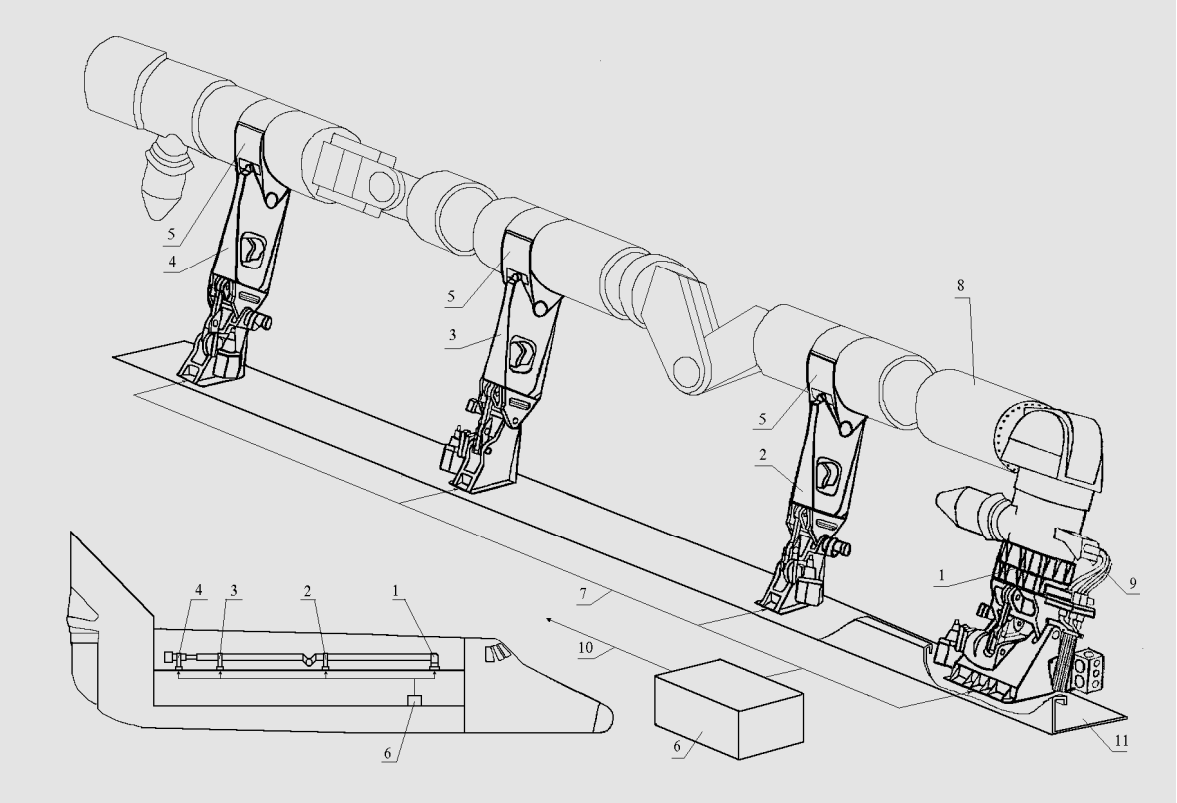


Рисунок 2 – Общий вид системы крепления и развертывания бортовых манипуляторов ОК «Буран». Выделены опоры СКР БМ: 1 – корневой узел, 2, 3, 4, – ложементы с механизмами фиксации БМ. (Внизу слева: размещение БМ и опор СКР БМ в отсеке полезного груза ОК «Буран»)

Методика построена на основе соблюдения эквивалентности воздействий: силовое воздействие на выбранный узел при АИ должно быть таким же, какое возникло бы при испытаниях этого узла в составе платформы. Расчетное напряженно-деформированное состояние (НДС) всего комплекса было определено методом конечных элементов с помощью авторских компъютерных программ под руководством заведующего кафедрой «Механика деформируемого твердого тела» БГТУ «Военмех» им. Д.Ф. Устинова С.И. Арсеньева. Это позволило затем экспериментальным путём на вибростенде подобрать эквивалентные массы и входные вибровоздействия, при которых НДС испытуемого узла на границах его «вычленения» соответствовали бы расчётному значению.

Для этого предусматривалась следующая методика. В качестве испытательных воздействий на платформе вибростенда предварительно принимают виброудар, параметры которого соответствуют ТЗ. Влияние узлов, сопряженных с «вычлененным» из платформы, учитывается массой m_i, устанавливаемой в некоторой точке испытательного узла. Координаты этой точки берутся из расчётных данных, а величина массы и ее максимальное ускорение A_i должны быть такими, чтобы амплитуда возникающей при испытаниях динамической силы P^*_{gi} равнялась её расчётному значению P_{gi} в данной точке

$$P^*_{gi} = P_{gi} = m_i A_i , \qquad (1)$$

где индекс *i* относит все указанные силы к проекциям по одной из осей X, У и Z.

Так как динамическая характеристика «вычлененого» узла заранее неизвестна, рассчитать ускорение массы m_i при заданном ускорении платформы стенда, а также требуемую её величину невозможно. Поэтому на начальном этапе узел нагружают массой, имеющей расчётное (предварительное) значение. Далее определяют реальную величину коэффициен-

тов передачи $K_{ni} = \frac{A_{mi}}{A_{ci}}$ по ускорению испытуемого узла как отношение амплитудных значений ускорения массы A_{mi} и платформы вибростенда.

Для этого узел с закреплённой на нём в расчётной точке массой устанавливают с помощью специальной оснастки на платформу вибростенда и задают тестовое воздействие, по форме аналогичное виброудару, но с малым значением амплитуды ускорения $A_{ci}^{*} = 0,5...1,0g$; одновременно измеряют максимальное значение ускорения A_{mi}^{*} массы и затем определяют упомянутый коэффициент передачи. Тогда потребная амплитуда платформы вибростенда для реализации эквивалентного воздействия во время АИ составит

$$A_{ci} = \frac{P_{gi}}{K_{ni} m_i}. \qquad (2)$$

Если вычисленное значение ускорения A_{ci} платформы вибростенда может привести к её перемещению, превышающему рабочий ход, увеличивают массу m_i и повторяют описанный цикл подготовки испытательного режима для АИ узла (для вибростенда G – 0310 при заданных параметрах виброудара это превышение должно быть не более 1,5…1,7).

Испытания были ориентированы на использование достаточно мощного вибростенда G–0310 фирмы Shinken, с рабочим ходом ± 12,5 мм, обеспечивающего (в диапазоне частот 5 – 2000 Гц) объектам массой 600 кГ ускорение до 15 g (рис. 3). Для этого стенда, при заданных параметрах виброудара, в случае одиночных, разовых испытаний можно допустить превышение рабочего хода не более чем в 1,5...1,7 раза.

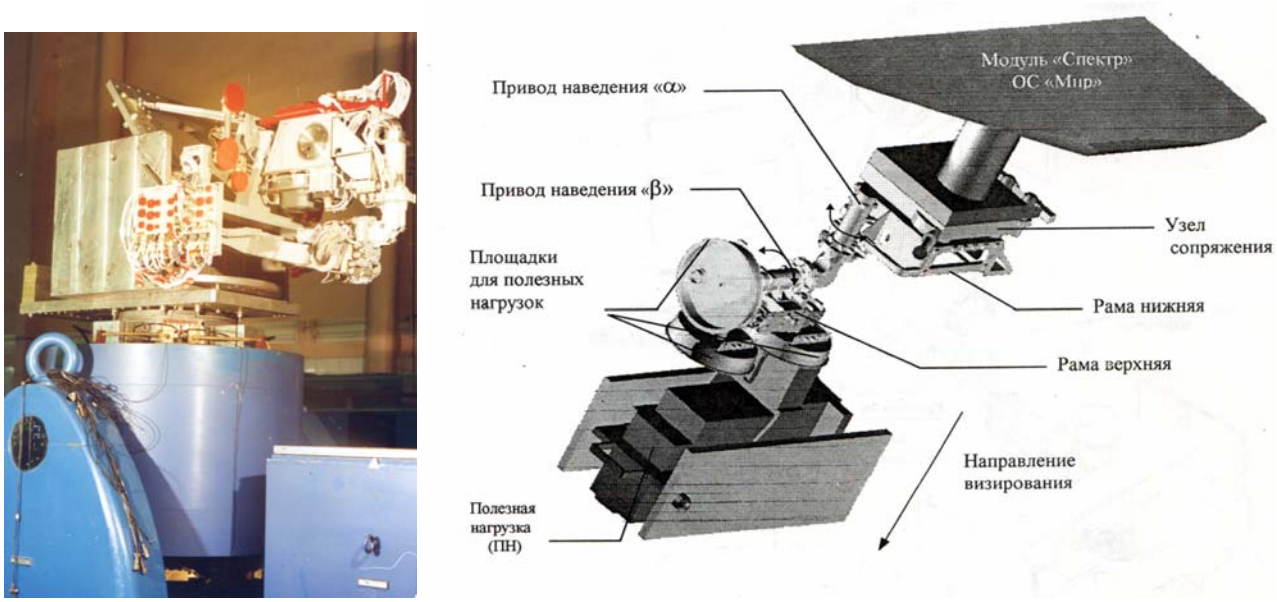


Рисунок 3 – Фрагмент испытаний ТСП «Аргус» на стенде G-0310 (слева). Сопряжение ПТН «Ориентатор» с научной аппаратурой и адаптером модуля «Спектр» ОС «Мир» (справа)

Методика испытаний проблемных узлов

Разработчику аппаратуры важно знать, какой из эксплуатационных режимов механического нагружения является более жёстким для разрабатываемой системы или комплекса? Какой узел или блок является для них критическим, определяющим прочность или ресурс работы всего изделия? В условиях отсутствия у разработчика полного набора требуемого испытательного оборудования, а также нередких для этого этапа дефицита времени и материальных средств, приходится решать задачу о допустимости замены одного вида воздействия

другим без ущерба для качества проверки соответствия разработанного изделия эксплуатационным требованиям. При этом иногда приходится ограничить отработку узлов, проводя ее только для наиболее критичных по предварительному анализу компонентов. Рассмотрим это на примере вторичного источника питания (ВИП), входящего в состав ТСП «Аргус».

Согласно эксплуатационным условиям при доставке на орбиту Марса он подвергается совместному 15-ти минутному действию линейных статических ускорений $\ddot{x}_n = 4g$ в продольном и $\ddot{x}_б = 1,5g$ в боковом направлениях, а также вибрационным воздействиям в широком диапазоне частот, часть которого приведена в табл. 1. Опираясь на положительные результаты испытаний блока ВИП на вибропрочность по указанным режимам, был поставлен вопрос, каким запасом прочности он обладает по отношению к 15-ти минутному режиму статического нагружения.

Анализ конструкции ВИП показал, что её основу составляют жесткий каркас с набором однотипных монтажных плат, закреплённых по контуру и по центру и что потенциальные нарушения его работоспособности от действия механических нагрузок могут быть вызваны: выходом из строя комплектующих элементов, размещенных на платах; нарушением прочности плат; соприкосновением противолежащих элементов на соседних платах при их деформации.

Таблица 1 – Характеристика вибрационных воздействий

Поддиапазон частот, Гц	5…10	10…20	20…40	40…80	80…160	160…320	640…1250
Амплитуда перемещения, мм	0,8	0,8	-	-	-	-	-
Амплитуда ускорения, g	-	-	1,3	1,8	3,0	6,0	10,0
Длительность воздействия, с	480	480	380	260	320	400	300

Полагая, что при выборе комплектующих элементов действующие (заданные) нагрузки учтены, первую из перечисленных причин можно исключить. Вторая и третья причины прямо зависят от величины деформации (прогибов) плат. Как динамическая модель, каждая *i*-я плата имеет большое число форм и частот собственных колебаний, лежащих в спектре эксплуатационных вибраций (табл. 1). Практически значимой для плат является первая форма ω_{oi} изгибных колебаний. При этом максимальный прогиб плат составляет:

- от действия распределённых масс (ускорение 1 g)

$$\Delta_{io} = \frac{1}{\omega_{oi}^2}; \tag{3}$$

- от действия линейного статического ускорения $\ddot{x}_{cm}$

$$\Delta_{icm} = \frac{\ddot{x}_{cm}}{\omega_{oi}^2}; \tag{4}$$

- от действия вибрации

$$\Delta_{iв} = \frac{Q\ddot{x}_в}{\omega_{oi}^2}, \tag{5}$$

где $\ddot{x}_в$ – амплитуда виброускорения на частоте $f_{oi} = \frac{1}{2\pi}\omega_{oi}$; Q – добротность платы или коэффициент усиления вибрации на частоте f_{oi}.

В конструкции ВИП отсутствуют материалы, которые обладают реологическими свойствами и могут изменять свои механические характеристики за время действия 15-ти

минутных линейных ускорений. Поэтому определяющим фактором нужно считать деформации Δ_{icm} и $\Delta_{iв}$. В результате экспериментальных исследований на вибростенде было установлено, что резонансные частоты плат находятся за пределами 100 Гц, а добротность Q на частотах 100…2000 Гц составляет 5…15.

Ориентируясь для гарантированного результата на минимальное значение Q = 5, можно рассчитать величину прогиба плат при вибрации (табл. 1) и при действии суммарного линейного ускорения, имея ввиду что $\ddot{x}_{cm} = \sqrt{(x_n^2 + x_б^2)}$. Отношение расчётно-экспериментальных значений прогибов плат при вибрационном и статическом нагружениях $\eta(f_{oi}) = \frac{\Delta_{iв}}{\Delta_{icm}}$, следует считать искомым коэффициентом их относительной нагруженности. Он показывает, в какой степени повреждающее действие вибрации больше, чем от действия линейных ускорений. Зависимость $\eta(f_{oi})$ для плат ВИП представлена на рис. 4, из которого видно, что в режимах вибрационного нагружения деформации плат в 3,5…11,6 превышают деформации от линейных ускорений.

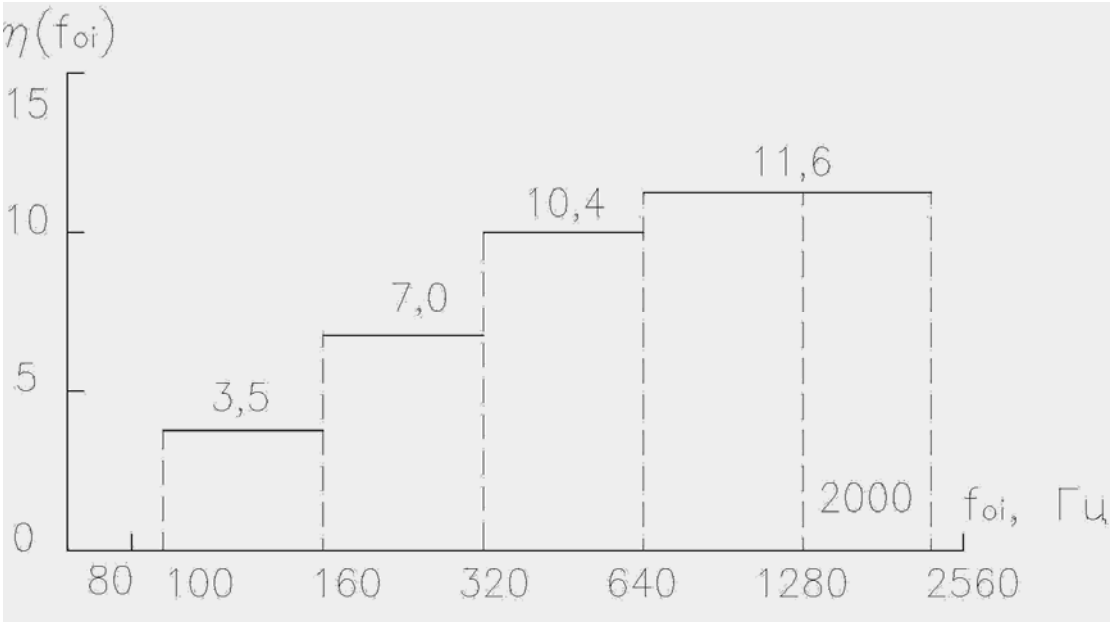


Рисунок 4 – Коэффициент относительной нагруженности плат ВИП

Особенности испытательного оборудования для вибрационных и виброударных испытаний

При установке испытуемого изделия на стенд, крепление стремятся сохранить таким же, как на космическом аппарате. Достаточно подробно принципы действия и конструкция стендов для механических испытаний космической техники, созданная или освоенная в ОАО ВНИИТрансмаш, рассмотрены в [2]. На однокомпонентных вибрационных и ударных стендах задание воздействия по трём осям (X, У, Z) осуществляется путём поочерёдной перестановки изделия относительно вектора воздействия. Учитывая это, а также требования к массе и жесткости испытательной оснастки, следует отметить, что её изготовление становится сравнительно трудоёмким и дорогим. Поэтому желательно, чтобы оснастка была универсальной и могла использоваться при реализации всех заданных режимов механических испытаний. При наличии мощного электродинамического вибростенда можно добиться существенной экономии времени и средств на проведение испытаний с использованием одной конструкции испытательной оснастки, если с его помощью задавать не только вибрации, но и виброудары и одиночные (импульсные) удары. Особенности такого формирования вибро-

удара описаны в [3]. Однако при воспроизведении импульсных воздействий необходимо учитывать следующее: приобретённую при ударе скорость необходимо погасить на определённом ходе вибратора, нагруженного оснасткой и изделием, так, как реальное перемещение вибратора может оказаться больше его рабочего хода.

Эта проблема была решена при испытаниях платформы точного наведения (ПТН) «Ориентатор», созданной в ОАО ВНИИТрансмаш по ТЗ РКК «Энергия» для установки на модуле «Спектр» орбитальной станции «Мир» с целью ориентации осей визирования научной аппаратуры (рис. 3). В соответствии с ТЗ платформа должна быть подвергнута воздействию полуволнового ускорения амплитудой 40 g (392,4 м/с^2) и длительностью 5 мс в обоих направлениях по каждой из трёх главных осей. Установленная на вибростенд G-0310, ПТН «Ориентатор» вместе с оснасткой (общей массой 320 кГ) образовала колебательную систему, собственная частота которой составила 1 Гц. При такой массе подвижных частей и заданном уровне ускорения потребная выталкивающая сила (320 кГ × 40 g = 126 кН) не ограничивалась техническими возможностями стенда G-0310 (160 кН) по силовым параметрам. Однако ход вибратора стенда не должен был превышать величины ±12,5 мм.

Оценка хода проводилась для случая, когда управляющий сигнал, поданный на усилитель стенда, может быть представлен в виде однополярного импульса. Учитывая, что длительность импульса на порядок короче полупериода собственных колебаний нагруженного вибратора, его перемещение равно:

$$y = Ae^{-ht} Sin\left(\sqrt{\omega_o^2 - h^2}t + \alpha\right), \tag{6}$$

где

$$A = \sqrt{\frac{\left(\dot{y}_o + h\mathrm{y}_\mathrm{o}\right)^2}{\omega_o^2 - h^2}} + \mathrm{y}_\mathrm{o}^2; \tag{7}$$

$$\alpha = \mathrm{arctg}\frac{y_o\sqrt{\omega_o^2 - h^2}}{\dot{y}_o + h\mathrm{y}_\mathrm{o}}; \tag{8}$$

ω_o - собственная круговая частота колебаний нагруженного вибратора; h – коэффициент затухания колебательной системы; $\dot{y}_o$ и y_o – скорость и перемещение вибратора в момент времени $t = 0$. При этом можно считать $y_o = 0$ и $\dot{y}_o = 0{,}7 \cdot 392{,}4 \cdot 40 = 1{,}37$ м/с (площадь под кривой ускорения). Пренебрегая затуханием ($h \cong 0$) и влиянием гравитационного ускорения, получим максимальное отклонение вибратора с ПТН и оснасткой: $y_{\max} = \frac{\dot{y}_o}{\omega_o} = 0{,}218$ м, что существенно превышает рабочий ход (0,0125 м).

Если электрический управляющий сигнал сформировать так, что по мере достижения разрешенного рабочего хода на систему будет подан аналогичный сигнал обратной полярности, можно этим самым скомпенсировать потенциальное превышение хода (рис. 5).

Момент, когда платформа вибростенда G - 0310, нагруженная испытуемым изделием и оснасткой, выбирает свой ход, составляет $t_{\text{пр}}$ = 0,025 с. (Это время определяется из выражения: 0,0125 = 0,218 $\sin\omega_o t_{\text{пр}}$). Управляющий сигнал надо сформировать так, чтобы разно полярные импульсы следовали друг за другом с интервалом не более $t_{\text{пр}}$ = 0,025с. Этого интервала достаточно, чтобы реакция ПТН «Ориентатор» на удар существенно ослабла к началу следующего удара. При этом перемещения платформы вибростенда от действия разно полярных импульсов взаимно компенсируются и не превышают разрешенного хода ± 12,5m. Реализация этих методических подходов позволила оптимизировать сроки отработки без ущерба ее качеству.

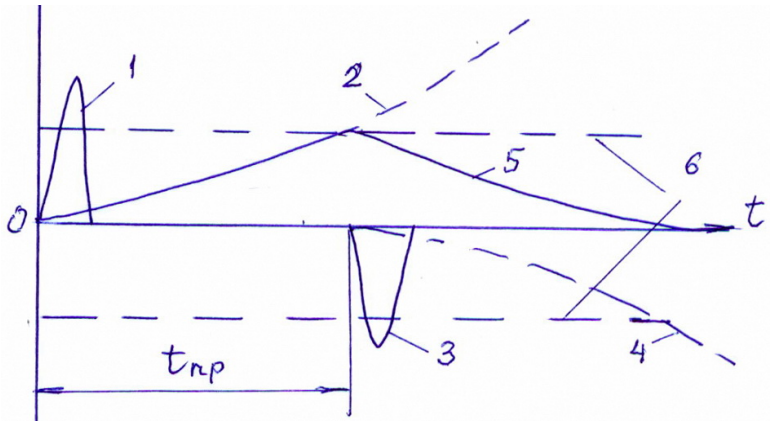


Рисунок 5 – Движение платформы вибратора стенда при действии разно полярных ударных импульсов: 1 – ударное ускорение $\ddot{y}(t)$; 2 – перемещение $y(t)$ при действии ускорения $\ddot{y}(t)$; 3 – ударное ускорение $\ddot{y}(t - t_{пр})$; 4 – перемещение $y\ (t - t_{пр})$ при действии ускорения $\ddot{y}(t - t_{пр})$; 5 – результирующее перемещение; 6 – рабочий ход платформы вибратора.

Выводы

1. Создание и успешная эксплуатация «Лунохода-1» на поверхности Луны положили начало новому направлению космической техники: «Космическое транспортное машиностроение». Спустя 40 лет некоторые достижения «Лунохода-1», как автоматического подвижного аппарата с телеоператорным управлением, остаются непревзойденными. Опыт его создания и экспериментальной отработки еще долго будут служить отправной базой для создателей новых космических аппаратов.

2. Правильный выбор приоритетных видов испытаний при анализе всего спектра действующих на космический аппарат нагрузок, применение принципов эквивалентности механических воздействий, принципов натурно-математического моделирования, использование при анализе достоверных конечно-элементных моделей и другие методические подходы позволяют существенно сократить объемы и стоимость работ по проведению механических испытаний сложных много массовых космических систем без ущерба качеству экспериментальной отработки.

3. Несмотря на широкое развитие компъютерных методов анализа, включая моделирование в системах виртуальной реальности, экспериментальные подходы, на наш взгляд, сохраняют свое важное значение по крайней мере при разработке новых машин и механизмов, не имеющих уже отработанных прототипов.

Список использованных источников

1. М.И. Маленков. Экстремальная робототехника. Проектирование систем передвижения планетоходов. Учебное пособие. Изд. Политехнического университета, Санкт-Петербург, 2008, 138 с.
2. И.С. Болховитинов, Г.С. Жартовский, М.И. Маленков. Виброакустика космических аппаратов, транспортных машин и механизмов. Учебное пособие. Изд. БГТУ «Военмех» им. Д.Ф.Устинова, Санкт-Петербург, 2006, 147 с.
3. И.С. Болховитинов, Г.С. Жартовский, М.И. Маленков. Наземная отработка трехосной стабилизированной платформы на стойкость к механическим воздействиям. Сб. статей «Оптимизация элементов конструкций КА и двигательных установок». Изд. БГТУ «Военмех» им. Д.Ф.Устинова, Санкт-Петербург, 2004, 70-75с.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ С ОДНОЙ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Сурикова Н. С.[1,2], Панин В. Е.[1], Елсукова Т. Ф.[1]
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия*
E-mail: surikova@ispms.tsc.ru

STRUCTURAL EVOLUTION 0F PURE ALUMINIUM ON FATIGUE WITH ONE FIX SURFACE

Surikova N. S.[1,2], Panin V. E.[1], Elsukova T. F.[1]
[1]*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*
[2]*Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia*
E-mail: surikova@ispms.tsc.ru

In the work, we investigate in detail the mechanisms of plastic deformation of thin aluminum foils attached to an elastically deformed substrate at high degrees of alternating bending. It is shown that at stage of extrusion-intrusion of foil layer, multiscale fragmentation with the formation of new structural defects such as the low angles bands of localization deformation with compound misorientations of crystallographic planes and domains with multifield misorientations takes place in the bulk Al foil.

Введение

В настоящей работе проведено исследование эволюции структуры и механизмов интенсивной пластической деформации высокочистого алюминия на микро- и мезо масштабном уровне в условиях многоцикловой усталости с одной закрепленной поверхностью [1]. Уникальный способ интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет получать на образцах алюминия сверхвысокие степени деформации без достижения разрушения и изучать нормальное к плоскости образца распределение пластического течения, в отличие от традиционно используемых методов ИПД таких, как равноканальное угловое прессование, деформация в наковальнях Бриджмена и глубокая прокатка.

Материал и методики исследования

В экспериментах фольги высокочистого поликристаллического алюминия А999 (отожженные при 513 К, 15 мин) толщиной t = 70–190 мкм наклеивали на плоские образцы наклепанного технического алюминия А7 и подвергали знакопеременному изгибу с амплитудой ±1 мм и частотой 430 мин$^{-1}$ при T = 293 К. Условия деформации были подобраны таким образом, чтобы подложка нагружалась упруго, а фольга пластически. Исходный размер зерна в фольге составлял $d_{ср}$ ~ 200 мкм. После проведения испытаний по циклированию двухслойных образцов, деформированные фольги алюминия А999 отклеивали от подложки и изучали металлографическую картину следов деформации на лицевой и оборотной поверхности фольги. Тонкую структуру деформированных фольг чистого Al проводили методами световой и электронной просвечивающей микроскопии аналогично [1]

Результаты и их обсуждение

Исследования деформационной структуры образцов Al на мезоуровне (рис. 1) показали высокую неоднородность распределения деформации, как в плоскости фольги алюминия, так и в направлении нормальном к ней. Из рис. 1 *а* видно, что даже при $N = 10^6$ циклах знакопеременного изгиба в материале остаются зерна неохваченные деформацией, тогда как другие зерна (*А*) испытывают интенсивное дислокационное скольжение. После $N \sim 10^5 – 10^6$ циклов в отдельных областях на лицевой стороне фольги начинают формироваться зоны экструзии (рис.1 *б*), на оборотной стороне фольги при этом – зигзагообразные мезополосы ло-

кализованной деформации (рис. 1 *в*). Мезополосы распространяются как по границам зерен, так и по телу зерна (рис.1 *г*), свидетельствуя о потере сдвиговой устойчивости деформированного материала, и охватывают весь поверхностный слой оборотной стороны.

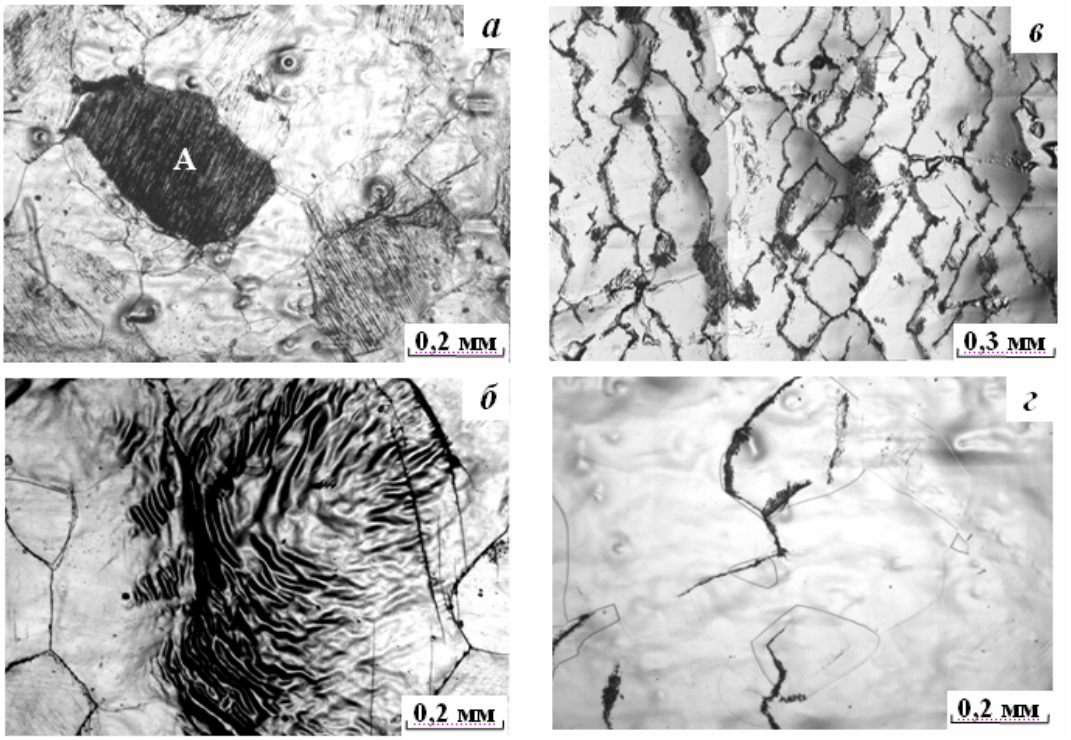


Рисунок 1 – *а* – зерно (*А*) с интенсивным дислокационным скольжением на лицевой поверхности фольги, t = 190 мкм, $N = 10^6$ циклов; *б* – зона экструзии на лицевой стороне фольги, t = 70 мкм, $N = 2{,}7\cdot10^6$ циклов; *в* – развитие зигзагообразных мезополос локализованной деформации на оборотной стороне фольги, t = 90 мкм, $N = 2{,}9\cdot10^6$ циклов; *г* – траектории распространения мезополос, t = 190 мкм, $N = 10^6$ циклов. Оптическая микроскопия, Zeiss Axiovert 25CA.

Неоднородность деформации при обычных циклических нагрузках является хорошо установленным фактом, связанным с возвратно поступательным движением коллективов дислокаций в каждом цикле деформации и с возможностью процессов их релаксации и аннигиляции. При усталостных испытаниях в материале одновременно проходят процессы упрочнения и возврата, приводящие к его расслоению по степеням и механизмам деформации. Особенно сильное различие при большом числе циклов наблюдается между объемом материала и приповерхностным слоем. В методе ИПД, используемом в данной Работе, неоднородность распределения деформации в направлении нормальном к плоскости фольги усиливается стесненностью деформации на границе фольга–подложка. Очевидно, что при таких условиях в приповерхностной зоне оборотной стороны фольги А999 (вследствие ее закрепления) будет накапливаться критическая плотность дислокаций, будут формироваться зоны (или слои) с высокими локальными напряжениями и, вследствие заторможенных дислокационных сдвигов, развиваться ротационные моды деформации. О высоких внутренних напряжениях свидетельствует такой экспериментальный факт, что отклеенная после $N{\sim}5\cdot10^6$ циклов фольга, через некоторое время самопроизвольно растрескивается по границам мезополос (рис.1 *в, г*).

Несмотря на неоднородность деформации с помощью электронной микроскопии на просвет удается установить последовательность формирования дефектной структуры в алюминии, деформированном до $N{\sim}5\cdot10^6$. При небольших степенях деформации до $N{\sim}10^2$–10^4 в отдельных зернах материала наблюдаются разные структурные состояния: отдельные дисло-

кации с векторами Бюргерса **b** = 1/2*a*<110> в плоскостях первичного сдвига {111}, дислокационные сетки (рис. 2 *а*), хаотически распределенные скопления дислокаций (рис. 2 *б*) и слабо ориентированная ячеистая структура (рис. 2 *в, г*).

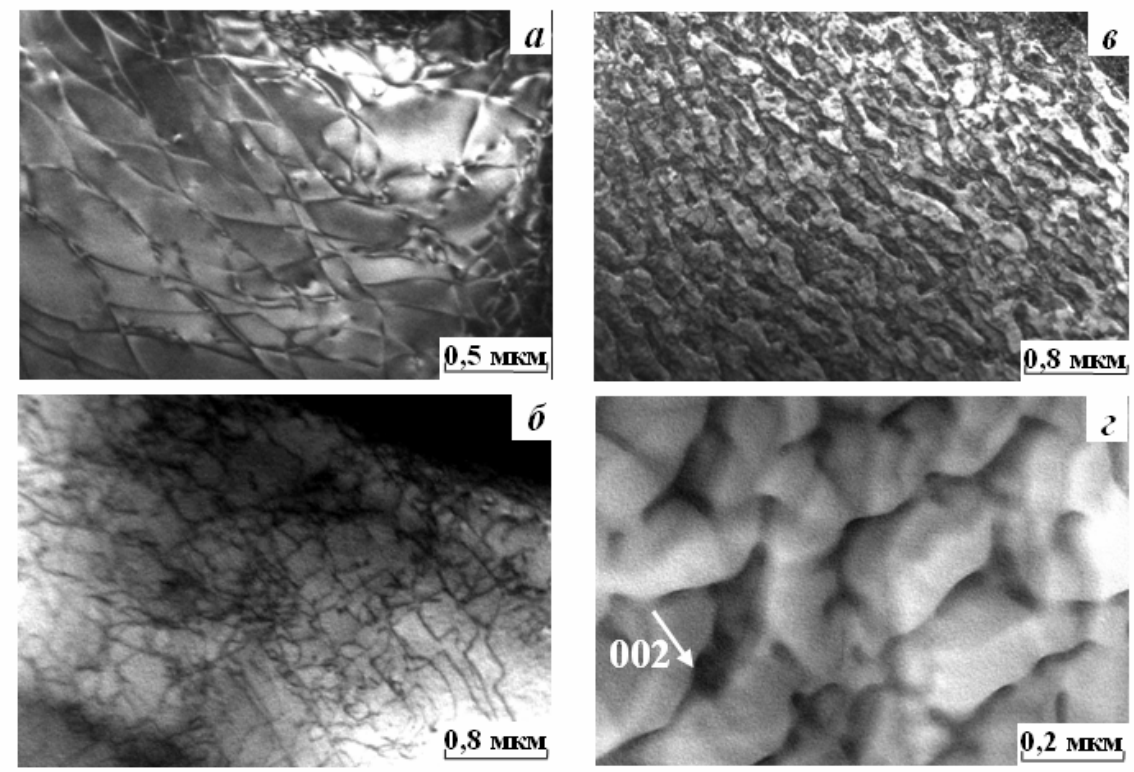


Рисунок 2 – Дислокационные сетки (*а*), скопления (*б*) и ячейки (*в, г*) в фольге алюминия после ~2000 циклов, *t* = 170 мкм. Темные поля: *а, б* – зона {001}, *в* – зона {112}, *г* – зона {110}.

В интервале деформаций $N = 10^5$–$\cdot 10^6$, когда в поверхностном слое алюминиевой фольги начинает развиваться экструзия материала, происходит качественное изменение внутренней структуры с образованием малоугловых деформационных границ, субзерен, полос локализованной деформации (ПЛД) и объемов материала с дипольными и мультипольными разориентировками. На рис. 3 *а* приведен пример формирования в зерне алюминия ($d_{ср}$~200 мкм) дислокационных скоплений, которые можно назвать малоугловыми деформационными границами. Форма границ с выступами высокой кривизны свидетельствует о том, что границы легко подвижны, и, что разные участки этих границ двигались в поле внутренних напряжений противоположных знаков, откликаясь на геометрию нагружения при усталостных испытаниях. При своем движении они, вероятно, «собирали» дислокации с соседних объемов, поскольку дислокации там либо отсутствуют, либо их плотность крайне низкая, как показали электронно-микроскопические исследования. Грубая оценка плотности дислокаций в такой границе (скоплении дислокаций) по формуле $\rho \approx 1/l^2$, (l – расстояние между дислокациями) при определенном экспериментально l = 25 нм, дает высокое значение $\rho \approx 1{,}6 \cdot 10^{11}$см$^{-2}$. Если предположить, что это дислокации одного знака, то угол разориентации кристаллической решетки вокруг такого скопления можно определить по формуле $\theta \sim b/l$, где $b = a\sqrt{2}/2$ – величина вектора Бюргерса дислокации в алюминии, a – параметр решетки алюминия, l – расстояние между дислокациями. Расчет дает значение угла разориентации $\theta \sim 0{,}65^0$, хорошо совпадающее с измеренным углом разориентации границ при наклонах фольги в темном поле. Все границы на рис. 3 оказались малоугловыми, с углом разориентации в пределах одного градуса.

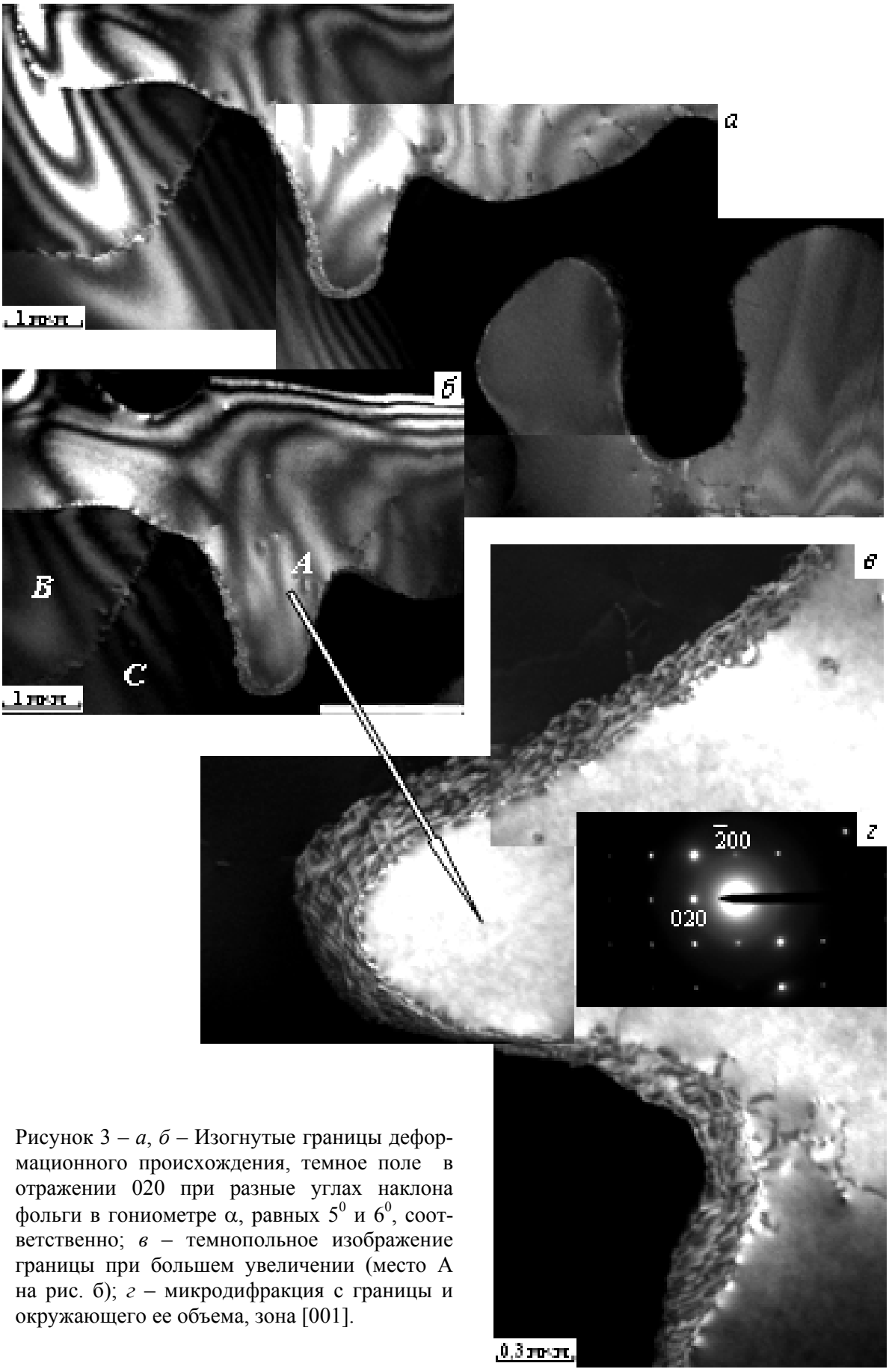


Рисунок 3 – *а*, *б* – Изогнутые границы деформационного происхождения, темное поле в отражении 020 при разные углах наклона фольги в гониометре α, равных 5^0 и 6^0, соответственно; *в* – темнопольное изображение границы при большем увеличении (место А на рис. б); *г* – микродифракция с границы и окружающего ее объема, зона [001].

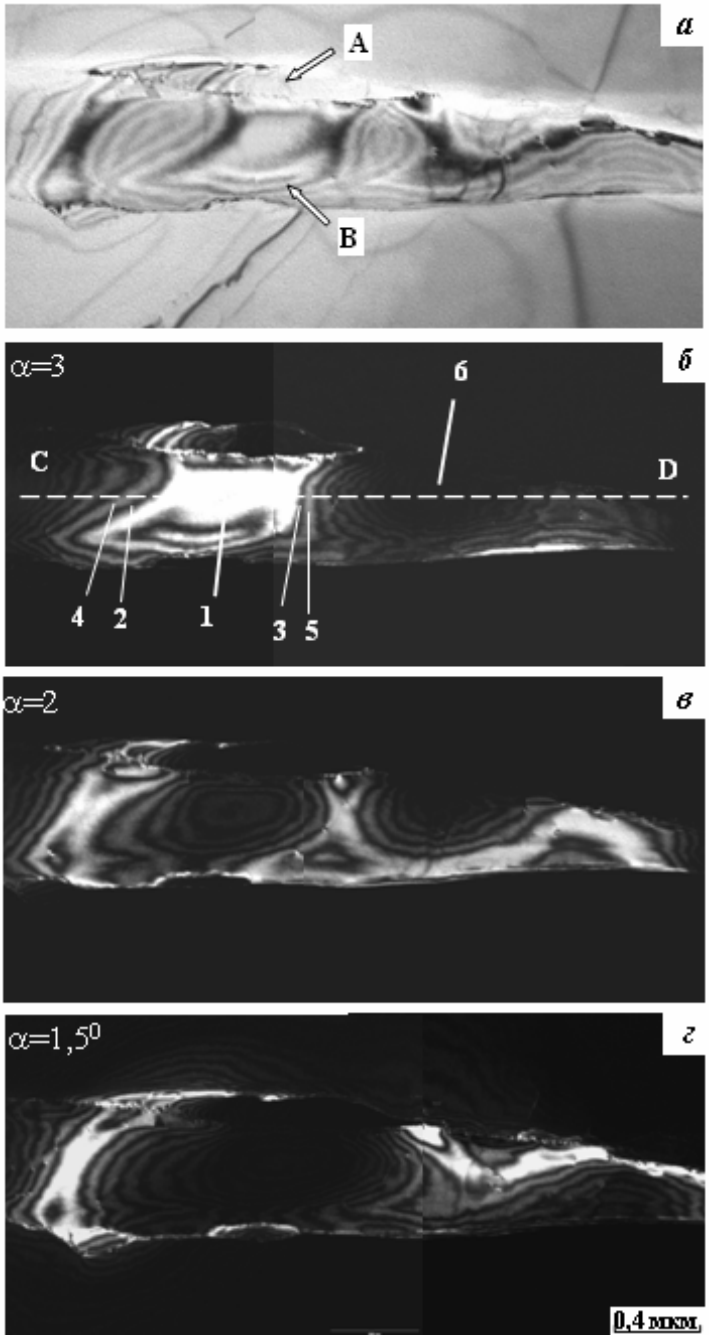


Рисунок 4 – Темнопольное изображение микрополос локализованной деформации в рефлексе 020 при разных углах наклона фольги в гониометре α, зона [001], $N = 4 \cdot 10^5$ циклов.

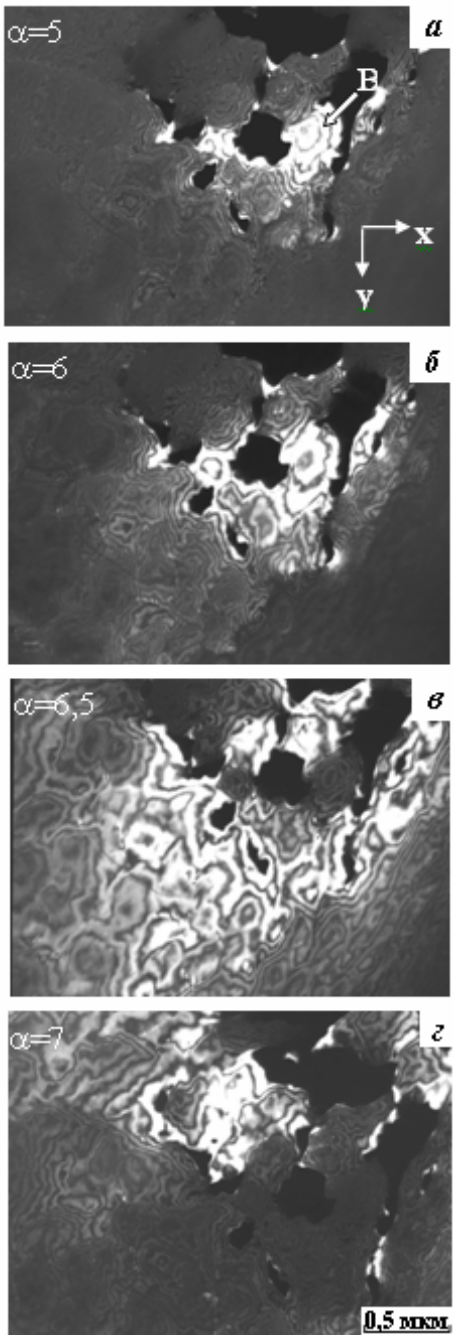


Рисунок 5 – Квазипериодическое распределение «доменов» с мультипольными разориентировками кристаллографических плоскостей, темные поля в рефлексе <111> при разных углах наклона фольги в гониометре α, $N = 4 \cdot 10^5$ циклов.

В других фольгах алюминия после деформации $N = 10^4$–10^6 циклов наблюдалось формирование микрополос локализованной деформации с непрерывными малоугловыми разориентировками кристаллографических плоскостей (рис. 4). На рис. 4 *б–г* приведены темнопольные изображения ПЛД *A* и *B* и окружающего их объема при разных углах наклона фольги алюминия в гониометре микроскопа. Анализируя поведение контуров экстинкции, соот-

ветствующих отражающим плоскостям (020) кристаллической решетки алюминия, можно определить характер разориентировок и уровень локальных внутренних напряжений в объеме полос. Уровень внутренних локальных напряжений можно оценить [2] по формуле

$$\sigma = G\chi_{ij}h\,, \qquad (1)$$

где G – модуль сдвига материала, χ_{ij} – компонента кривизны кристаллографических плоскостей, h – толщина фольги. Кривизна кристаллографических плоскостей, перпендикулярных плоскости фольги (параллельных падающему пучку электронов), χ_{31}, приблизительно равна

$$\chi_{31} \approx \frac{\Delta\alpha \sin\beta - \Delta\gamma}{h}\,, \qquad (2)$$

здесь $\Delta\alpha$ – величина интервала углов наклона образца в гониометре, при которых наблюдается контур экстинкции, β – угол между действующим отражением и проекцией оси наклона гониометра на плоскость фольги, $\Delta\gamma$ – угловой размер дифракционного максимума, обычно принимаемый $0{,}5^0$.

Если рассмотреть сечение микрополосы *B* перпендикулярное плоскости фольги по линии СД, то из анализа рис. 4 *б* видно, что при угле наклона фольги $\alpha = 3^0$ плоскости (020) в области интенсивно светящегося контура 1 ориентированы параллельно пучку электронов, а по обе стороны от этого контура идет чередование кристаллических областей, в которых указанные плоскости не находятся в отражающем положении (2, 3), т.е. наклонены под небольшим углом к пучку, и областей, в которых сохраняется отражающее положение (4, 5). При такой ориентации фольги в микрополосе можно выделить две крупные области 1 и 6, находящиеся в разных дифракционных условиях. При угле $\alpha = 2^0$ (рис. 4 *в*) контур 1 разбивается на серию чередующихся мелких контуров, которые при $\alpha = 1{,}5^0$ (рис. 4 *г*) все гаснут. Эти факты указывают на то, что в полосе *B* существует градиент ориентаций кристаллографических плоскостей (020) не только вдоль микрополосы, но и по толщине фольги. Вдоль нормали к плоскости фольги можно выделить, по крайней мере, три слоя материала, которые с позиции дифракционных условий можно описать рисунками 4 *б-г*. При толщине каждого слоя ~ 0,03 мкм (толщина фольги $h \approx 0{,}1$ мкм), $\beta \approx 90^0$ и $\Delta\alpha \sim 1^0$, получаем по формуле (1) значение кривизны плоскостей в каждом слое $\chi_{31} \approx 17$ град/мкм, что соответствует существованию в этих зонах высоких локальных напряжений $\sigma_{лок} \sim G/100$.

Накопление деформации приводит к формированию в материале нового структурного состояния, которое характеризуется сложным слоистым квазипериодическим распределением «доменов» с мультипольными разориентировками кристаллографических плоскостей. Из рис. 5 *а –г*, где показано поведение контуров экстинкции при наклоне фольги в гониометре, видно, что весь объем сильно деформированного материала разбивается на домены в зависимости от ориентации в них плоскостей {111}. Анализ смещения контура экстинкции (рис. 5 *а, б, в*) в направлениях **x** и **y** в «домене», обозначенном буквой *B*, при наклоне фольги на 1^0 и $0{,}5^0$, позволил установить существование достаточно высокой кривизны кристаллической решетки с компонентой тензора изгиба-кручения χ_{21} равной, соответственно, 35 град/мкм и 14 град/мкм. Оценка компоненты кривизны отражающих плоскостей и величины локальных внутренних напряжений в направлении **x** дает значения $\chi_{31} \approx 6{,}3$ град/мкм и $\sigma_{лок} = 280$ МПа $\approx G/100$, а в направлении **y** – $\chi_{31} \approx 3{,}5$ град/мкм и $\sigma_{лок} = 160$ МПа $\approx G/200$ (G – модуль сдвига в алюминии). Это свидетельствует о том, что в домене *B* существует неоднородное напряженное состояние с высокими локальными напряжениями, которое является следствием присутствия в этой области высокой плотности дислокаций $\rho \sim 3\cdot10^{11} - 6\cdot10^{11}$ см$^{-2}$. При такой плотности дислокаций и кривизне кристаллической решетки, отдельные дислокации разрешить практически невозможно. Однако можно с уверенностью предположить, что все дислокации находятся в дипольных конфигурациях, поскольку напряжения создаваемые диполями, являются более близкодействующими ($\sim r^{-2}$), чем напряжения от дислокационных скоплений ($\sim r^{-1/2}$). Примером таких конфигураций являются решетки Тейлора–Набарро (рис. 6 *а*) из прямых краевых дислокаций. Разделение материала дипольными стенками из дислокаций

одного знака, создает на их границах периодическое малоугловое изменение ориентации кристаллических плоскостей.

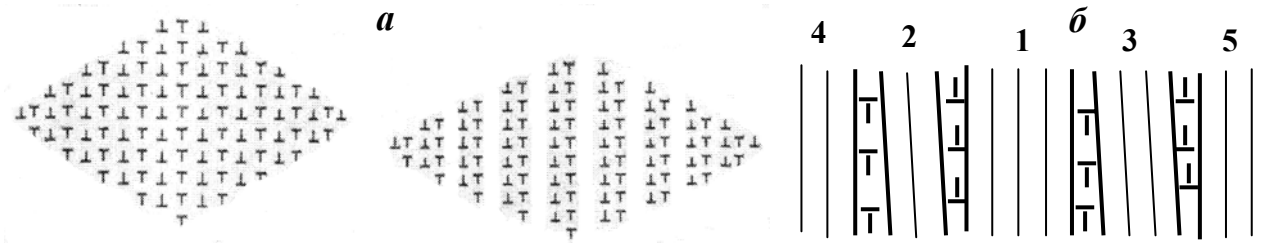


Рисунок 6 – *а* – Секции двух типов решеток Тейлора-Набарро; *б* – схема расположения кристаллографических плоскостей в области контуров экстинкции 1–5 на рис. 4 б.

Рис. 6 *а* демонстрирует возможное распределение дислокаций только в одном сечении домена *В*. Подобным локализованным распределением дислокационных зарядов разных знаков с высокой плотностью (рис. 6 б), обеспечивающей формирование дипольных конфигураций разориентировок, можно объяснить положение кристаллографических плоскостей в микрополосе на рис.4 *б*. В доменах же существует кольцевая симметрия в расположении стенок дислокаций одного знака (рис.6 *а, б*), приводящая к мультипольным малоугловым разориентировкам. Доменная организация деформационной структуры, очевидно, позволяет материалу эффективно релаксировать внутренние напряжения как внутри отдельного слоя, так и в объеме слоистого материала. На поверхности фольги при этом появляется квазипериодическое распределение областей размером ~ 20–30 нм с растягивающими и сжимающими напряжениями.

Выводы

Проведенные исследования показали высокую неоднородность распределения деформации в высокочистом алюминии после усталостных испытаний с одной закрепленной поверхностью как на мезо–, так и на микроуровне. В отличие от традиционных усталостных испытаний на закрепленных образцах А999 обнаружены новые типы дефектной структуры:

1. высокоподвижные деформационные границы, по которым происходит смещение отдельных субзерен в процессе экструзии [1];
2. Малоугловые микрополосы локализованной деформации с неоднородным слоистым распределением дипольных разориентировок кристаллографических плоскостей;
3. совокупность «доменов» с мультипольными непрерывными разориентировками кристаллографических плоскостей.

Развитие таких структур можно классифицировать как механизмы фрагментации сильнонеравновесного материала на субмикро- и наноразмерном масштабном уровне.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов СО РАН (№№ 3.6.1.1 и 1) и Президиума РАН (№№ 12.2 и 18.1)

Список использованных источников

1. Панин В.Е., Сурикова Н.С., Елсукова Т.Ф., Егорушкин В.Е., Почивалов Ю.И. Наноструктурированные фазовые границы в алюминии при циклической интенсивной пластическойдеформации. / Физическая мезомеханика. – 2009.– Т. 12. – № 6. – С. 5–15.
2. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Суховаров В.Ф. Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов. Изд-во «Наука», 1989. – 211 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОСТРУКТУРЫ В КЕРАМИЧЕСКОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ

Каныгина О. Н., Четверикова А. Г., Лазарев А. Д.
Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия
E-mail: KR-727@mail.ru

THE MODELLING OF PHASE TRANSFORMATION PROCESSES AND MESOSTRUCTURE EVOLUTION IN A CERAMIC COMPOSITE MATERIAL

Kanygina O. N., Chetverikova A. G., Lazarev D. A
Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: KR-727@mail.ru

A ceramic composite material (CCM), based on siliceous clay and silicon carbide particles, was researched. Dominant factors, which influence on structure of ceramic composite material, were ascertained. Thermophysical processes, which determined phase transformation and mesostructure evolution at CCM, were studied. Mesocell models of various CCM, accounting for their peculiarities of structure and properties were offered.

Создание композиционных керамических материалов (ККМ) требует соблюдения определенных условий конструирования: термомеханической и термодинамической совместимости компонентов. Проведенные авторами исследования показывают [1–4], что одной из таких удачных композиций является система кремнезем + тонкодисперсные частицы карбида кремния SiC. Армирование глины техногенным сырьем (отходами производства полупроводникового кремния) может повысить прочность ККМ в 3–4 раза, эффект упрочнения определяется доминирующими теплофизическими процессами, определяющими конечные параметры структуры и свойства. Замечено, что процессы спекания, формирования структуры (порового пространства, твердофазного каркаса) существенно зависят от свойств карбидных частиц. Установление взаимосвязи параметров частиц (размеры, форма, фазовый состав) с механическими свойствами ККМ является весьма актуальной проблемой.

В данной работе приведены результаты исследования влияния дисперсности и фазового состава тонкодисперсных порошков карбида кремния SiC на кинетику спекания и формирование микро- и мезоструктуры композиционного керамического материала ККМ на основе кремнезема.

В качестве исследуемых материалов выбрана полидисперсная (d<600 мкм) каолино-гидрослюдистая глина с химическим составом (масс.%): SiO_2 – 72.86; Al_2O_3 – 22.86; Fe_2O_3 – 1.05; TiO_2 – 1.22; CaO – 0.48; $MgO+K_2O+Na_2O$ – 1.53, а также частицы осколочной формы «черного» (30 мкм) и «зеленого» (10мкм) карбидов кремния, различающиеся фазовыми составами (количеством метастабильных гексагональных модификаций), из-за расхождения технологических параметров их получения [5]. Согласно результатам дилатометрии [4, 6], значения коэффициентов линейного расширения для глины и частиц SiC близки: $4–5\cdot10^{-6}$ K^{-1}, $4{,}7\cdot10^{-6}$ K^{-1} соответственно. Твердофазное взаимодействие между карбидными частицами и матрицей можно не рассматривать, поскольку коэффициент самодиффузии Si в SiC (10^{-16} $м^2/с$) на два порядка меньше, чем в глинистых компонентах. Следовательно, компоненты системы являются термодинамически совместимыми [шим]. Структурные изменения, происходящие в системе глина - частицы SiC, оценивали после обжигов при температурах 1050, 1200, 1300 и 1400°C. Скорость нагрева составляла 5град/мин, время выдержки при температуре спекания – 2 часа. Содержание частиц карбида кремния в керамической массе составляло 0, 10, 15, 20 и 25% (масс.). Дальнейшее увеличение содержания частиц SiC не рационально из-за снижения эффекта упрочнения.

Динамика процесса структурообразования и интенсивность внутреннего и внешнего энергетического воздействия во время синтеза оценивалась на макроуровне по объемной по-

ристости П и по коэффициенту спекания $n = (\rho_c/\rho_o)/(П_c/П_o)$ [7], где ρ_o, ρ_c, $П_o$, $П_c$ – значения плотности и пористости до и после спекания. Значения $n \geq 1$ соответствуют усадке и уменьшению пористости в образцах, $n < 1$ – уменьшению плотности, увеличению размеров образцов за счет повышения пористости. Влияние температуры обжига и типа частиц карбида кремния на кинетику спекания системы показано на рис. 1.

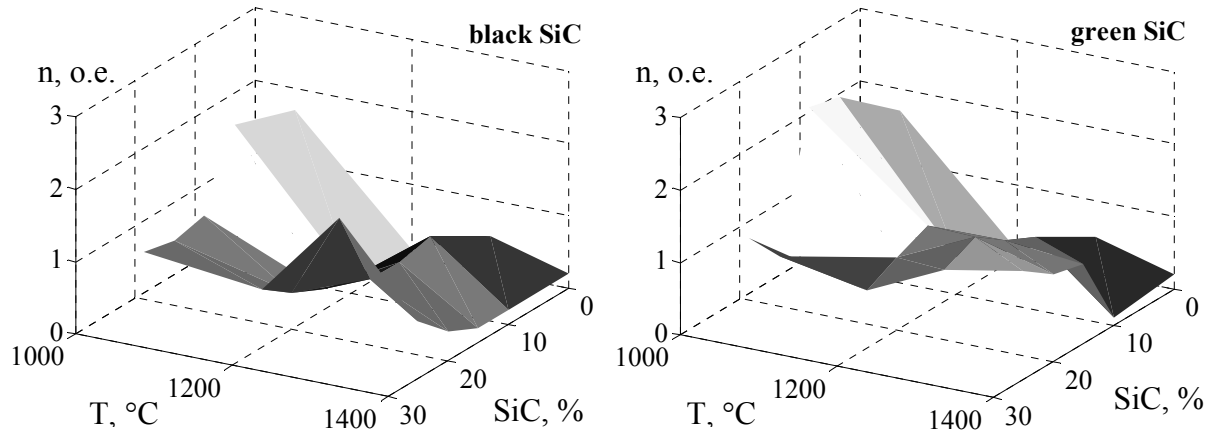


Рисунок 1 – Коэффициенты спекания *n* для образцов с черными (*а*) и зелеными (*б*) SiC-частицами.

При всех температурах спекание идет активнее в системах с зелеными частицами SiC; содержание которых свыше 20% не рационально. С увеличением температуры максимум значений коэффициентов спекания смещается в область систем с содержанием зеленых частиц 15–20%. При температурах синтеза 1050–1300°С значения коэффициентов спекания изменяются в пределах 2.5–1.5. При 1400°С значения $n < 0.5$ для всех исследованных партий образцов; кремнеземистая матрица входит в область пережога, с 1300 °С начинается кипение легкоплавких компонентов в глине.

Для всех температур спекания значения n выше в системах с черными SiC-частицами. Рост коэффициентов спекания для систем с черным карбидом кремния наблюдается в области температур 1300–1400 ºС при содержании частиц более 20%. Механизмы активации спекания смещаются в область высоких температур и содержания карбидных частиц. Коэффициенты спекания n связаны с объемной пористостью (П) обратной зависимостью (таблица 1).

Таблица 1 – Объемная пористость ККМ, П(%)

SiC,%	0	15(зел)	20(зел)	15(черн)	20(черн)
T,C	Объемная пористость, %				
1050	20	15	17	20	20
1200	35	12	10	30	27
1300	60	13	12	41	32
1400	80	20	15	60	40

С повышением температуры обжига пористость в неармированной кремнеземистой керамике (матрице) вырастает в 4 раза, а коэффициент спекания n падает в 8 раз. В керамике с частицами зеленого карбида кремния объемная пористость остается практически постоянной в пределах 15-20% (значения n снижаются в 2 раза), с частицами черного SiC – пористость увеличивается в 2 раза, значения n уменьшаются в 4 раза. Объемная пористость образцов, спеченных в одинаковых режимах, существенно зависит от типа карбидных частиц. В

керамике с зелеными SiC-частицами при всех режимах спекания объемная пористость минимальна: в 2-4 раза ниже, чем в неармированной керамике и в 2 раза ниже, чем в керамике с черными SiC-частицами. Доминирующие механизмы спекания, ответственные за порообразование в керамике без армирующих частиц и с частицами черного SiC, схожи: при увеличении объемной пористости в 2 и 4 раза, коэффициенты спекания уменьшаются в 4 и 2 раза соответственно. Для керамики с частицами зеленого SiC изменения значений n и П слабо коррелируют; пористость в исследованном диапазоне температур изменяется незначительно, а значения n снижаются в 2 раза. Очевидно, в действие вступает новый механизм, препятствующий образованию пор.

Зависимость интенсивности спекания от типа карбида кремния может быть связана с различиями в дисперсности (мезоуровень) или в фазовых составах (микроуровень) частиц. Частицы черного карбида кремния имеют в 3 раза меньшую удельную поверхность $S_{уд}$. Влияние дисперсности частиц на кинетику спекания можно оценить по оптическим макропараметрам [8]: коэффициентам отражения (КО), доминирующей длине волны (λ) и цветовому различию (ΔЕ). С методической точки зрения были выбраны образцы, содержащие по 50% частиц SiC «зеленого» типа с размерами частиц 250, 30 и 10 мкм. Во всех трех случаях коэффициенты отражения невелики и практически одинаковы, но после спекания при 1200С, 2ч значения КО для образцов с крупными частицами размерами 250 мкм оказались меньше в 2 раза, что обусловлено высокой пористостью образцов (более 40%) в результате снижения активности процессов спекания. В мелкозернистых образцах объемная пористость составляет около 20%.

Фазовый состав и поровое пространство в образцах с частицами 30 и 10 мкм одинаковы, твердофазные каркасы имеют близкие структуры, поскольку в спектрах отражения доминируют волны 620 – 555 нм. Следовательно, разница в размерах армирующих частиц в 3 раза не приводит к заметным изменениям процессов структурообразования в кремнеземистой керамической матрице.

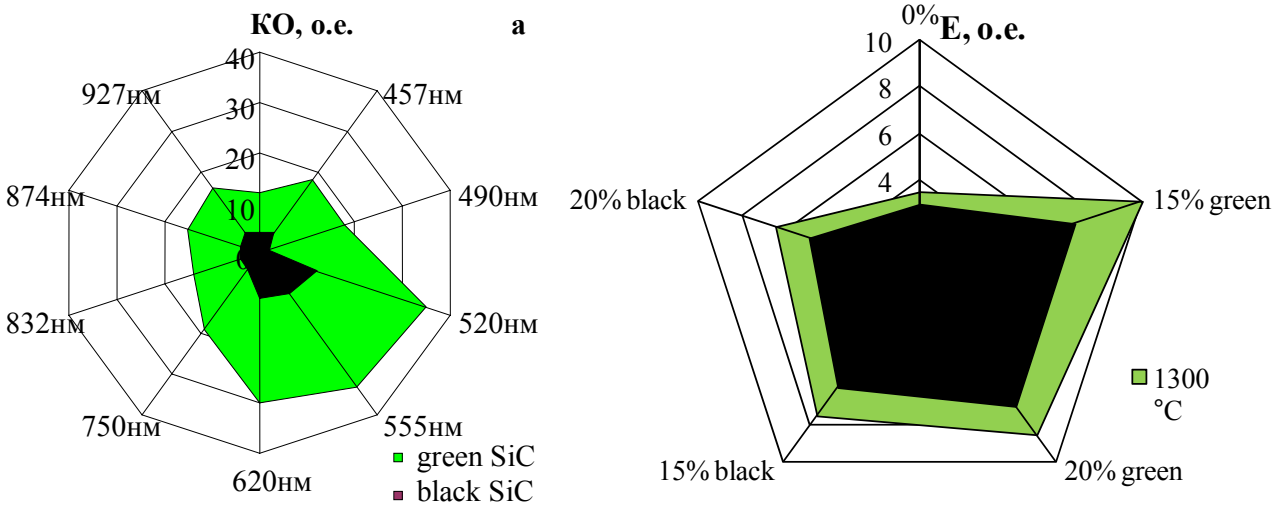


Рисунок 2 – Коэффициенты отражения для зеленых и черных SiC-частиц (*а*); значения цветового различия для образцов с содержанием 0, 15 и 20% черных и зеленых SiC-частиц, обожженных при 1200 и 1300 °С (*б*).

В значительно большей степени различаются значения КО для зеленых и черных частиц (рис.2*а*). Черные SiC-частицы имеют в 2–3 раза меньшие значения коэффициентов отражения из-за большего содержания полиморфных модификаций с высокосимметричными кристаллическими решетками. Об отличиях в процессах спекания можно судить по «цветовому различию» Δ*E* - параметру, определяющему изменения коэффициентов отражения образцов в исходном (после сушки) и спеченном состояниях (рис.2*б*). Значения Δ*E* соответствуют структурным изменениям, происходящим в процессе спекания. Полное цветовое раз-

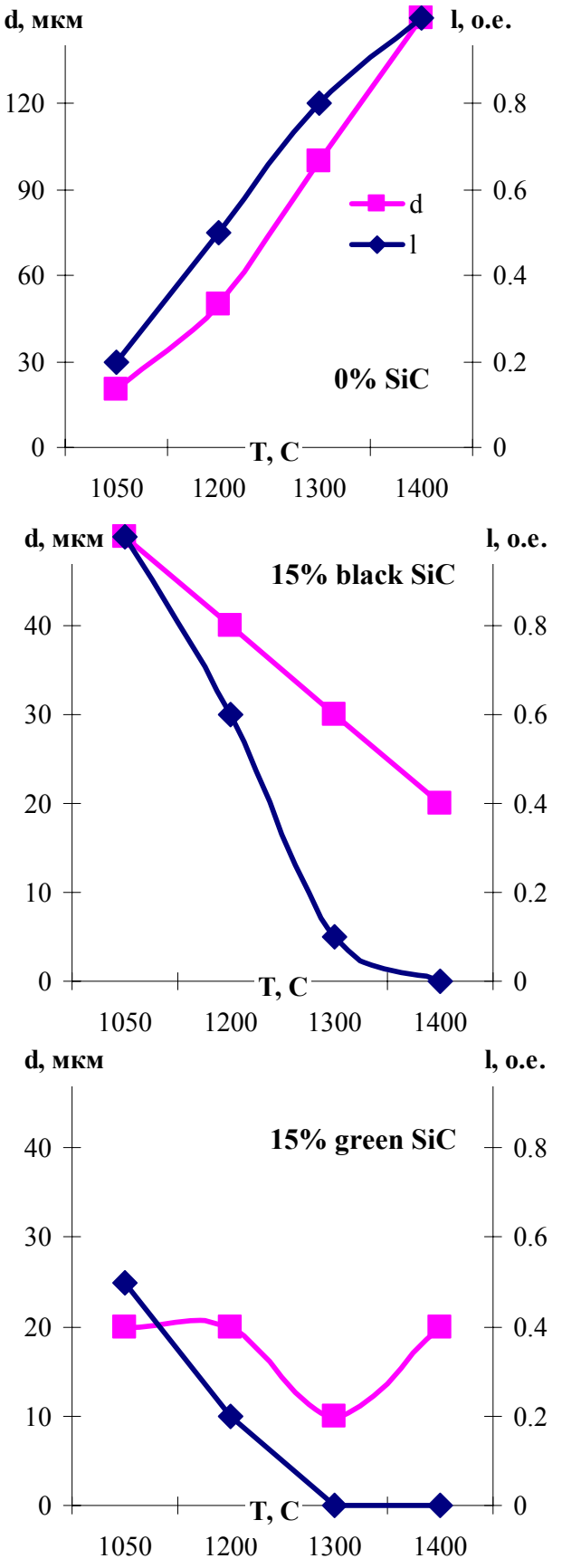


Рисунок 2 – температурные зависимости мезоструктурных параметров *d* и *l*.

личие ΔE между двумя цветами – геометрическое расстояние между двумя точками, обозначающими местоположение сравниваемых цветов, рассчитывается по формуле [8]:

$$\Delta E = [(\Delta L)^2 + (\Delta a)^2 + (\Delta b)^2]^{1/2},$$

где $\Delta L = L_{и} - L_{ср}$; $\Delta a = a_{и} - a_{ср}$; $\Delta b = b_{и} - b_{ср}$; $L_{и}$, $a_{и}$, $b_{и}$ – координаты цвета спеченного образца; $L_{ср}$, $a_{ср}$, $b_{ср}$ – координаты цвета высушенного образца. Наиболее активно при прочих равных условиях идут процессы структурных превращений в системах с зелеными SiC-частицами. Максимальный эффект в интенсивности спекания проявляется при температуре 1300°C (ΔE = 10%).

Параметры мезоструктуры порового пространства (размеры пор *d*, характер их распределения в образце, связность *N*) зависят от температуры обжига, количества и типа активирующих частиц (рис.3). Мезопараметры порового пространства определяются микроструктурными изменениями в спекаемом образце. После обжига при 1050°C в неармированных образцах преобладают поры диаметром от 5 до 20 мкм, размеры которых растут пропорционально температуре спекания. При температурах выше 1200°C формируется неоднородная поровая структура с немногочисленными крупными порами и большим количеством жидкой стеклофазы. В керамике, обожженной при 1400°C, наблюдаются преимущественно крупные поры диаметром до 200 мкм и многочисленные кластеры, образовавшиеся при кипении жидкой фазы в районе 1300 °C. Важным показателем качества мезоструктуры является связность $l_{п\text{-}п}$, соответствующая числу контактов, приходящихся на одну пору

$$l_{п\text{-}п} = (N_{Sп\text{-}п}/N_{Sп})^2 \cdot 1/C$$

где $l_{п\text{-}п} = 1$ – число пересечений секущей с контактами пора-пора; $N_{Sп\text{-}п}$ – число контактов пор на единицу площади шлифа; $N_{Sп}$ – число пор на единицу площади шлифа; $C = N_{Lп\text{-}п}/(N_{Lп\text{-}м} + 2N_{Lп\text{-}п})$ – степень контакта; здесь $N_{Lп\text{-}м}$ – число пересечений секущей с границами пор и матрицы. Из теории графов следует, что для неконтактирующих пор связность $l_{п\text{-}п} = 0$, а для системы пор, образующих непрерывный кластер, $l = 1$ [9].

Температурные зависимости размеров и связности пор симбатны. В керамических образцах без карбидных частиц после спекания при 1050С $l = 0.2$; изолированные глобулярные поры равномерно распределяются в объеме. С повышением температуры спекания поры и вновь образующиеся кластеры соединяются между собой, образуя каналы протекания, при температурах выше 1200С ($l > 0.6$) твердофазный каркас не формируется. При синтезе неармированной кремнеземистой массы доминирует процесс коалесценции пор.

В образцах с 15% черных SiC-частиц при температуре спекания 1050°С ($l = 1$) твердофазный каркас не образуется. Среднее значение размеров пор превышает 50 мкм, распределение пор в образцах крайне неравномерно. Увеличение температуры обжига до 1200–1400°С способствует развитию структур с мелкими порами размерами менее 10 мкм. Связность пор уменьшается ($l \approx 0.4$) и при 1400°С образуется смешанная мезоструктура структура с изолированными и сообщающимися порами.

В образцах с 15% зеленых SiC-частиц при всех температурах синтеза более 90% пор имеют размеры от 5 до 20 мкм, при этом мезоструктура представлена как изолированными, так и сообщающимися порами ($l \approx 0.4$). При 1200–1300°С реализуется процесс залечивания, уменьшения эффективных размеров сферических изолированных пор. Максимальный эффект залечивания развивается в процессе спекания при 1300 ºС: при минимальных размерах пор (d~ 1 мкм) обеспечивается их изолированность ($l \approx 0.2$).

В кристаллических фазах эффект залечивания зависит от взаимного расположения пор, состава межзеренных и межфазных границ (мфг). Определяющим фактором является отношение размеров поры d и расстояния от поры до границы s, $\gamma = d/2s$. В нашем случае $\gamma \sim s$, т.е. залечивание происходит за счет согласованного движения зерен к центру поры по механизму скольжения.

Структуру ККМ на мезоуровне можно в первом приближении рассматривать как бинарную ячейку со стороной D, в которой частицы SiC (изолированные изомерные включения со сторонами d 10 и 30 мкм) распределяются статистически однородно в непрерывной кремнеземистой керамической матрице. Средние значения параметров мезоструктуры, формирующейся при 1300 ºС, 2 ч., представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Мезоструктурные параметры ККМ (1300 ºС 2ч)

Масс,% SiC	Объемная доля частиц, о.е.	Объем мезоячейки V, мкм^3,	Параметр мезоячейки D, мкм	d/D, о.е.
0	0	15000	50	0.5
10	0.067	15000	25	0.45
15	0.1	10000	22	0.45
20	0.15	8000	20	0.5
25	0.167	6000	18	0.55

В кремнеземистой массе без добавок образуется мезоструктура с крупными порами, часть из которых образует связанные каналы. С введением карбидных частиц (до 20%) характер структуры изменяется следующим образом: появляются новые элементы – частицы, поры уменьшаются, возникают межфазные границы типа К – М (карбидная частица – кремнеземистая масса).

В материалах с зелеными частицами SiC мезоячейка содержит больше элементов: появляются жидкофазные прослойки вокруг частиц (их объемная доля не превышает 10%). Керамическая масса имела полифракционный состав, ограниченный сверху значением 630 мкм. В результате температурного воздействия и фазовых превращений размеры зерен в матрице менялись, но в конечном итоге предельный размер должен определяться выражением $D \approx d_в/\delta_в$, где $d_в$ – размер, $\delta_в$ – объемная доля включений. Для ККМ с черными частицами SiC предельный размер зерен может составлять до 200мкм (30 мкм/0.15). Размеры частиц зеленых SiC, согласно измерениям, выполненным с помощью РЭМ, уменьшились, в среднем, на

20% , т.е. до 8 мкм. Средний размер зерен в этой керамике не должен превышать 60 мкм.

Компьютерные модели трех мезоячеек для ККМ без частиц, с частицами черного и зеленого карбида кремния показаны на рис. 4.

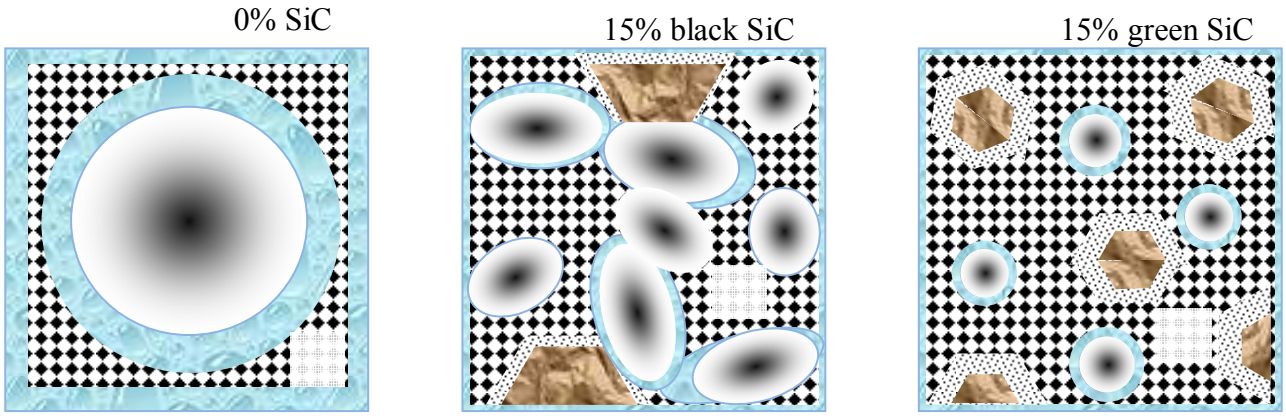


Рисунок 4 – Мезоячейка после синтеза при 1300 ^{0}C глины (*а*) и композита (*б, в*): 1 – пора, 2 – стеклофаза, 3 – кристаллические фазы (матрица), 4 – SiC-частица, 5 – мфг.

При содержании частиц больше 20% могут появляться так называемые изолированные кластеры [10]: кроме межфазных границ типа К-М возникают границы типа К–К, влияющие на процессы теплопередачи и релаксации термических напряжений в образце и прочность. Эффект залечивания пор в ККМ с частицами зеленого карбида кремния свидетельствует об образовании оптимальной структуры, включающей локальные жидкофазными прослойки с низкой вязкостью, образующиеся вокруг карбидных частиц уже вначале процесса спекания. Установлено, что образцы ККМ, содержащие 15-20% зеленых SiC-частиц, имеют максимальную прочность [3].

Согласно результатам рентгенофазового анализа, при 1050^{o}C в глине происходит превращение α-кварца в α-кристобалит, при этом объемная доля кварца составляет около 10%, каолинита и кристобалита – по 30% корунда -20%; начинается образование стеклофазы. После обжига при температуре 1200^{o}C образуется новая кристаллическая фаза – муллит. При 1300^{o}C и выше быстро растет объемная доля стеклофазы. В образцах с 15, 20% SiC фазовый состав дополняется гексагональными и кубической модификациями карбидных частиц; изменяются соотношения объемов кристаллических и аморфных фаз. Температура обжига 1200^{o}C обеспечивает оптимальное соотношение фаз, при 1300^{o}C доминируют структурные превращения, происходящие в глине на стадии «пережога», полезный стабилизирующий эффект частиц зеленого SiC уменьшается.

Влияние типа SiC на процессы спекания обусловлено преимущественно различиями в исходных фазовых состояниях карбидных частиц. Известно существование семи политипов карбида кремния, из которых три относятся к устойчивым, остальные четыре метастабильны [5], способны при температурах выше 1000^{o}C к полиморфным превращениям с экзотермическим эффектом. Согласно результатам фазового анализа, черный карбид кремния содержит около 70% термостабильных политипов SiC-I,II,III, 25% SiC-VII и 5% β-SiC; зеленый карбид представлен четырьмя основными формами (50%) и многослойными метастабильными политипами - SiC-IV,V,VI. Следовательно, экзотермические эффекты при полиморфных превращениях должны быть интенсивнее в образцах с частицами зеленого карбида кремния.

В процессе спекания при 1200-1300^{0}C претерпевает фазовые превращения до 40% общего объема SiC (рис.5). Резко снижается объем, занимаемый многослойными ромбоэдрическими модификациями (с 50 до 10%), растет объемная доля гексагональных модификаций и образуется около 10% кубической модификации. Полиморфные превращения в частицах черного карбида незначительны.

Экзотермические полиморфные превращения в частицах зеленого карбида кремния способствуют образованию жидкой фазы в матрице, активизируют спекание, тугоплавкие «остовы» частиц замедляют процесс рекристаллизации в матрице на последней стадии спекания. Образуется прочная дисперсноупрочненная структура; вокруг частиц образуются жидкофазные оболочки из низкотемпературных компонентов кремнеземистой массы. Они обволакивают поверхности частиц по механизму растекания. Составы и толщина прослоек жидких фаз могут меняться в зависимости от температуры спекания и дисперсности частиц. Минимальное количество жидкости, необходимое для полного смачивания частиц, должно составлять около 5 об.%. Это условие выполняется при наличии 15- 20% зеленого карбида кремния, из которых около 40% претерпевает полиморфные превращения.

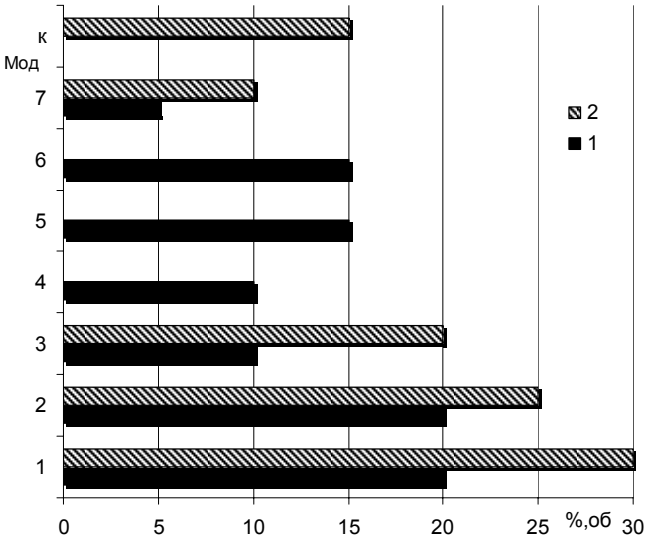


Рисунок 5 – Фазовый состав частиц SiC до (1) и после спекания (2) при 1200°С; 1-3 – термостабильные, 4-7 – метастабильные, к – кубическая модификация.

Для исследованного ККМ доминирующими факторами, определяющими тип мезоструктурной ячейки, оказываются фазовый состав, дисперсность и термодинамические характеристики армирующих частиц SiC. В процессе синтеза формируются три типа мезоструктурных ячеек, различающиеся по прочности на 2 порядка. Максимальные эффекты активации синтеза и упрочнения ККМ зависят от оптимального сочетания микроструктурных параметров частиц SiC.

Список использованных источников

1. Каныгина О.Н., Котляр Т.А. Влияние содержания и типов карбида кремния на структуру и дефектность кремнеземистой керамики //Дефектоскопия, РАН.-2005.- №8.- С.93-98.
2. Каныгина О.Н., Четверикова А.Г. Разрушение керамических материалов со сложным составом под действием термических напряжений// Вестник КРСУ.- Бишкек, 2007.-Т. 7.- №8.-С.18-22.
3. Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Ходжанепесова А.П. Термомеханические свойства кремнеземистой керамики с частицами SiC/ Прочность и разрушение материалов и конструкций. V Международная научная конфер.- Оренбург, 12-14.03. 2008,- ОГУ.- С. 395-399.
4. Котляр Т.А. Влияние типов карбида кремния на прочность кремнеземистой керамики//Вестник КРСУ.- 2005.- Т.5.-№1.-С.76-81.
5. Карбид кремния. Обзор.-Киев: Гостехиздат УССР.- 1963.-315 с.
6. Каныгина О.Н. Физические аспекты термостойкости оксидной керамики.-Бишкек, КРСУ.-2003.- 192 с.
7. Лотов В.А., Алексеев Ю.И. Параметр для оценки спекания керамических материалов. //Стекло и керамика.- 1994.-№1-2.-С .27-30.
8. Каныгина О.Н., Четверикова А.Г. Способ неразрушающего контроля структуры керамики. Патент ЕАПВ, № 007190.- 2006.
9. Чернявский К.С. Стереология в металловедении.-М.: Металлургия.- 1977.- 280 с.
10. Дульнев Г.Н., Новиков В.В. Процессы переноса в неоднородных средах.-Л.: Энергоатомиздат.- 1991.- 247 с .

ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ С МАТРИЦЕЙ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТОМ

Наркевич Н. А., Иванова Е. А.*
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
**Томский политехнический университет, г. Томск, Россия*
E-mail: elenai2005@rambler.ru

ASSESSMENT OF DEFLECTED MODE OF ELECTRON-BEAM SURFACED COATING WITH NITROGEN-DOPED MATRIX

Narkevich N. A., Ivanova E. A.*
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia
**Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*
E-mail: elenai2005@rambler.ru

Coatings deposited by multipass electron beam surfacing of powders that contain nitrogen in equilibrium concentration was investigated. Distribution of crystal lattice microstrains in the coating, which form stresses of the 1–st and 2-nd kinds, was experimentally obtained. Owing to the thermal and structural gradients in multilayered coating, the complex stress is formed, which is characterized by sign change of crystal lattice deformation through the coating thickness and increased dislocation density. Due to the action of residual stresses in the coating, the relaxation processes are developed by means of mechanical multiple twinning.

Лазерная и электронно-лучевая обработки, а также методы нанесения покрытий с использованием концентрированных потоков энергии позволяют получать в изделии упрочненные поверхностные слои. Эффект упрочнения достигается, благодаря формированию градиентной по химическому составу композиции: упрочняемая поверхность–покрытие, в которой покрытию, обладающему особыми свойствами, отведена роль рабочей поверхности. В покрытии благодаря высокой скорости кристаллизации и охлаждения образуются пересыщенные твердые растворы, развивается высокотемпературный наклеп, повышается плотность дефектов кристаллического строения и под действием напряжений, имеющих различную природу, идут пластические сдвиги [1]. Остаточные напряжения возникают в поверхностных слоях при обработке лазерным или электронным пучками с оплавлением и при температурах ниже солидуса. Часто они приводят к значительному изменению формы и размеров упрочняемого изделия, разрушению или отслаиванию покрытия. Уменьшить величину остаточных напряжений совершенствованием технологических приемов нанесения покрытий практически невозможно, поскольку помимо разницы в химическом составе и, следовательно, в термических коэффициентах линейного расширения упрочняемой поверхности и покрытия существенное значение в формировании напряженного состояния имеют температурные градиенты в системе основной материал—покрытие. В связи с этим наиболее перспективным направлением является разработка покрытий, которые способны не только упрочнять рабочие поверхности деталей машин и механизмов, но и релаксировать остаточные и внешние приложенные напряжения путем трансформирования своей структуры.

Настоящая работа посвящена исследованию напряжений I и II рода, а также механизмов их релаксации в азотистых покрытиях с аустенитной основой, полученных электронно-лучевой наплавкой.

В работе исследованы покрытия, полученные электронно-лучевой наплавкой порошка стали 60Х24АГ16 (0,57 масс. % C; 24,4 Cr; 16,4 Mn; 0,7 N, остальное Fe), дисперсностью 50–400 мкм, а также с добавлением в основной порошок азотистой стали 5 массовых процентов азотированного феррованадия. Наплавку проводили на жестко закрепленные в оправке пластины из стали 65Г шириной 20 мм, длиной 100 мм и толщиной 8 мм на установке ЭЛУ-5.

Параметры электронно-лучевой наплавки подбирались экспериментально, исходя из требования получения на упрочняемой поверхности жидкой металлической ванны с температурой, превышающей ликвидус не более чем на 100–150^{0}С. Такое ограничение позволяет минимизировать потери легирующих элементов вследствие их испарения, обеспечивает гомогенное растворение частиц наплавочного порошка в расплаве и позволяет формировать плотные покрытия с минимально возможной шероховатостью. Электронный пучок разворачивали в две линии. В жидкометаллическую ванну, образованную первой линией на поверхности подложки, через дозатор со скоростью 7÷10 г/мин подавался наплавочный порошок. Вторая линия переплавляла его, захватывая подложку. Покрытие толщиной 2–3 мм наплавляли за несколько проходов, каждый из которых формирует слой около 0,5 мм. Ток электронного пучка изменялся в пределах 0,02÷0,04 А при скорости перемещения подложки относительно электронного пучка 3 мм/с.

Структуру и фазовый состав покрытия исследовали на металлографическом микроскопе AXIOVERT-25CA, просвечивающем электронном микроскопе Technai G2 FEI и дифрактометре ДРОН-4М на торцевых шлифах и послойно с разрезкой покрытия электроискровым способом на пластины толщиной 0,5 мм в направлении, параллельном поверхности основного материала.

Микродеформации кристаллической решетки покрытия, вызванные действием напряжений II рода, определяли по уширениям дифракционных максимумов [2] в пластинах, толщиной 0,5 мм, вырезанных электроискровым способом с последующей электрополировкой. В качестве эталона для определения физического уширения использовали фрагмент покрытия после закалки от 1150^{0}С в воде и электролитического полирования. Целью назначенной термообработки было рекристаллизовать покрытие и сформировать структуру, максимально приближенную к структуре покрытия после электронно-лучевой наплавки.

Плотность дислокаций ρ рассчитывали по формуле $\rho = A\beta^2$ [3], где β – физическое уширение линии (111) аустенита, рад. и A – постоянный коэффициент, равный 2×10^{16}.

Ориентированные микродеформации (имеющие разный знак в зависимости от ориентации образца с наплавленным покрытием по отношению к рентгеновскому излучению) решетки аустенита, связанные с формированием напряжений I рода, определяли экстраполированием зависимости $\varepsilon_{\varphi,\psi} = f(\sin^2\psi)$ до значений $\sin^2\psi = 1$ и $\sin^2\psi = 0$, что позволило описать плосконапряженное состояние, характеризующееся действием компоненты напряжения σ_x (в плоскости шлифа и перпендикулярно поверхности подложки, то есть при $\psi = 90^0$) и σ_y (перпендикулярно плоскости шлифа и параллельно поверхности подложки, то есть при $\psi = 0^0$), рис. 1.

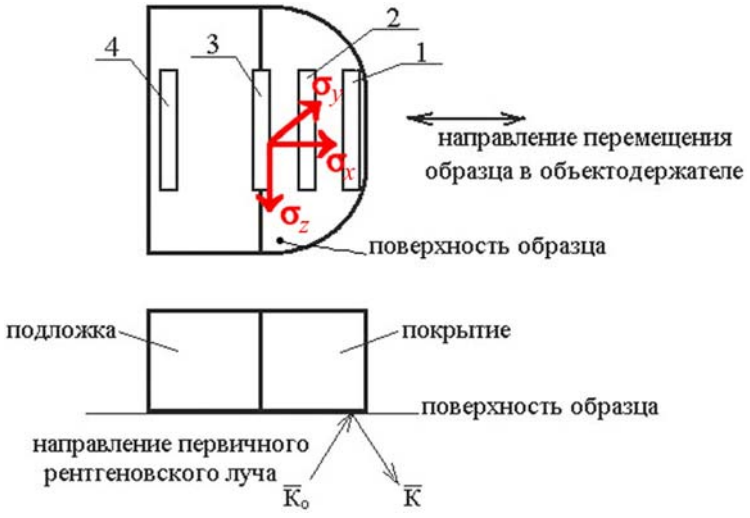


Рисунок 1 – Схема расположения исследуемого образца относительно рентгеновского пучка при послойном (положения 1, 2, 3, 4) определении упругих искажений кристаллической решетки

Распределение компонент микродеформаций кристаллической решетки аустенита в направлениях σ_x и σ_y, действующих в двух взаимно перпендикулярных направлениях в покрытии, наплавленном порошком 60Х24АГ16, и в покрытии, наплавленном с добавлением в основной порошок азотистой стали 5 % масс. азотированного феррованадия, качественно не отличаются, рис. 2.

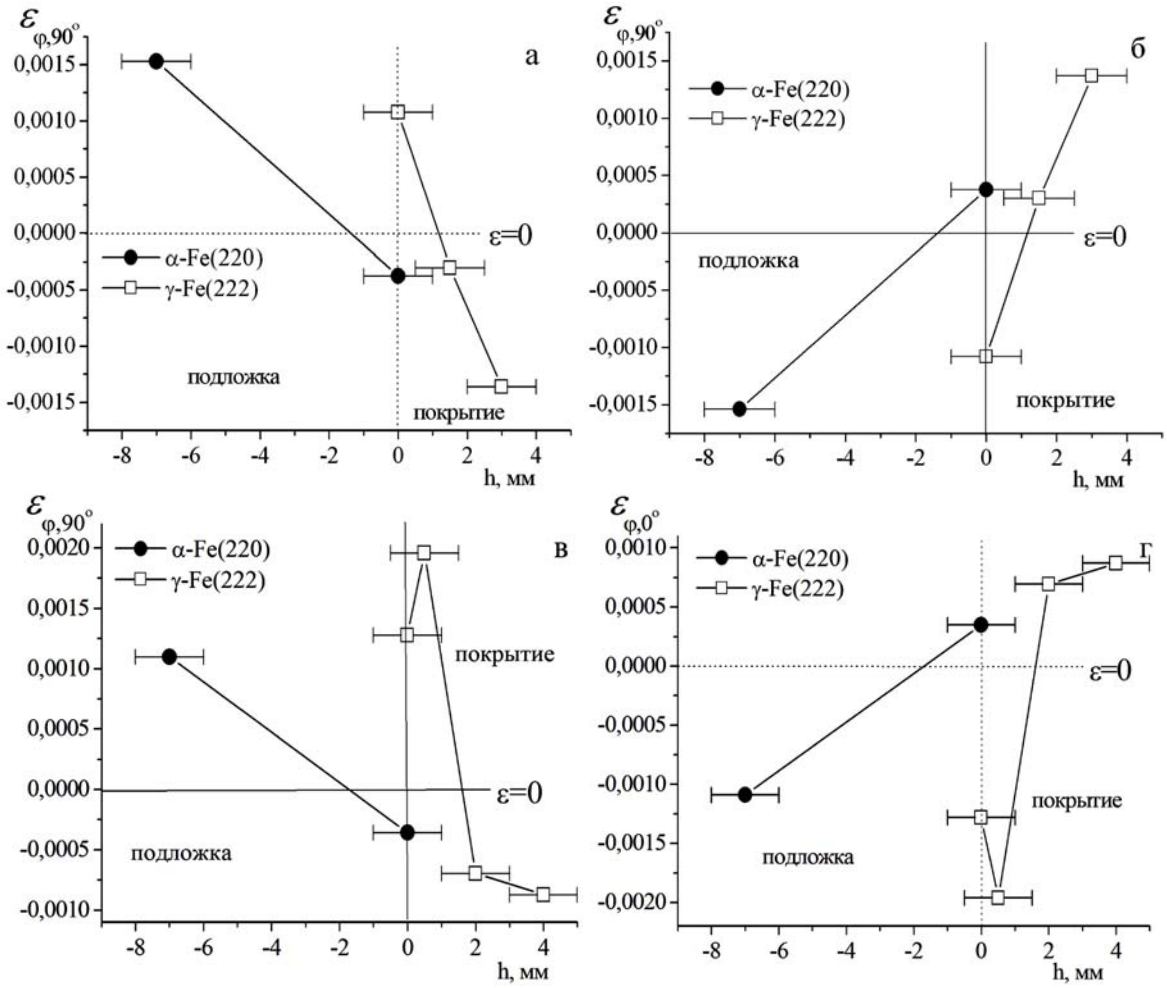


Рисунок 2 – Распределение микродеформаций решеток γ-Fe и *α*-Fe в покрытии, наплавленном порошком 60Х24АГ16 – *а*, *б* и покрытии, наплавленном порошком 60Х24АГ16+5% азотированного феррованадия – *в, г* в направлении действия компоненты напряжения σ_x, перпендикулярной поверхности основного материала ($\psi = 90^0$) – *а*, *в* и в направлении действия компоненты напряжения σ_y, параллельной поверхности основного материала ($\psi = 0^0$) – *б, г* (Точка $h = 0$ на абсциссе соответствует зоне сплавления.)

В направлении σ_x, перпендикулярном поверхности основного материала, кристаллическая решетка аустенита поверхностных слоев покрытий деформирована сжатием, а в направлении σ_y, параллельном поверхности основного материала, решетка аустенита этих же слоев деформирована растяжением, рис. 2. В зонах сплавления деформации изменяют знак на противоположный. Зона сплавления покрытий обоих составов со сталью 65Г характеризуется градиентом деформаций кристаллических решеток разного типа, причем величина упругих деформаций аустенитной структуры покрытия, прилежащей к зоне сплавления, более чем в два раза выше абсолютных значений деформаций ОЦК решетки, прилежащей к зоне сплавления со стороны подложки. Это дает основания предполагать, что в поле внешних приложенных напряжений разрушение покрытия может проходить с развитием трещин по зоне сплавления азотистого покрытия с подложкой. Кроме того, можно отметить, что введе-

ние в наплавочный порошок азотированного феррованадия уменьшило упругие деформации аустенита на 30 %. При этом градиент деформаций растяжения—сжатия кристаллических решеток разного типа в зоне сплавления увеличился. Введение в наплавочный порошок дополнительных центров кристаллизации в виде тугоплавкого азотированного феррованадия не только измельчает зерно, но и влияет на величину остаточных микронапряжений. Механизм такого влияния, по-видимому, заключается в том, что введение в наплавочный порошок компонента, не переходящего полностью в жидкость при наплавке и имеющего малый термический коэффициент линейного расширении, количественно уменьшает объем жидкой фазы, кристаллизующейся, охлаждающейся и изменяющей свои размеры асинхронно с подложкой.

Исследования структуры азотистых покрытий показали, что в них после наплавки и в процессе охлаждения развиваются релаксационные процессы. В обоих исследованных покрытиях как при металлографических наблюдениях, так и при электронно-микроскопических наблюдается неоднородность дислокационной структуры, что обусловлено текстурой кристаллизации, в результате которой релаксационные процессы развиваются преимущественно в наиболее благоприятно ориентированных зернах. В покрытиях, наплавленных на жестко закрепленные пластины, частично остаточные напряжения, по величине превосходящие предел текучести, релаксировали путем деформирования материала покрытия. При металлографических и электронно-микроскопических исследованиях во всех слоях покрытий исследованных составов в зернах аустенита наблюдается множественное двойникование, рис. 3 и рис. 4, являющееся одним из основных механизмов деформации сплавов с низкой энергией дефекта упаковки.

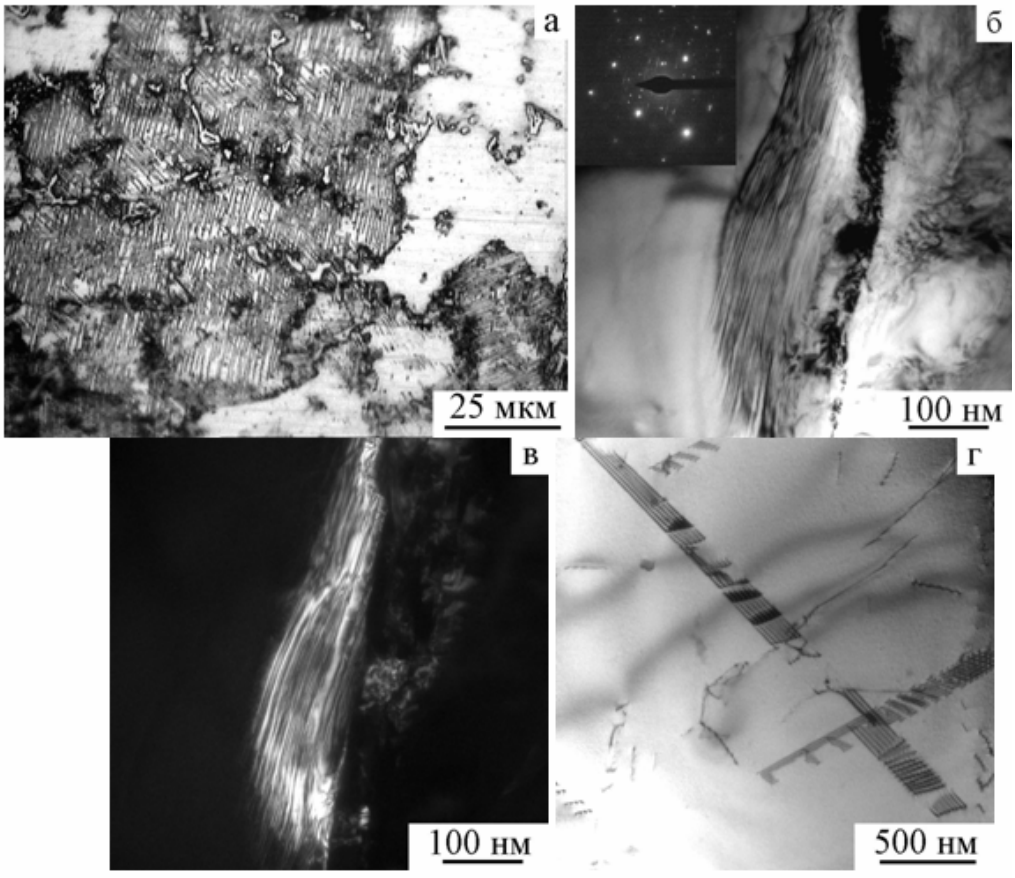


Рисунок 3 – Металлографическое – *а* и электронно-микроскопические изображения – *б*, *в*, *г* структуры покрытия, наплавленного порошком стали 60Х245АГ16 в слое, примыкающем к зоне сплавления с основным металлом – сталью 65Г; *б*, *г* – светлопольные изображения; *в* – темнопольное изображение в рефлексе матрицы

Как показано в [1], наблюдаемое множественное двойникование указывает на импульсный, высокоскоростной характер термопластической деформации в материалах, обработанных концентрированными потоками энергии. Толщина двойниковых прослоек на металлографических картинах составляет 0,8–1 мкм. В тонкой структуре покрытий при электронно-микроскопических исследованиях обнаружены микродвойники, толщиной 3–5 нм, как в поверхностном слое азотистого покрытия, так и в слое, примыкающем к зоне сплавления. Кроме того, в структуре азотистого покрытия, полученного электронно-лучевой наплавкой порошка стали 60Х24АГ16, наблюдается множество дефектов упаковки, плоских скоплений дислокаций, рис.3 *г*.

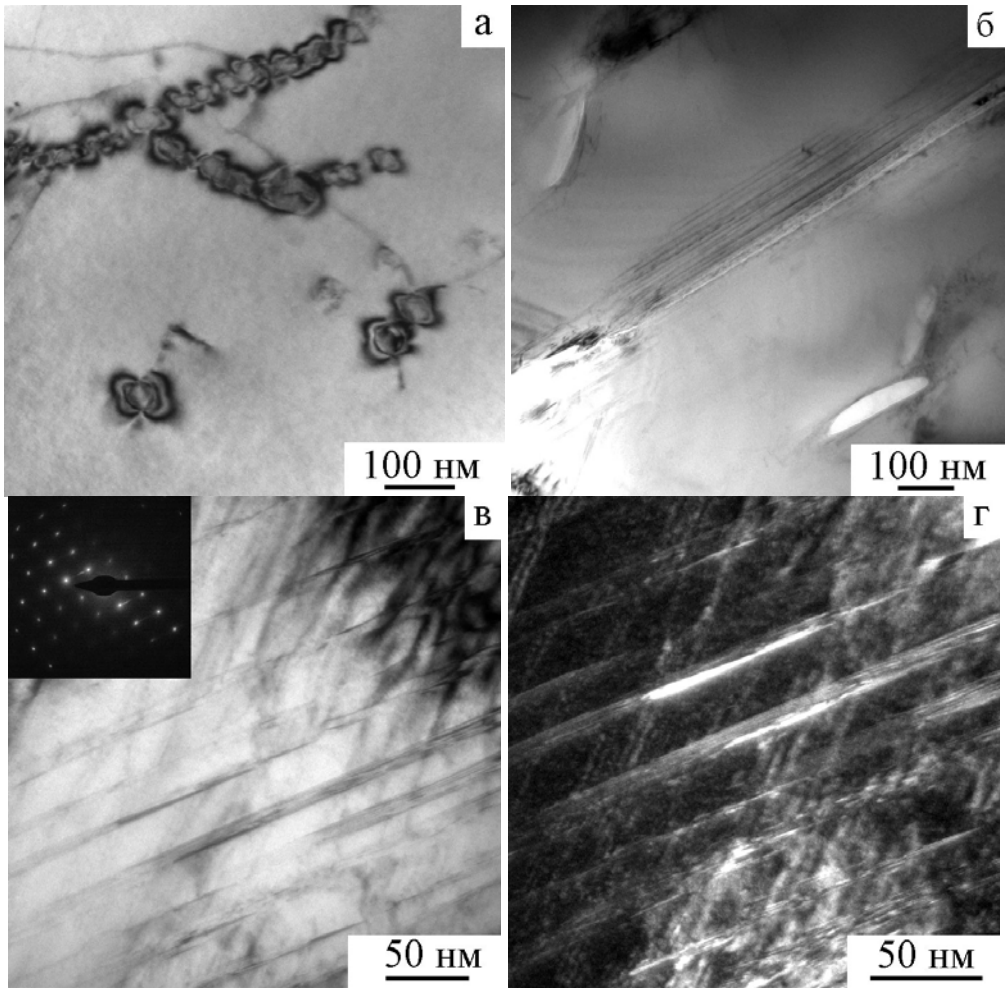


Рисунок 4 – Электронно-микроскопическое изображение структуры покрытия, наплавленного порошком стали 60Х245АГ16 с добавлением 5 % по массе азотированного феррованадия в слое, примыкающем к зоне сплавления с основным металлом – сталью 65Г – *а*, *б* и в поверхностном слое – *в*, *г*; *а*, *б*, *в* – светлопольные изображения, *г* – темнопольное изображение в рефлексе двойника

В дисперсноупрочненном частицами V(C,N) покрытии, наплавленном с добавлением в наплавочный порошок азотированного феррованадия, вокруг частиц выявляются локальные упругие искажения аустенитной матрицы, рис. 4*а*, наблюдаются множественные микродвойники одной системы двойникования, рис. 4*б*, и расположенные в пересекающихся направлениях, рис. 4 *в, г.* Внутри микродвойников развивается $\gamma \rightarrow \varepsilon$-мартенситное превращение с шириной пластин мартенсита ≤ 1 нм.

Рентгенографическими исследованиями установлено, что в результате пластической деформации, при которой релаксировали остаточные напряжения, в структуре покрытия возникли так называемые напряжения II рода, вызывающие смещения атомов из узлов кри-

сталлической решетки при зарождении и движении дислокаций, при легировании твердого раствора. Методом аппроксимации установлено, что уширения дифракционных максимумов от плоскостей (111), (220), (311) (222) аустенита обусловлены исключительно микродеформациями кристаллической решетки. Величина блоков когерентного рассеяния, существенно превышает 100 нм, что позволяет исключить влияние измельчения аустенитной структуры покрытия на уширение дифракционных максимумов (погрешность метода превышает измеряемую величину *D*).

Таблица 1 – Микродеформации ε, связанные с формированием в покрытиях микронапряжений II рода, и плотность дислокаций ρ

покрытия, полученные наплавкой порошков:	поверхностный слой		слой покрытия, примыкающий к зоне сплавления	
	ε, %	ρ, $см^{-2}$	ε, %	ρ, $см^{-2}$
60Х24АГ16	0,009	$2{,}25\times10^{10}$	0,0173	$2{,}44\times10^{10}$
60Х24АГ16+5% азотированного феррованадия	0,02	$4{,}189\times10^{10}$	0,028	$1{,}548\times10^{11}$

На увеличение ширины дифракционных максимумов могут оказывать влияние множество факторов, в том числе степень легирования твердого раствора. Незначительное увеличение микродеформаций и плотности дислокаций в слое покрытия, сопрягающемся с основным материалом, проявляется вследствие влияния на него недеформирующегося основного материала, температурного градиента в смежных объемах покрытия и основного материала, имеющих разный тип кристаллических решеток, а также из-за наибольшего растворения частиц карбидов хрома $(Fe,Cr)_7C_3$ при наплавке и быстром закалочном охлаждении, что подтверждается данными структурных и рентгенофазовых исследований.

Выводы

При электронно-лучевой наплавке порошка азотистой стали на поверхность углеродистой стали происходит закалка материала покрытия с образованием полигональной структуры аустенита с образованием в нем макро- и микронапряжений. Сложное напряженное состояние характеризуется изменением знака ориентированных микродеформаций, связанных с формированием напряжений I рода, по мере увеличения толщины наплавляемого покрытия. Под действием остаточных напряжений происходит локальное пластическое деформирование материала покрытия, что проявляется в увеличении плотности дислокаций. Дефектная структура характеризуется значительной неоднородностью с преобладанием двойникования, как основного механизма деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 09 08 00059-а)

Список использованных источников

1 Бровер А.В., Пустовойт В.Н. О локализованных напряжениях в лазерно-облученной поверхности металлических материалов // Упрочняющие технологии и покрытия. 2010. №1. С.3-7.
2 Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.:МИСИС, 2002. 360 с.
3 Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. М.:Физматгиз, 1961. 863 с.

АТТЕСТАЦИЯ ЗОН ПЛАСТИЧНОСТИ С ПОМОЩЬЮ ОПТИКО-ТЕЛЕЗИЗИОННОГО КОМПЛЕКСА TOMSC ДЛЯ АНАЛИЗА РАЗРУШЕНИЯ

Деревягина Л. С., Панин В. Е.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
E-mail: lsd@ispms.tsc.ru

ATTESTATION OF PLASTICITY ZONES WITH HELP OF THE TOMSC COMPLEX INTENDED FOR FRACTURE ANALYSIS

Derevyagina L. S., Panin V. E.
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia
E-mail: lsd@ispms.tsc.ru

Consideration is given to the possibility and perspectives of assessing the parameters of localized plastic flow zones and local strain distribution patterns and deformation gradients for the same zones using the Television optical measuring system complex (TOMSC). Investigations were performed for tensile samples of construction steel VKS-12 and sibmicrocrystalline titanium. It is found that that the rigidity of stressed state affects the stage-like process of zone formation and the number, configuration and dimensions of zones. It is shown that the original parameters of zones and the kinetics of the same would be determined, in turn, by the stage-like behavior of the fracture process and by the micro-mechanisms involved.

В работах [1–4] было убедительно показано, что зоны локализованного пластического течения, инициированные концентраторами напряжения, затрагивают глубокие слои материала и несут ценную информацию о процессе разрушения. Несмотря на большое число публикаций, посвященных исследованиям зон локализованной пластичности и взаимосвязанному с ними процессу разрушения, эта тема остается в поле пристального внимания исследователей в силу ее большой практической значимости.

Известно, что опасное хрупкое разрушение провоцируют как специфические свойства материала, так и условия его эксплуатации (испытания). Хрупкому разрушению способствуют следующие факторы: высокий предел текучести $\sigma_{0.2}$ материала, низкие температуры и высокие скорости испытания, а также схемы механического деформирования, при которых реализуются напряженные состояния с высокими значениями показателя «жесткости» K. Согласно [5] показатель «жесткости» напряженного состояния определяется как $K = \sigma/T$, где $\sigma = 1/3(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$ — среднее нормальное напряжение, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ — главные напряжения, а $T = \sqrt{0,5 S_{ij} S_{ij}}$ — интенсивность касательных напряжений, где S_{ij} — компоненты девиатора напряжений. Показатель K характеризует относительный уровень среднего нормального напряжения к интенсивности касательных напряжений, обеспечивающих пластичность. Степень зависимости пластичности деформируемого материала от схемы напряженного состояния для различных металлов и сплавов различная. Ее обусловливают тип кристаллической решетки, наличие примесей, фазовый состав, температура, скорость деформации и ряд других факторов, влияющих на пластичность. С уменьшением показателя K увеличивается пластичность, а с увеличением K–повышается вероятность разрушения. «Жесткость» напряженного состояния, или изменение соотношения абсолютных значений нормальных и касательных напряжений, изменяется для разных механических схем испытания, но наиболее интенсивный рост показателя K достигается при растяжении образцов с надрезами.

Для качественной оценки «жесткости» напряженного состояния, реализуемого в вершине надреза, Скуднов В.А в [6] использовал показатель $П$, рассчитанный по формуле:

$$П = 1.5 + 3\left(1 + \frac{t_0}{4R_0}\right) \quad (1)$$

где t_0 – толщина образца; R_0 – радиус выточки. Согласно данной формуле, при увеличении толщины образца и уменьшении радиуса кривизны увеличивается показатель $П$ и «жесткость» схемы напряженного состояния, реализуемого в вершине надреза. Детальное исследование зон локализованной пластичности, формирующихся в зависимости от «жесткости напряженного состояния», совместно с анализом характерных для них стадийности и микромеханизмов разрушения позволят иметь более полное представление о взаимосвязи локализованного пластического течения с процессом разрушения в изучаемых материалах.

Целью настоящей работы является: исследование закономерности локализованного пластического течения на мезо уровне и обусловленного им характера разрушения конструкционной стали ВКС-12 и субмикрокристаллического титана в зависимости от «жесткости» напряженного состояния.

Материал и методы исследования

Вероятность снижения сопротивления опасному хрупкому разрушению увеличивается у высокопрочных материалов, поэтому объектом исследования выбрали конструкционную сталь ВКС-12 и субмикрокристаллический титан марки ВТ1-0. Сталь ВКС-12, разработанная ФГУП ВИАМ, используется в авиастроении [7]. Состав стали приведен в табл. 1. При прочности $\sigma_в \geq 2100$ МПа сталь обладает достаточно высокими характеристиками вязкости. В исходном состоянии после термической обработки закалкой в масле при T = 950°С и отпуска при T = 250°С (2 часа) сталь имела мартенситную структуру. При такой обработке модуль упругости стали E = 20 000 кг/мм^2, твердость HRC = 54–56, вязкость K_{IC} = 62 МПа м$^{1/2}$.

Таблица 1 – Состав стали ВКС-12

Элементы	C	Si	Ni	Cr	Mo	Co	V	Mn	Fe
%, вес.	0,4	2,8	4	1,2	0,6	2,3	0,08	0,4	88,22

Субмикрокристаллический (СМК) титан марки ВТ1-0 исследовали в двух структурных состояниях: после 8 проходов равноканального углового прессования (тип I) и после 8 проходов равноканального углового прессования и деформирования на 48% холодной экструзией (тип II). Равноканальное угловое прессование осуществляли при T = 450–400°С в специальной оснастке, состоящей из двух пересекающихся под углом ϕ = 90° каналов, по маршруту *B*.

В результате рентгеноструктурных исследований в K_α излучении медного анода с использованием программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. было установлено, что структура субмикрокристаллического титана типа II по сравнению с субмикрокристаллическим титаном типа I характеризуется большей дисперсностью: размеры областей когерентного рассеяния в нем равны 32 нм, тогда как, в СМК титане типа I–(75–87)нм. В нем больше уровень упругих внутренних напряжений. Коэффициент Марча–Долласа, равный нулю для идеальной текстуры, в СМК титане тип I равен 0.58, а в СМК титане типа II увеличивается до 0,71. Следовательно, дополнительная холодная экструзия субмикрокристаллического титана I приводит к снижению степени его текстурированности вдоль преимущественного кристаллографического направления <110>.

Для количественного анализа локализованного пластического течения использовали оптико-телевизионный измерительный комплекс TOMSC [8]. С помощью данного комплекса путем сравнения картин деформационного рельефа, зафиксированных с некоторым интервалом времени Δt в ходе деформации образца растяжением, рассчитывали поля векторов смещений. На поля компонент векторов смещений накладывали сетку с шагом, равным 1/15 длины анализируемого поля зрения, и в каждом узле этой сетки последовательно рассчиты-

вали линейные и сдвиговые компоненты малой деформации по формулам:

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial U_x}{\partial x},\ \varepsilon_{yy} = \frac{\partial U_y}{\partial y},\ \frac{\partial U_x}{\partial x}\ \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial U_x}{\partial y} + \frac{\partial U_y}{\partial x}\right),\ \omega = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial U_x}{\partial y} + \frac{\partial U_y}{\partial x}\right), \quad (2)$$

Главные деформации $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ находили по формуле:

$$\varepsilon_{1,2} = \frac{1}{2}\left[(\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy}) \pm \sqrt{(\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy})^2 + \varepsilon_{xy}^2}\right]. \quad (3)$$

Третью компоненту ε_3 находили из условия несжимаемости или постоянства объема при деформации:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0. \quad (4)$$

Полное формоизменение оценивали величиной интенсивности деформации по формуле

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2}\ . \quad (5)$$

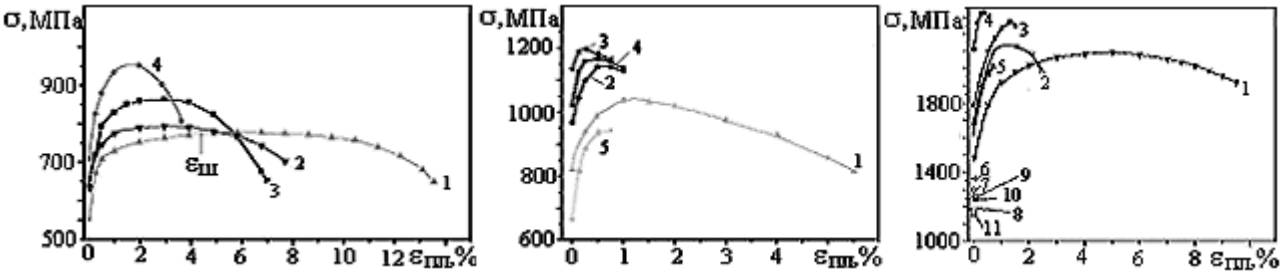
По результатам расчета строили картины распределения в пространстве всех характеристик деформации. Конфигурацию и размеры зон локализованной пластичности, предшествующие разрушению, оценивали по металлографическим картинам и линиям равных величин интенсивности деформации ε_i. Определяли местоположение области с максимальной величиной прошедшего формоизменения. Изломы исследовали с помощью растрового электронного микроскопа SEM 515 марки «Philips». Полученную по зонам локализованной пластичности информацию соотносили с результатами фрактодиагностики.

Результаты и их обсуждение

Механические свойства.

В таблицах 2,3,4 приведены геометрические характеристики исследованных в работе образцов и надрезов СМК титана, стали ВКС-12 (*R* — радиус надреза, *t* — толщина образца), а также значения показателей «жесткости» исходного напряженного состояния *П*, рассчитанные по формуле (1) и качественно характеризующие исходные напряженные состояния в вершинах надрезов.

Из анализа диаграмм растяжения (рис.1*а, в, с*) следует, что тонкие (до 1мм) образцы с надрезами субмикрокристаллического титана и стали ВКС-12, для которых отношение $\sigma_в^н/\sigma_в > 1$, не чувствительны к надрезам.



а *б* *в*

Рисунок 1 – Диаграммы растяжения: (*а*) СМК титана типа I 1 — образец без надрезов; 2–4 — образцы с двумя надрезами, *П* = 1,82 (2), 4,5 (3), 4,61 (4); (*б*): СМК титана типа II 1 — образец без надрезов, 2–4 — образцы с двумя надрезами, *П* = 1,8 (2), 4,52 (3), 4,69 (4); 5 — образец с одним надрезом, *П* = 7,06 (*в*) стали ВКС-12 1–образец без надреза, 2–11–образцы с надрезами *П* = 1,59(2), *П* = 4,52 (3), *П* = 4,65 (4), *П* = 5,03 (5), *П* = 6,32 (6), *П* = 6,42 (7), *П* = 7,7 (8), *П* = 9,66 (9), *П* = 10,9 (10,11).

Однако у образцов с надрезами СМК титана типа I с показателем *П* = 4.61 отношение $\sigma_в^н/\sigma_в$ = 1.25, а для образца № 3 СМК титана типа II с меньшим показателем *П* = 4.52 это от-

ношение меньше: $\sigma_{в}^{н}/\sigma_{в} = 1.15$. Из этого следует, что высокопрочный материал СМК титана типа II более чувствителен к надрезу, чем СМК титан типа I. С увеличением толщины образца № 5 СМК титана типа II до ~2 мм отношение $\sigma_{в}^{н}/\sigma_{в}$ уменьшается до 0.91. Это свидетельствует о том, что не только с увеличением прочности, но и увеличением толщины образца чувствительность СМК титана типа II к надрезу растет, т.е. повышается возможность его квазихрупкого разрушения.

Таблица 2 – Характеристики надрезов образцов субмикрокристаллического титана типа I

Образец №	*R*, мм	*h*, мм	*t,* мм	*П*
Образец без надрезов 1	–	–	0,85	1
Шейка образца без надрезов	–	–	0,85	1,52
Образцы с двумя надрезами				
2	1,975	0,25	0,88	1,82
3	0,125	0,25	0,87	4,5
4	0,125	0,5	0,91	4,61

Таблица 3 – Характеристики надрезов образцов субмикрокристаллического титана типа II

Образец №	*R*, мм	*h*, мм	*t,* мм	*П*
Образец без надрезов 1	–	–	0,9	1
Образцы с двумя надрезами				
2	1,975	0,25	0,86	1,8
3	0,125	0,25	0,87	4,52
4	0,125	0,5	0,95	4,69
Образец с одним надрезом				
5	0,09	1,5	1,94	7,06

Таблица 4 – Типы исследуемых образцов и некоторые их характеристики

№	Образец стали ВКС-12	Радиус надреза *R*, мм	Толщина образца *t*, мм	Ширина образца *W*, мм	Показатель жесткости *П*	Скорость деформирования $V_{деф} \times 10^3$, $с^{-1}$	$\frac{S^{\perp}}{S}$	$\frac{\sigma_{в}^{н}}{\sigma_{В}}$
1	Одн. образец	–	0,85	2,85	1	0.168		
	Шейка одн. обр.	6,65	0,7		1,52	0.168		
2	Тип 2	7,975	0,87	2,91	1,59	0.168		1.03
3	Тип 3	0.125	0,87	2,91	4.52	0.168		1.11
4	Тип 4	0,125	0,93	2,99	4,65	0.168	0,1	1,13
5	Тип 5	0,125	1,12	2,91	5,03	0,296	0,17	0,97
6	Тип 6	0,09	1,44	2,85	6,32	0.275.	0,31	0.66
7	Тип 7	0,09	1,5	2,88	6,42	0.275	0,37	0.63
8	Тип 8	0,09	2,49	10,04	7,7	0,296	0,45	0.59
9	Тип 9	0,088	4,99	11,91	9,66	0,166	0,54	0.61
10	Тип 10	0,075	4,97	11,36	10,09	0.421	0,57	0.60
11	Тип 10	0,075	4,97	11,28	10,09	0.421.	0,79	0.56

P.S. В При обсуждении результатов нумерация образцов будет соответствовать порядковому номеру в таблицах.

Чувствительность к надрезу увеличивается с ростом скорости деформации. Так, отношение $\sigma_{в}^{н}/\sigma_{в}$, равное 1,13 для образца стали ВКС-12 № 4, деформированного со скоро-

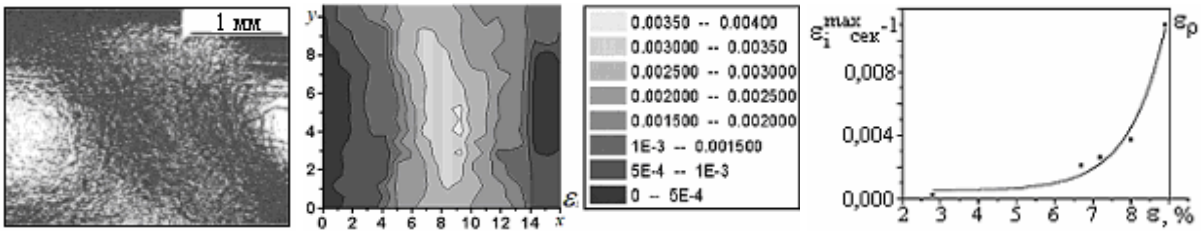
стью $V_4 = 0{,}168 \cdot 10^{-3}\,\text{с}^{-1}$, для образца №5 ($V_5 = 0{,}296 \cdot 10^{-3}\,\text{с}^{-1}$) уменьшается до 0,97.

Таким образом, обнаруженные в работе факторы, увеличивающие чувствительность к надрезу исследованных СМК материалов и стали ВКС-12, не противоречат аналогичным данным, имеющимся в литературе по крупнокристаллическим материалам [9], а подтверждают их.

Влияние «жесткости» напряженного состояния на эволюцию деформированного состояния в образцах с центральными симметричными надрезами в СМК титане и стали ВКС-12

Обнаружено, что конфигурация, количество и геометрические параметры зон пластического течения, выявленные на картинах деформационного рельефа, а также с помощью линий равного уровня интенсивности деформации, зависят от прочностных свойств материала, от наличия в нем текстуры, скорости деформирования и от показателя исходной «жесткости» напряженного состояния $П$, определяемого геометрией надреза и образца.

В образцах СМК титана типа II с $П \le 1.82$, СМК титана типа I с $П \le 1.52$, стали ВКС–12 с $П \le 1.59$ наблюдали одностадийный процесс формирования зон локализованной пластичности. Конфигурация зон пластичности, формируемых у концентраторов с малой «жесткостью» напряженного состояния $П$ (рис.2), подобна той, что имеет место в шейке плоского образца [10], которую можно рассматривать как область между двумя надрезами, значения $П$ для которых малы.



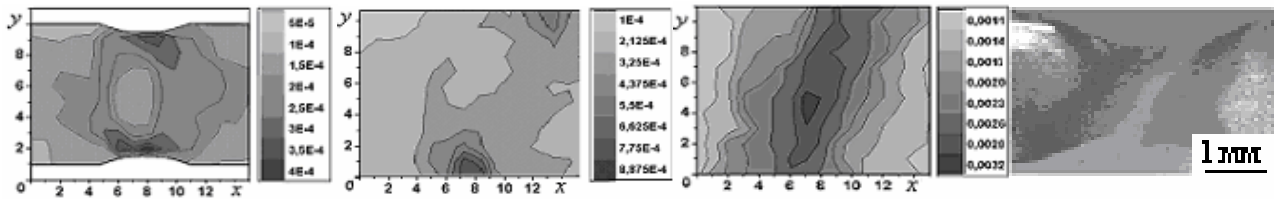
а *б* *в*

Рисунок 2 – Деформационный рельеф в шейке образца стали ВКС-12 (*а*) и распределение интенсивности деформации ε_i (*б*) при степени макродеформации ε = 7,2%, зависимость ε_i от степени макродеформации ε (*в*)

Область максимального формоизменения в шейке наблюдается в ее центральном объеме, равноотстоящем от вершин надрезов. С ростом степени макродеформации образца максимальная величина интенсивности деформации ε_i растет (рис. 2*в*).

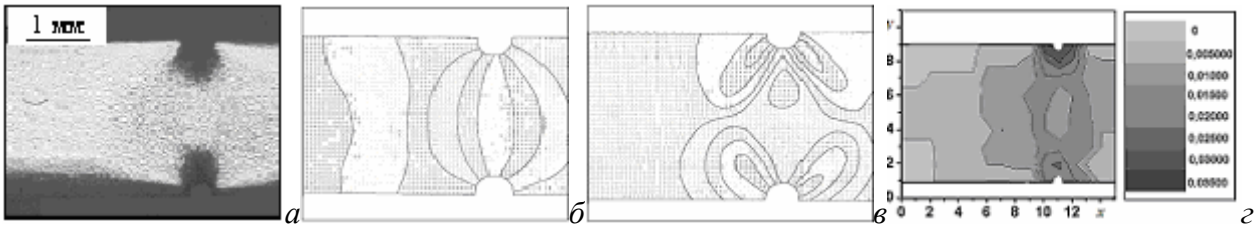
Исходя из полученных в работе результатов, можно предположить, что существует некоторое критическое значение $П_{кр}$ (или некоторый узкий интервал этих значений) для каждого исследованного материала, где ярко выражена стадийность пластического течения, проявляющаяся в смене форм зон локализованной пластичности. Так, для СМК титана типа I в образцах №2 с надрезами с $П = 1.82$ формирование зон проходит несколько стадий, при этом форма зон от стадии к стадии резко изменяется (рис.3). На первой стадии формируются зоны, вид которых подобен двум лепесткам, замкнутым у вершины надреза (рис.3*а*). В зонах с такой конфигурацией максимальная величина интенсивности деформации и большие градиенты деформации наблюдаются у вершин надрезов. На второй стадии в результате пластического течения происходит сглаживание кривизны надреза и снижение «жесткости» схемы напряженного состояния. В результате этого конфигурация зон изменяется, и область с максимальной величиной интенсивности деформации перемещается к центру образца (рис.3б). В момент, предшествующий разрушению, развивается третья, заключительная стадия. Максимальная интенсивность деформации на этой стадии (рис.3*в*) наблюдается в центральном объеме шейки, подобно тому, как это наблюдали в шейке однородного образца,

для которой показатель $П$ несколько меньше ($П_{ш}$=1.52). Выше данного интервала значений $П_{кр}$ формируются зоны типичной двулепестковой конфигурации (рис.4), например, при увеличении $П$ в образцах №№ 3–СМК титана типа II с $П \geq 4.52$, а также для образцов №№ 4–11 стали ВКС-12 с $П \geq 4.65$.



(*а*) $\varepsilon \sim 0{,}9\%$ (*б*) $\varepsilon \sim 2{,}3\%$ (*в*) $\varepsilon \sim 7{,}2\%$ (*д*)

Рисунок 3 – Распределение интенсивности деформации ε_i (*а, б, с*) и картина разрушенного образца (*д*) с двумя надрезами СМК титана типа I с показателем $П = 1{,}82$



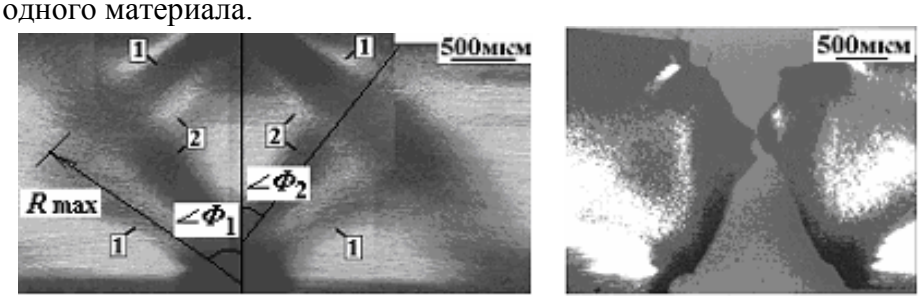
а *б* *в* *г*

Рисунок 4 – Деформационный рельеф (*а*) поле продольных ε_x (*б*), поперечных ε_y (*в*) компонент векторов смещений и интенсивности деформации ε_i (*г*) в образце стали № 3 с $П \approx 4{,}65$ при $\varepsilon = 1{,}5$ %

С ростом степени макродеформации растяжением форма зон остается прежней. Однако, их геометрические параметры, такие как: S – площадь пластической зоны, R_{max} –наибольшее расстояние от вершины трещины до границы пластической зоны, увеличиваются. Это связано с уменьшением кривизны надреза в результате прошедшей пластической деформации и ослаблением действия концентратора напряжений. Область
зоны пластического течения двухлепестковой формы ления деформаций. В окрестности максимального формоизменения наблюдаются большие в этих материалах характеризуется крайне неравномерным «пиковым» характером распредеградиенты деформации, а в зоне лепестков – градиенты деформаций значительно снижены.

Закономерности пластического течения и обусловленные им зоны локализованной пластичности в образцах №№ 3, 4 СМК титана типа I с $П = 4.5$ и $П = 4.61$ отличаются от описанных выше количеством и формой зон. В этом материале развиваются две первичные, а на более поздней стадии макродеформации образца – две вторичные зоны в виде слегка расширяющихся полос локализованной пластичности (рис.5*а*). Образование вторичных полос в образцах СМК титана типа I, ($\sigma_{0,2}$ = 660 МПА) инициировано магистральной трещиной, прорастающей по всей толщине образца. В образцах СМК титана типа II ($\sigma_{0,2}$ = 900 МПА) и стали ВКС-12 ($\sigma_{0,2}$ = 1700 МПа) вторичные зоны на поверхности лицевых граней не наблюдаются. Зародившиеся магистральные трещины, туннелируют в объем образца. Из-за большой стесненности поперечными напряжениями они не прорастают до лицевых граней, и образуют зоны отрыва треугольных форм, отчетливо наблюдаемые на изломах. Прежде чем перейти к изломам, отметим следующий факт. Несмотря на различия в форме и количестве зон пластичности, инициированных концентратором, характер зависимости полярного угла Ф, соответствующего наибольшему радиус-вектору R_{max} (рис.5*а*), от показателя «жесткости» $П$ во всех исследованных материалах одинаковый, а именно: с ростом П угол Ф уменьшается. В образце № 3 СМК титана типа I угол $Ф^{1} = 57$ для первичных полос, инициированных надрезами с $П = 4.5$ для вторичных полос, инициированных трещиной, являющейся более мощным концентратором напряжений, чем надрез, угол $Ф^{2}$ уменьшился до $Ф^{2} = 43°$ (рис.5*а*). Такую

же зависимость угла Ф от показателя *П* наблюдали в образцах стали ВКС-12. Следовательно, такой параметр как угол Ф можно рассматривать, как индикатор качественной оценки «жесткости» схемы напряженного состояния, реализованного в окрестности изучаемого концентратора напряжений. Уменьшение угла Ф свидетельствует об ужесточении схемы напряженного состояния, благоприятствующей охрупчиванию образца. Сравнительные оценки показателя «жесткости» схемы напряженного состояния *П* по величине угла Ф надо проводить для образцов из одного материала.



а *б*

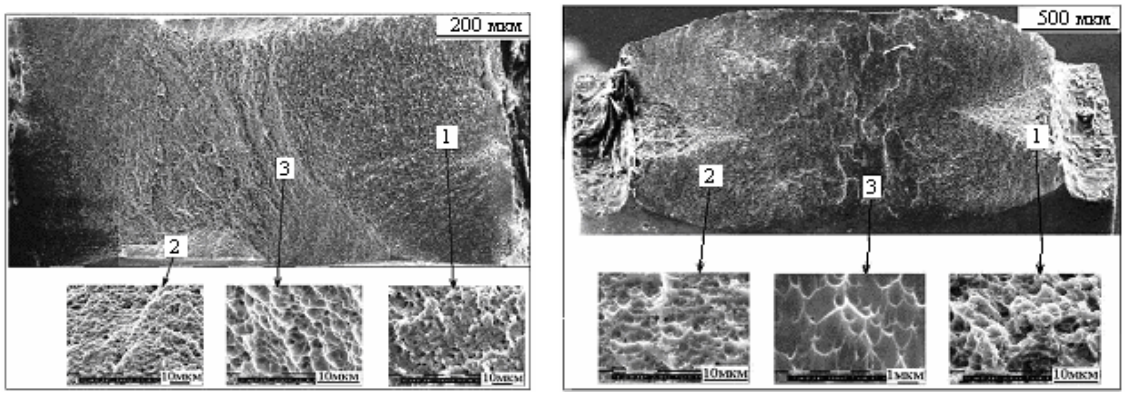
Рисунок 5 – Формирование зон локализованного пластического течения (*а*) и разрушение (*б*) в образцах СМК титана типа I с *П* = 4,5

Поскольку область максимального формоизменения, т.е. область, в которой материал характеризуется наименьшим запасом пластичности или наибольшей дефектностью, определяет местоположение будущего очага разрушения, то важно еще раз подчеркнуть следующий факт. С увеличением показателя «жесткости» схемы напряженного состояния П область максимального формоизменения образца приближается к вершине концентратора напряжений, а с уменьшением *П* — удаляется от него

Стадийность и микромеханизмы разрушения

По результатам фрактографического анализа образцов исследованных материалов (рис. 6 *а,б*), растянутых в разных, в том числе достаточно «жестких» условиях испытания, можно сделать вывод, что процесс разрушения не является одномоментным, а развивается в несколько стадий. Эти стадии отчетливо различаются по макрогеометрии изломов или по разной яркости топографической картины изломов. В исследованных материалах в шейке однородных образцов и в образцах с надрезами магистральная трещина зарождается в области с максимальной величиной интенсивности деформации ε_i. На фрактограммах образцов с надрезами СМК типа I (рис. 6*а*) видно, что зародившаяся в центральной части образца под надрезом трещина прорастает до лицевых граней и параболическим фронтом перемещается к центру образца. При этом образуются поверхности излома, наклоненные под углом 60° к оси растяжения (рис.5 *б*), а зоны отрыва отсутствуют. Наблюдаемый на изломах микромеханизм разрушения ямочный, следовательно, характер разрушения тонких (до 1мм толщина) образцов с надрезами СМК титана типа I типично вязкий.

В отличие от СМК типа I при почти одинаковых геометрических параметрах образцов и надрезов в высокопрочных СМК титане типа II и стали ВКС-12, , реализуется более «жесткое» напряженное состояние. Это подтверждает наличие на изломах зон отрыва в форме клина, образованных путем роста магистральных трещин в условиях объемного напряженного состояния, при плоской деформации (рис 6 *б* область 1*)*. Размер зон отрыва зависит от степени стеснения поперечными напряжениями, которые, в свою очередь, определяются «жесткостью» реализованного в вершине надреза напряженного состояния. С ростом показателя «жесткости» схемы напряженного состояния П отношение площади отрыва $S^{\perp}$ к площади проекции излома на плоскость, перпендикулярную оси растяжения S_0 увеличивается в образцах с надрезами СМК титана типа II, и стали ВКС-12. (рис.7).



а *б*

Рисунок 6 – Изломы СМК титана (*а*) – типа I, образец №4и типа II (*б*) – образец №3

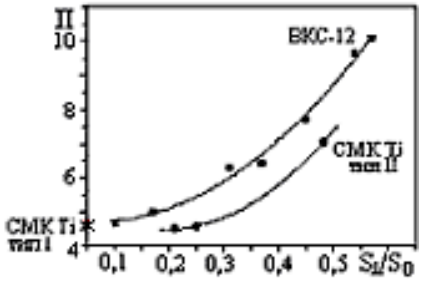


Рисунок 7 – Зависимость отношения $S^{\perp}/S_0$ (площади ортогонального излома к площади проекции излома на плоскость, перпендикулярную оси растяжения) от показателя «жесткости» напряженного

В однородных образцах и в образцах с надрезами в субмикрокристаллическом титане типа II с *П* от 1.52 до 7.06, стали ВКС-12 с изменением *П* от 1,58 до 10,09 во всех зонах изломов сохраняется ямочный (вязкий) микромеханизм разрушения. Однако размер и глубина ямок изменяются в разных зонах изломов. На начальной стадии разрушения в зоне отрыва наблюдали крупные и глубокие ямки, характерные для малых скоростей движения трещин. На конечной – ямки приобретают сотовый вид, что свидетельствует о возросшей скорости распространения макротрещин (рис. 6 *б* область 3) В соответствии с [11], характер разрушения, при котором имеются области отрыва медленного (стабильного) роста и наклонные области быстрого (нестабильного) роста трещин называется – квазихрупким. Таким образом, по сравнению с СМК титаном типа I, образцы СМК титана типа II и стали ВКС-12, обладают большей склонностью к нежелательному квазихрупкому разрушению.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 10-08-01182.

Список использованных источников

1. Васильченко Г.С., Кошелев П.Ф. Практическое применение механики разрушения для оценки прочности конструкций. – М.: Наука, 1974.–148 с.
2. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов стали. – М.: Наука, 1989.–230 с.
3. Ботвина Л.Р. Разрушение. Кинетика, механизмы, общие закономерности.–М.: Наука, 2008.–334 с.
4. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р.,Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций: Учебное пособие для вузов.–М..:–МИСиС, 2007.–264 с.
5. Колмогоров.В.Л. Напряжения, деформации, разрушение–М: «Металлургия», 1970.–270 с.
6. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов.–М..: Металлургия, 1989.–176 с.
7. Покровская Н.Г., Петраков А.Ф., Шалькевич А.Б. Современные высокопрочные конструкционные стали для изделий авиационной техники // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 12. – С. 23–26.
8. Syryamkin V.I., Panin S.V. Television-optical technique for materials investigation and diagnostics of state of loaded materials and structure parts. // Вычислительные технологии.–2003. – Т8. – С.10-25.
9. Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. – М.: «Металлургия», 1979.–279с.
10. Деревягина Л.С., Панин В.Е., Гордиенко А.И. Самоорганизация пластических сдвигов в макрополосах локализованной деформации в шейке высокопрочных поликристаллов и ее роль в разрушении материала при одноосном растяжении // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10. – № 4.– С. 59–71.
11. Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов. – Л.: Машиностроение, 1984.–224 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ И СРЕДСТВ СПЕКТРОЗОНАЛЬНОЙ РЕНТГЕНОГРАФИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ СТРОИТЕЛЬНЫХ ГРУНТОБЛОКОВ

Аджиева М. Д., Лелюхин А. С., Каныгина О. Н.
ГОУ ВПО «Оренбургский государственный университет», г. Оренбург, Россия
E-mail: adj.m.d@inbox.ru

APPLICATION OF METHODS AND MEANS MULTIPOWER X-RADIOGRAPHY FOR RESEARCH OF PROPERTIES OF BUILDING BLOCKS

Adzhieva M. D, Lelyukhin A. S., Kanygina O. N.
Orenburg state university, Orenburg, Russia
E-mail: adj.m.d@inbox.ru

Possibility of application of methods of multipower X-radiography for research of building materials is observed. It is shown that under X-ray images it is possible to trace changes of area density of blocks from a ground. Communication between a weight loss of the burnt samples and growth of their effective atomic number is shown. The assumption of a primary exit of elements with low atomic number at roasting is made.

Метод спектрозональной рентгенографии [1] позволяет выявлять изменения эффективного атомного номера объекта исследования. Метод предполагает получение спектрозональных рентгеновских снимков, измерение интенсивности яркостного сигнала и расчет характеристических углов, задающих в фазовом пространстве логарифмического контраста направление вектора *r*, длина которого соответствует величине линейного интегрального ослабления исследуемых образцов в направлении просвечивания.

Суть методики заключается в последовательной регистрации двух или более проекционных рентгеновских снимков одной сцены при различных анодных напряжениях на рентгеновской трубке. Изменение потенциала анода приводит к трансформации спектрального состава тормозного излучения, в результате чего меняется пропускная способность изучаемого объекта. Причем изменения пропускной способности задают логарифмический контраст в изображении объекта, определенный как отношение интенсивностей излучения зарегистрированных в области фона I_f и в области объекта I_{ob} для двух (l, m) или более энергетических диапазонов: $\ln\left(I_f / I_{ob}\right)_{l,m} = (\mu_{ob})_{l,m} \cdot \rho_{ob} \cdot t_{ob}$, где ρ_{ob} и t_{ob} – плотность и толщина образца; $(\mu_{ob})_{l,m}$ – массовые коэффициенты ослабления рентгеновского излучения. В случае двухэнергетической методики в качестве количественного критерия вводится понятие характеристического угла ϕ, рассчитываемого по формуле: $\phi = arctg\left(\ln\left(\frac{I_f}{I_{ob}}\right)_m \Big/ \ln\left(\frac{I_f}{I_{ob}}\right)_l\right)$. Характеристический угол ϕ является функцией эффективного атомного номера объекта исследования и уменьшается при его увеличении.

Исходным допущением, положенным в основу проведения эксперимента, стало предположение о возможном изменении эффективного атомного номера образцов грунтоблоков при их термической обработке. Целью эксперимента являлась апробация методики спектрозональной рентгенографии для установления возможной связи между изменениями механических параметров грунтоблоков и характеристических углов, рассчитанных по спектрозональным снимкам.

Для выполнения экспериментального исследования были изготовлены унифицированные по форме образцы строительных грунтоблоков размером 95x35x20 мм^3, обожженные в диапазоне температур от 200 до 900 ^{0}C. Обжиг осуществлялся в муфельной печи в воздушной атмосфере для восьми групп образцов по три образца в группе с шагом 100 ^{0}C. Время

выдержки – 1 ч. Скорость нагрева составляла 12 ^{0}С/мин. Для полученных образцов определялись потеря массы и относительная твердость.

Регистрация спектрозональных снимков осуществлялась с помощью сканирующего цифрового флюорографического аппарата, оборудованного рентгеновской трубкой с вольфрамовым анодом и линейным дискретным детектором типа сцинтиллятор-фотодиод. Восемь образцов, включая один необожженный, размещались в порядке увеличения температуры обжига в плоскости рентгеновского детектора на расстоянии 1300 мм от фокуса рентгеновской трубки. Формирование изображений, соответствующих *m* и *l* энергетическим диапазонам производилось при анодных напряжениях – 70 кВ и 110 кВ соответственно. Выполнялось по два рентгеновских снимка при каждой экспозиции. Далее эксперимент повторялся со следующей партией образцов. Для получения статистически достоверных данных было обработано четыре партии по восемь образцов. В результате были получены изображения серий образцов грунтоблоков, обожженных в обозначенном диапазоне температур. Фрагмент зарегистрированного рентгеновского изображения приведен на рис.1.

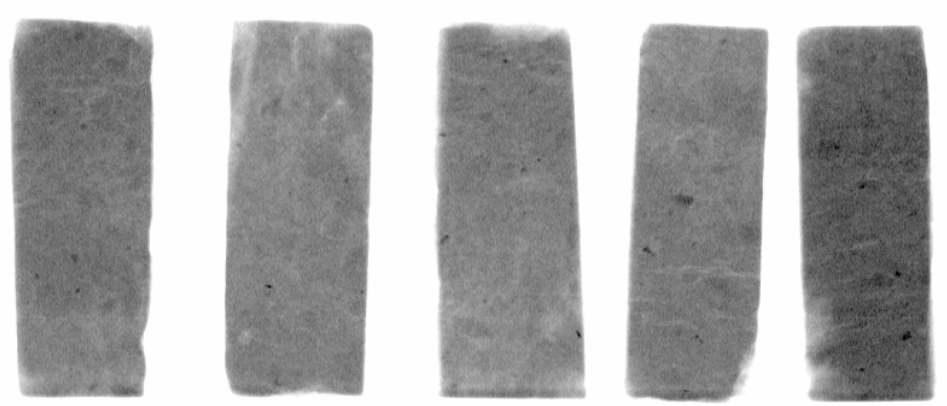


Рисунок 1 – Рентгеновские изображения пяти образцов

Обработка изображений осуществлялась штатными средствами сервисного программного обеспечения «ПроСкан v3-2-1-0» рентгеновского аппарата «ПроСкан-2000». Пример проведения измерений показан на рис. 2.

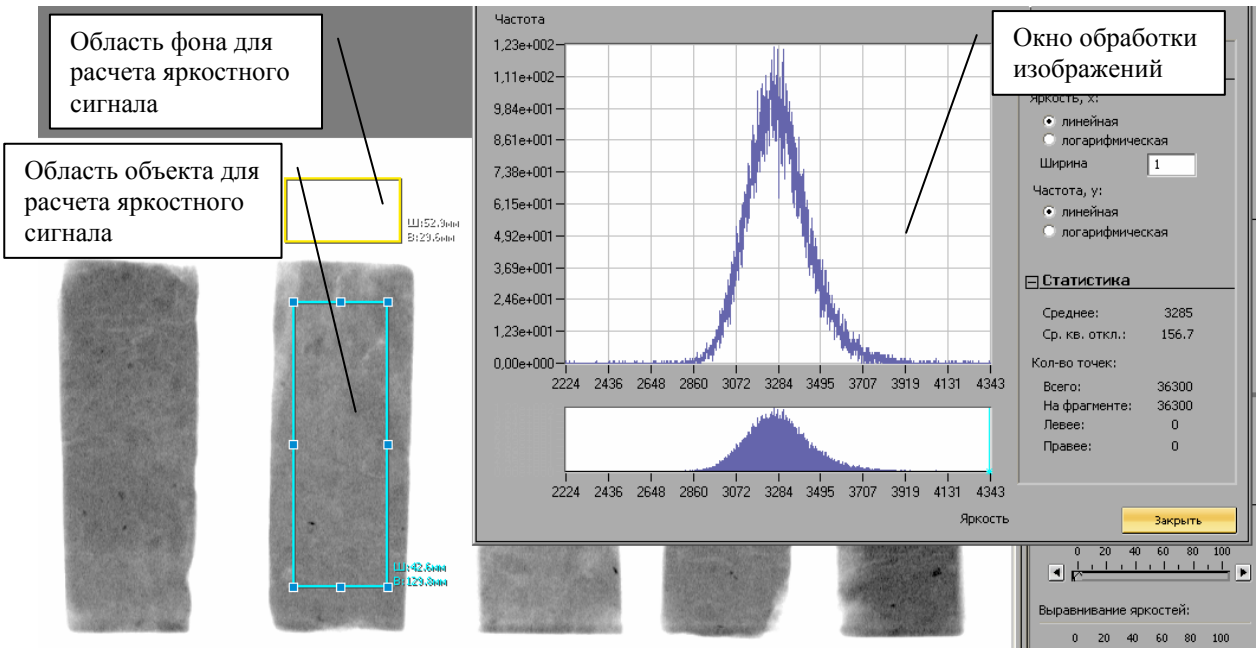


Рисунок 2 – Пример выполнения измерений рентгеновской плотности по плоскости зарегистрированного изображения

Суть обработки полученных рентгеновских снимков заключалась в расчете среднего значения яркостного сигнала по площади прямоугольной области, вписанной в изображение отдельного образца, отображаемого на снимке. В среднем статистический разброс яркостного сигнала не превышал 5% . Поскольку абсолютные значения яркостного сигнала в области объекта исследования определяются, в том числе, и уровнем фона, величина которого может меняться, найденные значения приводились к среднему значению фона в окрестности образца.

В итоге измерений было установлено, что рентгеновская плотность образцов (отношение средних яркостных сигналов «фон/объект») уменьшается с увеличением температуры их обжига (рисунки 3, 4).

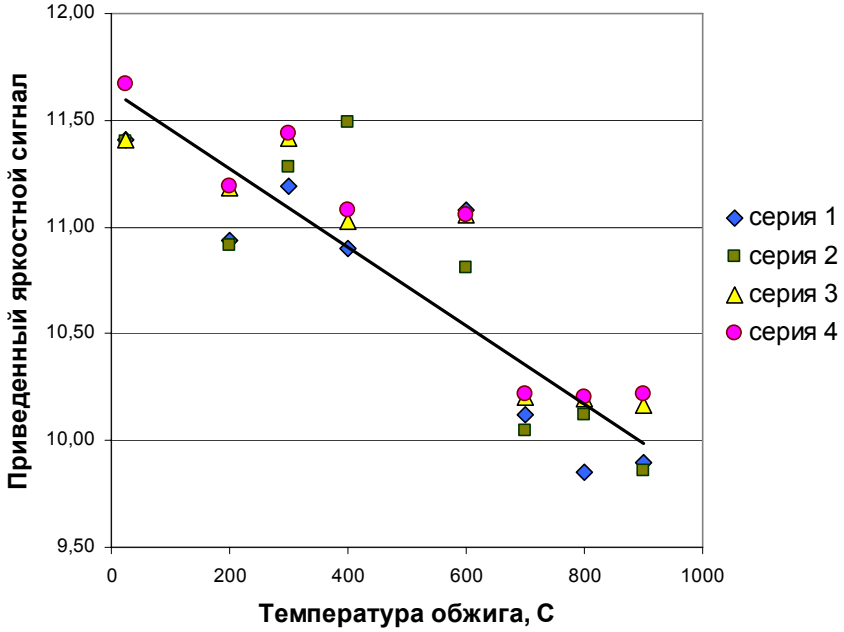


Рисунок 3 – Изменение рентгеновской плотности образцов при увеличении температуры обжига (анодное напряжение 70 кВ)

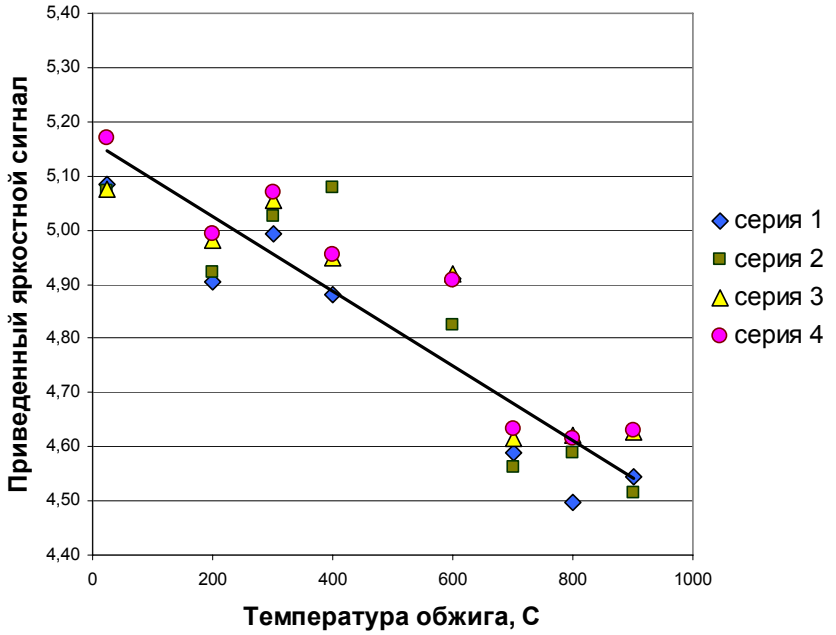


Рисунок 4 – Изменение рентгеновской плотности образцов при увеличении температуры обжига (анодное напряжение 110 кВ)

В обеих сериях экспериментов (рисунки 3, 4) наблюдается линейное снижение яркостного приведенного сигнала (на 16 и 14%, соответственно) с увеличением температуры обжига. Это, возможно, связано с потерей массы, удалением легких химических элементов или соединений преимущественно с поверхностей образцов, уменьшением поверхностной плотности образцов – $\rho \cdot t$, г/см^2. Уменьшение скорости изменения рентгеновской плотности при увеличении анодного напряжения связано с повышением проникающей способности тормозного излучения.

Использование методики спектрозональной рентгенографии позволяет исключить из рассмотрения поверхностную плотность, поскольку величина характеристического угла определяется только эффективным массовым коэффициентом ослабления тормозного излучения. По полученным снимкам находились значения характеристических улов ϕ для каждого из образцов, и строилась зависимость, отражающая изменение величины характеристических углов от температуры обжига (рис. 5).

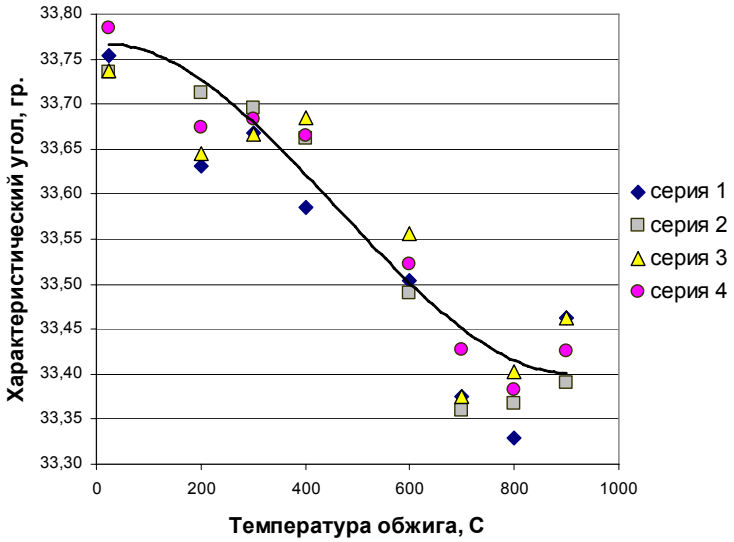


Рисунок 5 – Изменение характеристических углов с увеличением температуры обжига

Согласно рис. 5, наблюдается незначительное уменьшение характеристических углов при увеличении температуры обжига, что говорит об относительном увеличении эффективного атомного номера материала образцов. Последнее можно объяснить потерей массы, связанной с выделением химических элементов (соединений) с низким атомным номером (например, водород $Z = 1$, углерод $Z = 6$, кислород $Z = 8$, при дегидратации – испарении физической воды) и, как следствие, относительным увеличением эффективного атомного номера образцов.

Результаты измерения потери массы при обжиге отображены на рис. 6, где можно видеть, что с увеличением температуры обжига потери массы растут с выходом на плато. Наиболее интенсивные изменения происходят при температуре от 400 до 700 ^{0}C. Точка перегиба соответствует температуре 600 ^{0}C. Скорость потери массы снижается после 600 ^{0}C, что может быть обусловлено началом фазовых превращений в структуре грунтоблоков: в частности, полиморфными превращениями в оксидах кремния, пик которых приходится на область температур 600±50^{o}C. Оксиды SiO_2 оставляют основу грунтоблоков.

В результате развития структурных изменений потери массы замедляются, подводимая энергия расходуется на формирование локальных зон изменения фазы, что в конечном итоге приводит к возникновению механических напряжений в процессе охлаждения образцов. Изменение прочности образцов оценивалось по числам твердости, определенным по методу Роквелла с помощью прибора ТК-214 при нагрузках P = 980 Н. Результаты измерения

твердости образцов, подвергнутых обжигу, отражает рис. 7. Согласно рисунку, твердость возрастает до температуры обжига 600 ^{0}C и затем начинает падать.

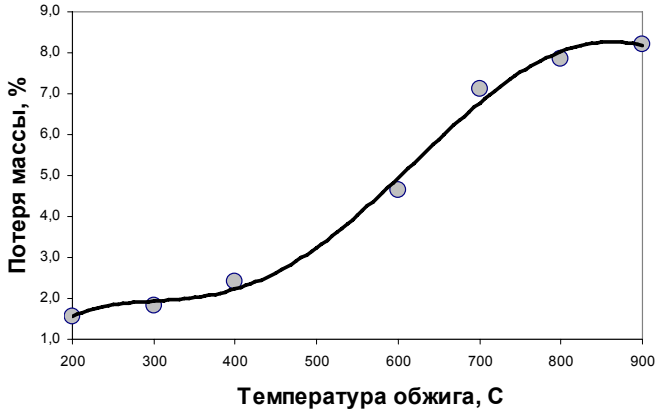


Рисунок 6 – Потеря массы образцов с увеличением температуры обжига

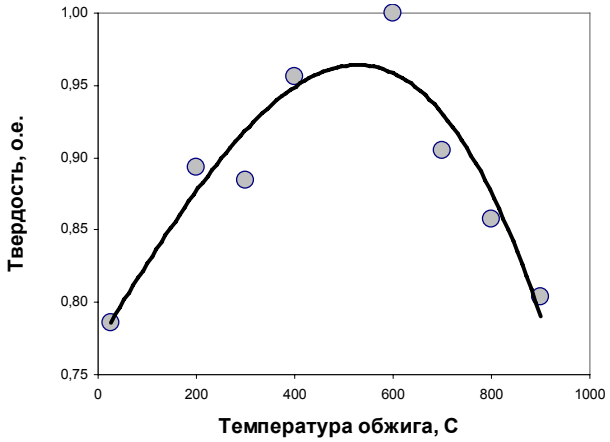


Рисунок 7 – Температурная зависимость твердости

Очевидно, что начавшиеся фазовые превращения протекают вплоть до температуры 900 ^{0}C и не успевают полностью завершиться. В процессе этих превращений может происходить аморфизация некоторых компонентов, возникновение зародышей жидкой стеклофазы. Последнее, вероятно, и приводит к снижению прочности образцов. Для однозначного ответа на этот вопрос необходимо проведение количественного рентгенофазового анализа.

В ходе проведенных исследований установлено, что при обжиге образцов их плотность снижается за счет потери около 1% массы на каждые 100 ^{0}C в диапазоне от 300 до 800^{0}C. Применение спектрозональной методики показало, что структура грунтоблока «подвижна» в рассмотренном температурном интервале, потеря массы вызвана преимущественным выходом химических элементов с низким атомным номером. Это может свидетельствовать о значительных физических процессах, приводящих к структурным изменениям на микро- и наноуровнях, в том числе о наличии фазовых превращений второго рода, с перестройкой кристаллических фаз в пределах одной координатной сферы.

Список использованных источников

1. Лелюхин А.С., Корнев Е.А., Аджиева М.Д. Восстановление эффективного атомного номера рентгеноконтрастных включений по интегральным эффектам //Материалы II Евразийского конгресса по медицинской физике и инженерии «Медицинская физика-2005». Сб. материалов. – М., 2005. – С.357-358

ОПТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ПОРИСТОЙ КЕРАМИКИ

Волков Е. В., Каныгина О. Н., Князев П. Н.
ГОУ ОГУ, Оренбург, Россия
E-mail: fiz-osu@yandex.ru

AN INVESTIGATION OF SURFACE CONDITION OF POROUS CERAMICS BY OPTICAL METHODS

Volkov E. V., Kanygina O. N., Knyazev P. N.
Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: fiz-osu@yandex.ru

The investigation of surface and the determination of roughness and porosity are important moments at the control of sintering process variables and ceramic phase composition. Ceramic surfaces are characterized by roughness of various scale and pores. At the work the change of optimal method of surface and porosity investigations is proved.

Определение степени шероховатости поверхности и пористости является важным моментом при контроле технологических параметров спекания керамики. В данной работе делается попытка выбора оптимального метода исследования поверхности керамики, позволяющего с большей достоверностью определить ее структуру.

Методы измерения шероховатости поверхности керамики можно отнести к двум видам: разрушающие и неразрушающие. К разрушающим относятся щуповый метод и метод растровой электронной микроскопии (РЭМ) [1]. Щуповый метод предполагает непосредственный контакт зонда (щупа) с исследуемой поверхностью при котором неизбежны повреждения поверхности. Такие измерения занимают длительное время и требуют защиты от вибрации, что затрудняет их проведение в условиях производства. Метод РЭМ при исследовании диэлектрических поверхностей, к которым относится керамика, предполагает нанесение на исследуемую поверхность тонкого проводящего слоя, который может маскировать неровности поверхности, искажая результаты измерений. Проводящий слой изменяет физико-химические свойства исследуемой поверхности, существуют трудности с удалением этого слоя с поверхности. К неразрушающим относятся различные бесконтактные оптические методы измерения шероховатости. Оптические методы можно разделить на два вида: 1) методы визуального наблюдения непосредственно профиля шероховатости либо соответствующих профилю интерференционных картин (интерферограмм) при помощи оптических приборов; 2) методы дистанционного измерения параметров шероховатости (рефлектометрические методы) путем анализа отраженного от поверхности излучения [2].

Наибольшее распространение получили методы светового сечения, теневого сечения, микроинтерференционные, с применением растров [3].

Метод светового сечения заключается в следующем: пучок световых лучей, поступающих от источника света через узкую щель (рис. 1*а*) шириной около 0,1 мм, направляется объективом на контролируемую поверхность. Отражаясь от этой поверхности, лучи через второй объектив переносят изображение щели в плоскость фокуса окуляра. Если контролируемая поверхность является идеально ровной, то в окуляре щель будет иметь вид светящейся прямой линии. Если на поверхности имеется канавка, то в плоскости окуляра наблюдается искривленная светящаяся линия (рис.1*б*). Измерение высоты неровностей поверхности осуществляется с помощью окулярного микрометра.

Если на расстоянии 0,1 мм от контролируемой поверхности установить линейку со скошенным ребром, то последнее срежет часть пучка света, и на контролируемой поверхности будет видна тень, отбрасываемая линейкой. Верхний край тени отражает профиль изучаемой поверхности, который и рассматривают в микроскоп (*метод теневого сечения*).

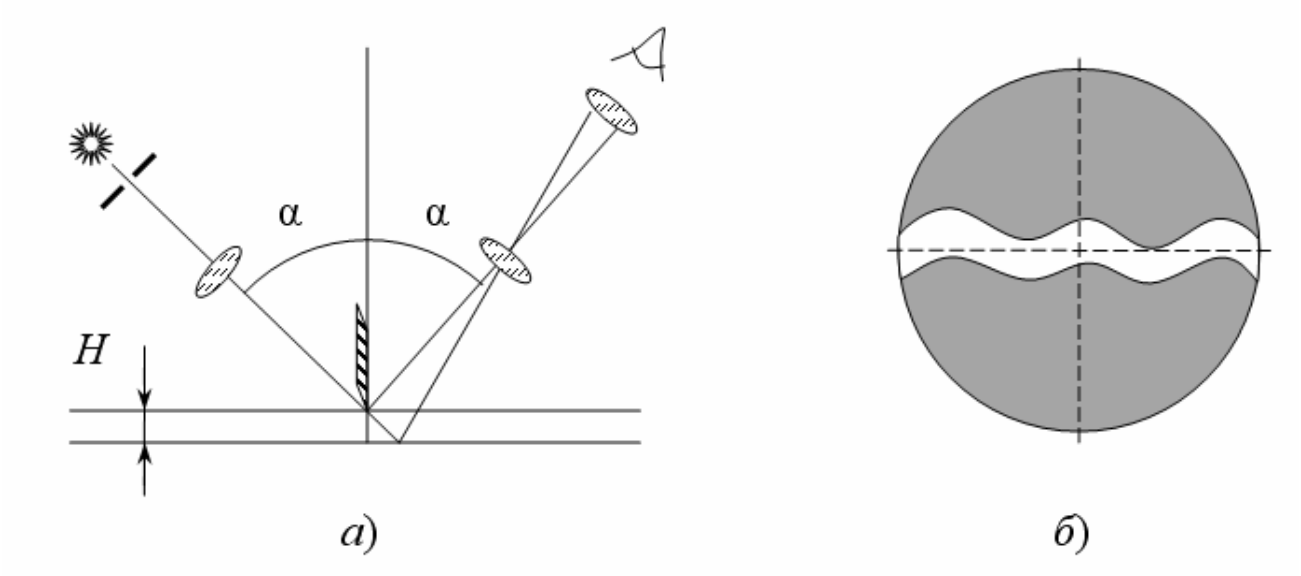


Рисунок 1 – Схема определения высоты микронеровностей методом светового сечения

По принципу светового сечения работают двойной микроскоп МИС-11 и прибор ПСС-2. Эти приборы позволяют измерять неровности поверхности высотой 0,8…63 мкм. Прибор ПТС-1, работающий по принципу теневого сечения, применяется для оценки параметров шероховатости поверхностей с высотой неровностей 80…320 мкм.

Микроинтерференционный метод реализуется с помощью приборов МИИ-4, МИИ-5, МИИ-15, МИИ-9, МИИ-10, предназначенных для лабораторных измерений и фотографирования микронеровностей чистых поверхностей с высотой 0,03...1 мкм. Микроинтерферометр Линника – сочетание интерферометра Майкельсона с измерительным микроскопом – позволяет наблюдать увеличенное изображение интерференционной картины и измерять неровности координатным методом с помощью винтового окулярного микрометра. В местах выступов и впадин на исследуемой поверхности интерференционные полосы искривляются. Степень искривления полос и характеризует неровность поверхности.

На рис. 2 приведена интерферограмма поверхности. Высоты микронеровностей определяют путем измерения искривления интерференционной полосы *a* по отношению к интервалу полос *b*.

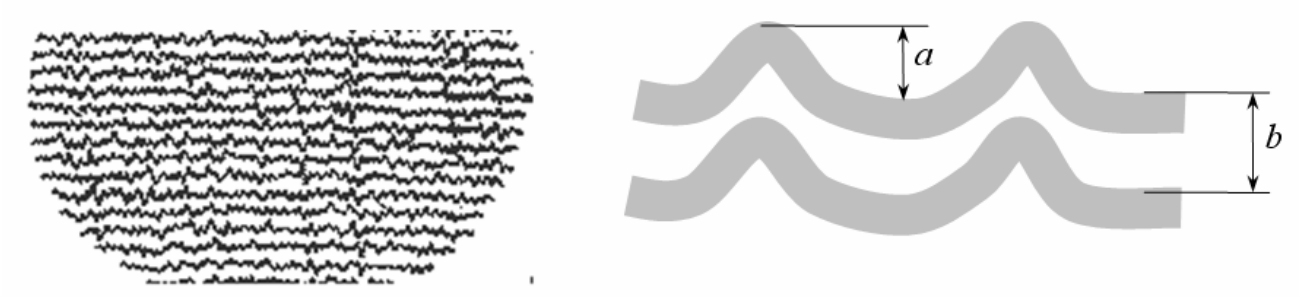


Рисунок 2 – Схема искривления интерференционных полос

Идея *растрового метода* заключается в следующем. На испытываемую поверхность накладывается стеклянная пластинка, на которую нанесены с малым шагом штрихи (растровая сетка), при наклонном падении лучей отраженный от неровностей поверхности растр накладывается на штрихи самой сетки и наблюдаются муаровые полосы. Растровый измерительный микроскоп ОРИМ-1 предназначен для измерения высоты неровностей (0,4…40 мкм) наружных поверхностей со следами обработки, имеющими определенное преимущественное направление. Каждый из известных способов определения размеров шероховатостей имеет

весьма узкий рабочий диапазон, и поэтому практически неприменим для традиционной керамики, на поверхности которой размеры шероховатостей и пор могут варьировать до 1 мм.

Таблица 1 – Сравнение методов

№	Неразрушающий метод	Рабочий диапазон, мкм
1	Метод светового сечения (микроскопы МИС-11, ПСС-2)	0,8…63
2	Метод теневого сечения (прибор ПТС-1)	80…320
3	Микроинтерференционный метод (измерительные микроскопы типа МИИ)	0,03...1
4	Растровый метод (измерительный микроскоп ОРИМ)	0,4…40

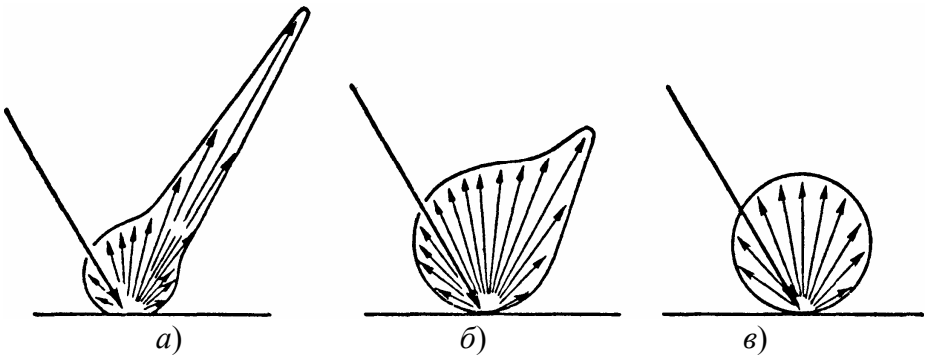
Кроме узких рабочих диапазонов измерения высоты неровностей методы светового и теневого сечения предполагают высокую отражающую способность исследуемой поверхности; микроинтерференционный и растровый методы предназначены для поверхностей с шероховатостью, имеющей преимущественное направление, что также ограничивает их применение для керамических материалов.

При оценке шероховатости поверхностей сложной формы и в случае трудного ДОСтупа к исследуемой поверхности применяют метод реплик поверхностей для последующего измерения по ним высоты неровностей. Неровности на слепках можно измерять как с помощью оптических, так и щуповых приборов, при этом погрешность измерений возрастает на порядок.

В связи с изложенным выше, понятна необходимость в новых методах оценки кАчества поверхности керамических материалов.

В большинстве случаев поверхность керамических материалов не является совершенно гладкой, и отражение света оказывается диффузным. Если измерять энергию света, отраженного от поверхности непрозрачного материала под разными углами по отношению к падающему лучу, то будут получены результаты, подобные приведенным на рис. 3. У непрозрачных материалов с неровной поверхностью отражение света будет почти полностью диффузным, как это показано на рис. 4 (у не полностью непрозрачных материалов играет важную роль и подповерхностное отражение) [4].

Для поверхностей, равномерно рассеивающих свет, часто пользуются законом Ламберта (закон косинусов), согласно которому яркость диффузно отражающего тела пропорциональна его освещённости и одинакова по всем направлениям. Сила света при этом изменяется по закону косинуса: $I = I_0\cos\theta$, где I_0 – сила света в направлении нормали к поверхности, θ – угол между рассматриваемым направлением и нормалью (рисунок 3в) [5]. Однако этот закон выполняется приближённо, лишь для тел с высокой отражательной способностью и под углами наблюдения меньшими 60°.



а) *б*) *в*)

Рисунок 3 – Индикатрисы рассеяния света от поверхностей с возрастающей степенью шероховатости

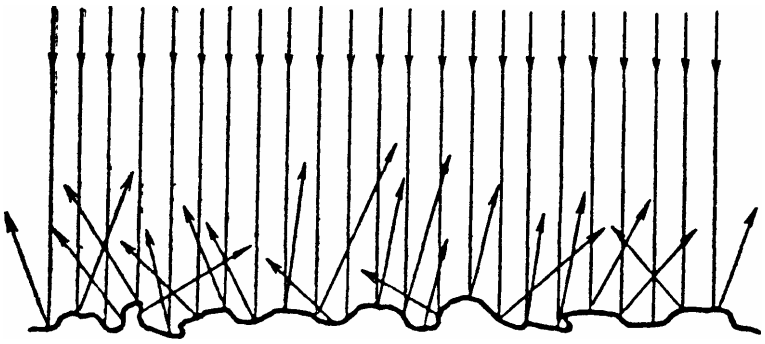


Рисунок 4 – Отражение от шероховатой поверхности

Известные методы оптического дистанционного контроля шероховатости поверхности можно классифицировать следующим образом [6]:
– метод индикатрис;
– метод зеркальной составляющей;
– метод диффузной составляющей.

Первый метод предполагает определение *индикатрисы рассеяния*, то есть, функции, выражающей пространственное распределение интенсивности рассеянного света, а также графическое представление этой функции в виде векторной диаграммы, на которой длина радиуса-вектора в каком-либо направлении пропорциональна интенсивности рассеяния в этом направлении, а концы векторов соединены кривой (рис. 3). Возможно также представление индикатрисы в виде графика [7]:

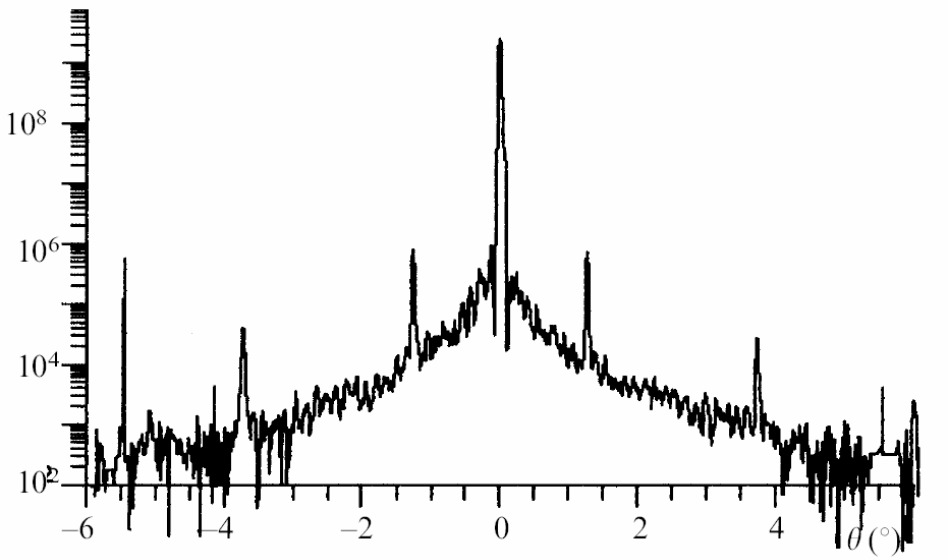


Рисунок 5 – Индикатриса рассеяния от металлического зеркала, изготовленного алмазным точением с шагом 20 мкм при среднеквадратичной высоте шероховатостей R_q = 2,8 нм

Недостатком измерения параметров шероховатости по рассеянному свету является трудность интерпретации результатов. Однако для задач, где требуется знание среднеквадратичной высоты шероховатостей, этот метод позволяет делать измерения практически мгновенно.

Для измерения шероховатости по рассеянию света используются два основных метода. В первом применяются одноканальные приемники и рассеянное излучение регистрируется интегрально по всем направлениям. При этом получаются данные только о среднеквадратичной шероховатости поверхности. Во втором методе применяются многоканальные при-

емники и регистрируется диаграмма рассеяния по углам. В этом случае помимо среднеквадратичной шероховатости измеряется также среднеквадратичный угол наклона шероховатостей. Кроме того, дополнительный анализ позволяет вычислить радиус корреляции, судить о наличии периодических структур в рельефе поверхности и об их вкладе в общее рассеяние.

Метод зеркальной составляющей основан на известной зависимости зеркально отраженного поверхностью излучения $J_з$ от среднеквадратичного отклонения профиля шероховатости R_q [8]:

$$J_з = \overline{\rho} J_0 e^{-\left(\pi \frac{R_q}{\lambda} \cos\psi\right)^2} \tag{1}$$

где J_0 – интенсивность излучения, падающего на шероховатую поверхность; $\overline{\rho}$ – коэффициент отражения абсолютно плоского и гладкого образца материала; λ – длина волны излучения; ψ – угол падения.

Экспоненциальный множитель в соотношении (1) характеризует коэффициент зеркальности, показывающий какая доля излучения, отраженного от шероховатой поверхности, отражается в зеркальном направлении.

Контроль шероховатости поверхности по методу зеркальной составляющей может осуществляться как путем непосредственного определения высоты шероховатостей с помощью соотношения (1) по экспериментально определенным значениям J_0, $J_з$, $\overline{\rho}$, так и путем косвенных измерений по величинам $J_з/\overline{\rho} J_0$, зафиксированным априорно по эталонам шероховатости поверхности.

Метод диффузной составляющей. Как уже упоминалось, при облучении шероховатой поверхности в отраженном свете наряду с зеркальной компонентой присутствует диффузная компонента. В этом случае величина суммарной интенсивности в пределах угла 2α описывается соотношением [9]:

$$J = \overline{\rho} J_0 \left\{ e^{-\left(4\pi \frac{R_q}{\lambda}\right)^2} + \left(1 - e^{-\left(4\pi \frac{R_q}{\lambda}\right)^2}\right)\left(1 - e^{-\left(4\pi \frac{R_q \alpha}{m\lambda}\right)^2}\right) \right\} \tag{2}$$

где m – среднеквадратичный наклон профиля шероховатости поверхности.

Первое слагаемое в фигурных скобках характеризует величину зеркальной компоненты, второе – диффузной. Первый сомножитель в круглых скобках описывает полную интенсивность диффузной компоненты, второй – долю диффузной компоненты, излучаемой в пределах угла 2α.

Измеряя интенсивность излучения, описываемую вторым слагаемым в соотношении (2), можно контролировать шероховатость поверхности. Известны устройства, в которых контроль шероховатости поверхности осуществляется по отношению интенсивностей зеркальной и диффузной компоненты.

Проведенное рассмотрение известных методов контроля шероховатости поверхности, показывает, что наиболее приемлемыми для исследования сложной структуры поверхности пористой керамики являются методы измерения индикатрис рассеяния и диффузной составляющей. Метод индикатрис при расширении его на плоскости, не совпадающие с плоскостью падающего и зеркально отраженного луча, по-видимому, при соответствующей интерпретации и статистической обработке результатов измерений, способен дать количественную информацию о структуре поверхности пористой керамики с разномасштабными неровностями.

Представляет практический интерес создание прибора, определяющего индикатрису рассеяния керамических образцов в нескольких точках поверхности, и метода интерпретации результатов измерений. Большинство оптических измерителей шероховатости поверхности, разрабатываемых в России и за рубежом, предназначены для контроля шероховатости обработанных металлических поверхностей, их работа основана на методе зеркальной составляющей [6].

Список использованных источников

1. Гоулдстейн Дж., Ньюбери Д., Эчлин П., Джой Д., Фиори Ч., Лифшин Э. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: В 2-х книгах. Книга 1. Пер. с англ. – М.: Мир, 1984. – 303 с.
2. Топорец А.С. Оптика шероховатой поверхности. – Л.: Машиностроение. – 1988. – 191 с.
3. Исследования и изобретательство в машиностроении: Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов / М.Ф. Пашкевич, А.А. Жолобов, Ж.А. Мрочек, Л.М Кожуро, В.М.Пашкевич; Под общ. Ред. М.Ф.Пашкевича. – Мн.: Адукацыя і выхаванне, 2005. 287 с.: ил.
4. Кингери У.Д. Введение в керамику. – М.: Стройиздат, 1967. – 506 с.
5. Родионов С.А. Основы оптики. Конспект лекций.– СПб: СПб ГИТМО (ТУ), 2000. – 167 с.
6. Ким К.Ю. Исследование и разработка оптического метода бесконтактного контроля шероховатости поверхностей. Кандидатская диссертация, Москва, 2009.– 160 с.
7. Абросимов С.А., Высогорец М.В., Малютин А.А., Ненашев А.В., Серов Р.В. Измеритель шероховатости поверхности в диапазоне 1 – 25 нм по индикатрисе рассеянного света // Квантовая электроника. – 1994. – №1. – с.78–80.
8. Bennett J/M/ Comparison of techniques for measuring the roughness of optical surfaces. – Optical Engineering, 1985. – Т.24. – №3. p. 380–387.
9. Топорец А.С. Отражение света шероховатой поверхностью//ОМП, 1979, №1, с.34–46.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ЖЕЛЕЗОХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

Мальцева Л. А.[1], Гладковский С. В.[2], Шарапова В. А.[1], Мальцева Т. В.[1], Озерец Н. Н.[1]

[1] *Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,*

[2] *Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*,

E-mail: mla44@mail.ru

THE EFFECT OF COMPOSITION ON STRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND THE FRACTURE RESISTANCE Fe-Cr-Ni-BASED STEELS WITH THE METASTABLE AUSTENITE

Maltseva L. A.[1], Gladkovskiy S. V.[2], Sharapova V. A.[1], Maltseva T. V.[1], Ozerets N. N.[1]

[1] *Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Professional Education «Ural Federal University named after the first President of Russia B.N.Yeltsin»,Yekaterinburg, Russia*

[2] *Institute of Engineering Science UB RAS, Yekaterinburg, Russia*,

E-mail: mla44@mail.ru

The influence of chemical composition on the structure and mechanical properties at room and low (-196 ° C) temperatures has been studied. The microstructure of fractures and the content of the deformation martensite in the fracture zone of practically carbon-free corrosion-resistant steels in the Fe-Cr-Ni-based with metastable austenite have been investigated. Tests were carried out on uniaxial tensile and impact bending.

Изучено влияние химического состава на структуру и механические свойства при комнатной и пониженной (–196ºС) температурах, микростроение изломов и содержание мартенсита деформации в зоне разрушения практически безуглеродистых коррозионно-стойких сталей на Fe–Cr–Ni основе с метастабильным аустенитом. Испытания проводились на одноосное растяжение и ударный изгиб.

Одним из перспективных направлений создания новых материалов, обладающих повышенным комплексом физико-механических свойств и сопротивлением разрушению, является разработка практически безуглеродистых коррозионностойких сталей на Fe–Cr–Ni основе дополнительно легированных Mo, Ti, Co, а также Si [1].

Целью настоящей работы являлось изучение влияния легирующих добавок на фазовый состав, структуру, механические свойства, сопротивление разрушению и особенности строения изломов железохромоникелевых сталей с метастабильным аустенитом.

Испытания круглых образцов на одноосное растяжение проводились при комнатной температуре в соответствии с рекомендациями ГОСТ 1497 на электромеханической разрывной машине Instron-3382. Характеристики ударной вязкости при 20ºС и при температуре жидкого азота определялись на стандартных образцах 10×10×55 мм с V-образным надрезом согласно ГОСТ 9454 с помощью инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M. Обработка диаграмм ударного нагружения, записанных в координатах «нагрузка-прогиб», позволила выделить из общей работы разрушения образца (A) ее составляющие – работу зарождения трещины ($A_з$) и работу распространения трещины ($A_р$) [2]. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3. Металлографический и фрактографический анализ осуществлялся с применением оптического микроскопа Olimpus JX51 и растрового электронного микроскопа Jeol GSM 5900LV.

Введение в основную базу легирования Al от 0,15 до 3,0 % и варьирование содержанием Cr, Ni, Co при пониженном содержании углерода (C ≤ 0,03 %) (плавки 1–8) позволило получить стали различного структурного класса – аустенитного, аустенитно-ферритного и ферритного. Некоторые из них, например плавки 2, 3, 4 и 8 относятся к аустенитному классу, но различаются колебанием состава по основным легирующим элементам (хрому и никелю) в пределах марочного. Сталь плавки 5 также относится к аустенитному структурному классу, но по сравнению с вышеперечисленными имеет пониженное количество кобальта (0,8 % вместо ~5,0 %). Сталь плавки 1 имеет химический состав по основным легирующим элементам аналогичный плавкам 2, 3, 4 и 8, но содержит повышенное количество кремния до 0,7 % и пониженное алюминия. Сталь плавки 6 относится к аустенитно-ферритному классу с соотношением ГЦК и ОЦК фаз в закаленном состоянии примерно 50:50, в результате повышенного содержания алюминия. Аустенит данной стали является вторичным, микротвердость его практически соответствует микротвердости аустенитных сталей. Твердость δ-феррита значительно выше твердости аустенита, что и является причиной повышенной интегральной твердости и прочности аустенитно-ферритной стали в закаленном состоянии (см. табл. 1).

Как видно из экспериментальных данных, приведенных в табл. 1, при комнатной температуре испытаний все изученные стали за исключением плавок 6 и 7 с повышенным содержанием ферритной фазы в закаленном состоянии характеризовались высоким запасом пластичности (δ = 51..63 %, ψ = 76..83 %) и ударной вязкости (KCV = 1,96..3,69 МДж/м^2).

Образцы плавки 7, которые содержали максимальное количество ферритной фазы, обладали наименьшим значением ударной вязкости при комнатной температуре (KCV = 0,08 МДж/м^2). Низкотемпературные испытания показали, что образцы плавок 1–3 сохраняют высокий запас ударной вязкости и при температуре жидкого азота (KCV = 1,32..1,94 МДж/м^2). Однако с понижением температуры испытания до минус 196ºС соотношение работ распространения и зарождения трещин ($A_р/A_з$) снижается с 0,78..1,49 до

0,29..0,42, что указывает на уменьшение динамической трещиностойкости сталей при ударном нагружении в низкотемпературной области.

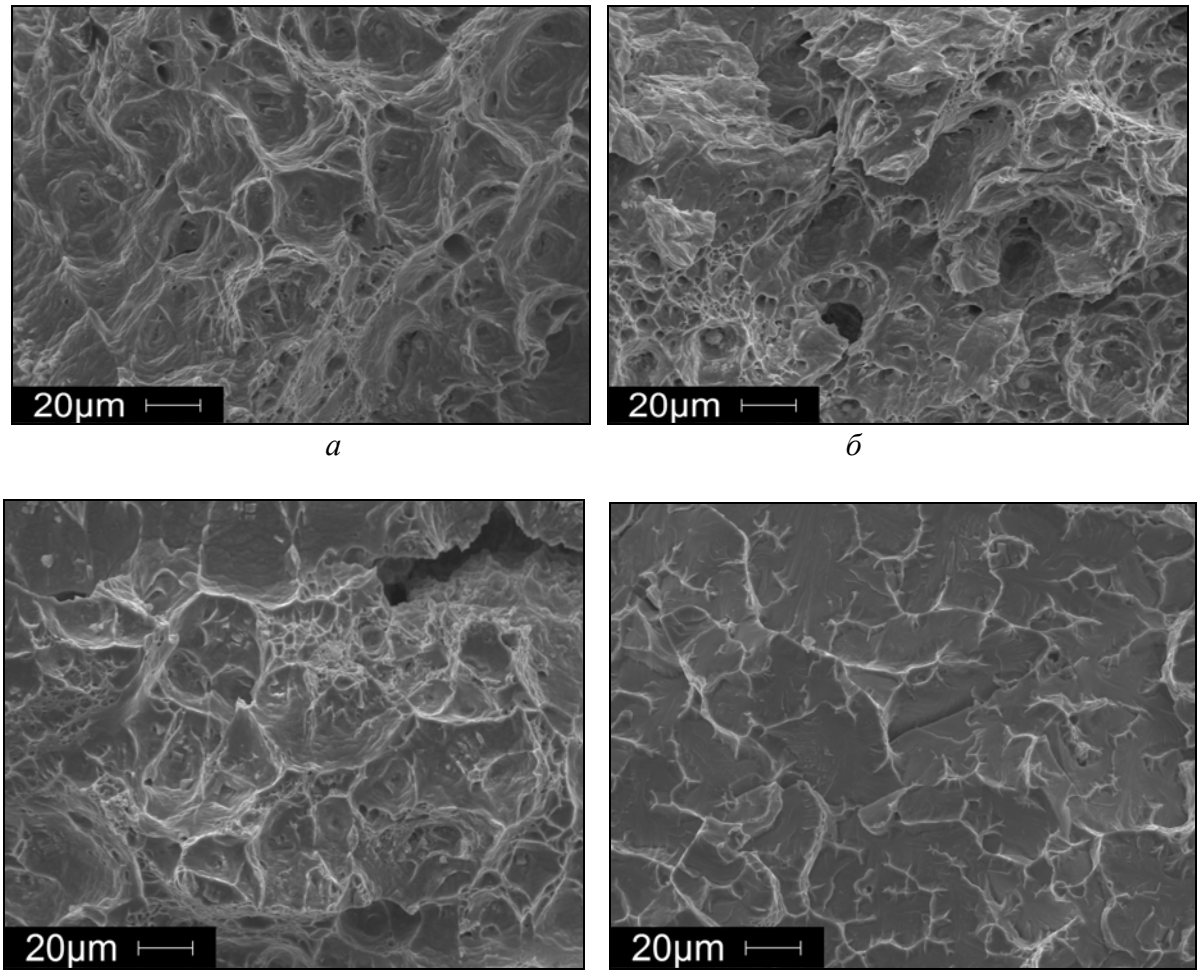
Таблица 1 – Механические свойства исследуемых сталей

№ плавки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ, %	ψ, %	*HRA*	KCV, МДж/м^2		*А*р/*А*з	
							20°С	-196°С	20°С	-196°С
1	374	664	0,56	63	77	45	1,98	1,32	0,79	0,42
2	396	616	0,64	51	76	39	2,51	1,94	1,49	0,37
3	396	616	0,64	51	76	43	2,06	1,64	1,17	0,29
4	396	616	0,64	51	76	45	2,26	1,79	1,06	0,38
5	342	584	0,59	53	78	46	2,58	1,8	1,70	0,37
6	728	931	0,78	23	54	63	1,94	1,49	1,21	0,47
7	311	620	0,50	44	76	48	0,08	-	0,87	-
8	276	555	0,50	60	83	38	3,69	1,93	2,33	0,58

Сравнительный анализ результатов испытаний близких по содержанию основных легирующих элементов сталей плавок 5 и 8 показал, что за счет увеличения содержания кобальта с 0,8 (пл. 5) до 5 % (пл. 8) происходит снижение прочностных свойств при росте характеристик пластичности и ударной вязкости (табл. 1). Сталь плавки 8 при несколько меньших прочностных свойствах ($\sigma_{0,2}$ = 280 МПа, σ_B = 555 МПа) и значениях твердости (HRA = 38) характеризуется наибольшим соотношением работы распространения трещины к работе ее зарождения как при комнатной температуре испытания ($A_р/A_з$ = 2,33), так при и при температуре жидкого азота ($A_р/A_з$ = 0,58). Это свидетельствуют о том, что сталь данной плавки обладает повышенным сопротивлением росту трещин и, соответственно, запасом конструкционной прочности во всем температурном диапазоне динамических испытаний.

Фрактографический анализ поверхности изломов ударных образцов показал, что большинство изученных сталей характеризуются вязким ямочным механизмом разрушения. При этом более высоким значениям ударной вязкости стали плавки 8 (KCV = 3,69 МДж/м^2) по сравнению со сталью плавки 1 (KCV = 1,98 МДж/м^2) соответствуют более крупные энергоемкие ямки (рис. 1, *а, б*). В изломах сталей, полученных при температуре жидкого азота, сохраняется преимущественно вязкий ямочный механизм разрушения при некотором уменьшении размера ямок (рис. 1, *в*). Процесс разрушения наиболее хрупкой стали плавки 7 развивался по механизму квазискола (рис. 1, *г*).

Проведенный рентгеноструктурный анализ поверхности изломов ударных образцов сталей различного структурного состава показал, что в процессе ударных испытаний в зоне разрушения дополнительно образуется ОЦК-мартенсит деформации. Так, в изломах аустенитных сталей (плавки 2,3,4 и 8) в процессе ударных испытаний при 20 и -196°С зафиксировано от 11 до 16% и от 70 до 90% мартенсита деформации соответственно. По-видимому, образование значительного количества мартенсита деформации в изученных метастабильных сталях способствует росту энергоемкости разрушения за счет проявления ТРИП-эффекта при ударных испытаниях [3] и сохранению повышенных значений ударной вязкости при понижении температуры испытаний от комнатной до температуры жидкого азота (табл. 1 и 2).



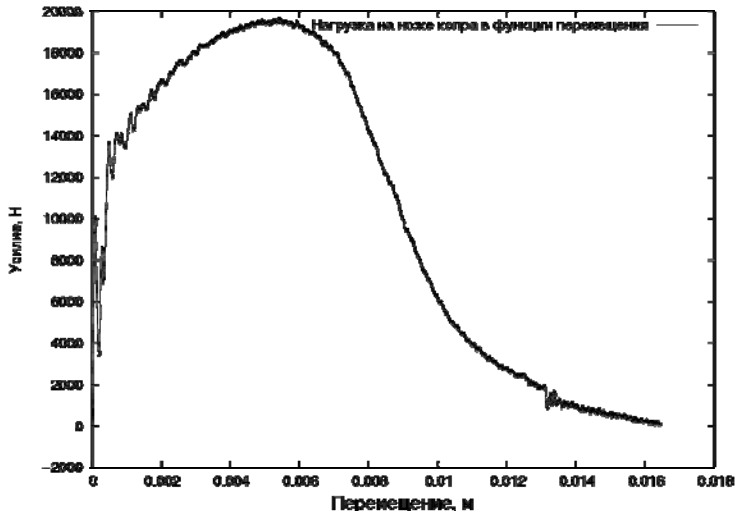
а *б*

в *г*

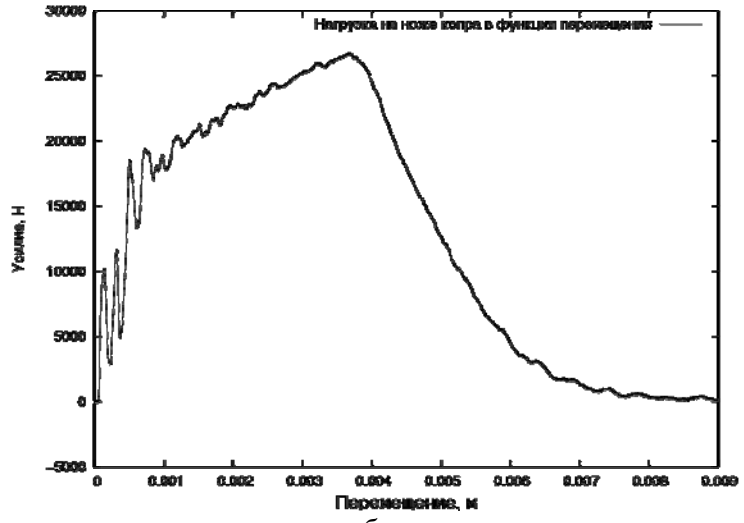
Рисунок 1 – Микростроение поверхности изломов ударных образцов:
а – плавка 8 (20 °С); *б* – плавка 1 (20 °С); *в* – плавка 8 (-196 °С); *г* – плавка 7 (20 °С)

Таблица 2 – Фазовый состав исследуемых сталей в местах излома после разрушения

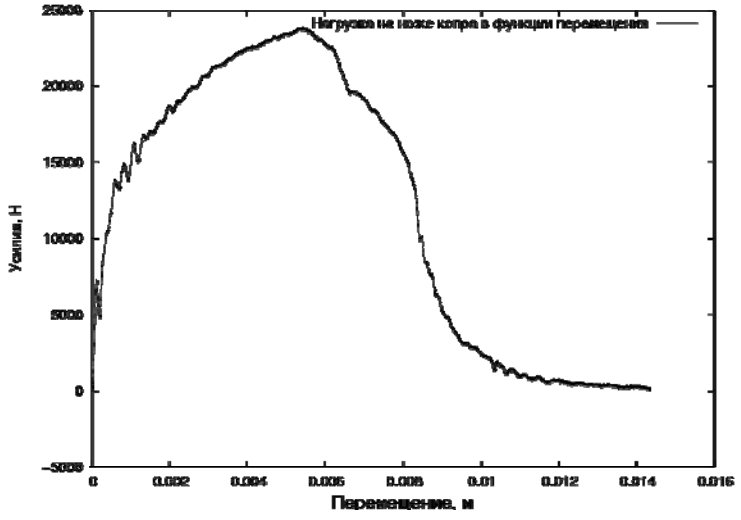
№ плавки	**Количество $\alpha_м$- мартенсита (%) (мартенсит охлаждения +мартенсит деформации)**	
	20°С	**-196**°С
1	6	80
2	16	90
3	11	70
4	15	80
5	30	78
6	56	72
7	73	85
8	11	88



а



б



в

Рисунок 2 – Диаграмма ударного нагружения исследуемых сталей:
а – плавка 1 при 20°С; *б* – плавка 1 при -196°С; *в* – плавка 8 при -196°С

Типичные диаграммы ударного нагружения изученных сталей, полученные при 20 и минус 196°С (рис. 2), указывают на преимущественно вязкий характер разрушения образцов в изученном температурном интервале. Однако при температуре испытаний минус 196°С на образцах стали плавки 8 уменьшение нагрузки после достижения максимума происходит более резко, чем при комнатной температуре (эффект «хрупкого скачка трещины»). Это может указывать на снижение вклада пластической деформации в процесс разрушения и переходу к начальной стадии хрупкого разрушения на завершающем участке роста трещины.

Выводы

1. Варьирование содержанием Cr и Ni и увеличение количества Al от 0,15 до 3,0 % обеспечило возможность получения сталей разного структурного класса и существенного регулирования уровня их механических свойств при испытаниях на растяжение и ударную вязкость.

2. Повышение содержания кобальта от 0,8 до 5,0 % в сталях аустенитного класса обеспечивает увеличение прочностных свойств при сохранении повышенной пластичности, ударной вязкости и характеризующим динамическую трещиностойкость отношением работы распространения трещины к работе ее зарождения.

3. Исследуемые стали аустенитного и аустенитно-ферритного класса с содержанием ферритной фазы не выше 50 % обладают достаточно высоким комплексом прочностных и пластических свойств. При этом повышенные значения ударной вязкости сохраняются до температуры жидкого азота.

4. Аустенит в исследуемых аустенитных и аустенитно-ферритных сталях является деформационно-метастабильным и при испытаниях на растяжение и ударный изгиб испытывает мартенситное превращение, что повышает энергоемкость процесса разрушения.

Авторы выражают благодарность инженеру Института машиноведения УрО РАН Бородину Е.М. за помощь в проведении инструментированных ударных испытаний.

Список использованных источников

1. Мальцева Л.А. Закономерности фазовых и структурных превращений в безуглеродистых высокопрочных коррозионностойких сталях на Fe-Cr-Ni-Co-Mo-Ti- основе / Л.А. Мальцева // Журнал функциональных материалов. 2007. Т. 1. № 2. С. 75-79.
2. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности / Л.Р. Ботвина. М.: Наука, 2008. 334 с.
3. Лебедев Д.В. Конструктивная прочность криогенных сталей / Д.В. Лебедев. М.: Металлургия, 1976. 264 с.

ДЕСТРУКЦИЯ КОМПОЗИТНОГО НАНОКЛАСТЕРА «ПОЛИМЕРНАЯ ЦЕПЬ - НАНОЧАСТИЦА» И ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ЕЕ МОНИТОРИНГА

Кучеренко М. Г., Кручинин Н. Ю., Измоденова С. В., Чмерева Т. М.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
E-mail: rphys@mail.osu.ru

DESTRUCTION OF COMPOSITED NANOCLUSTER "POLIMERIC CHAIN-NANOPARTICLE" AND PHYSICAL METHODS OF IT MONITORING

Kucherenko M. G., Kruchinin N. Yu., Izmodenova S. V., Chmereva T. M.
Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: rphys@mail.osu.ru

A definition "nanosystem breakage" is discussed for a composited macromolecular nanocluster cite as an example. Some criterions are offered for the discrimination of functional and destructed cluster macrochain shell stations on the base of practical irreversibility of conformation transitions. The method luminescent monitoring of nanocostruction stations is discussed. An analysis of the spatial resolution raising of scanning near-field optical microscopes (SNOM) – as perspective devices for nanocomposites investigations is made on the base of FRET effect and the plasmon resonance enhancement.

Обсуждается понятие «поломки наносистемы» на примере композитного макромолекулярного нанокластера. Предлагаются критерии, позволяющие дискриминировать функциональное и деструктивное состояния на основе практической необратимости конформационного перехода в макроцепной оболочке кластера. Обсуждается реализация метода люминесцентного мониторинга состояния наноконструкции. Произведен анализ попыток повышения пространственного разрешения сканирующих ближнепольных оптических микроскопов (СБОМ) – как перспективных устройств, для наблюдения за состоянием нанокомпозита, на основе эффекта FRET и плазмонно-резонансного усиления.

Исследование характеристик композитных наноструктур на основе молекул синтетических и биологических полимеров, ассоциированных с микро- и наночастицами- субстратами актуально в силу необходимости создания функциональных материалов наносистемной техники, элементной базы молекулярной электроники и новых медицинских технологий.

Одной из типичных наносистем, представляющей определенный интерес для развивающихся нанотехнологий, является сферическая (цилиндрическая) наночастица в жидком растворе с адсорбированными макромолекулами на ее поверхности [1]. Структуры подобного рода не представляют собой жестких образований, поскольку звенья макроцепи способны перемещаться в малой приповерхностной области, с размерами от одного до нескольких ангстрем вблизи наночастицы. В более редких случаях возможны даже высокоамплитудные сдвиги сегментов при существенных конформационных перестройках макромолекулы. С повышением температуры малоамплитудные смещения звеньев увеличивают свой размах, а крупномасштабные конформационные сдвиги становятся более частыми. В некоторых случаях спонтанные или индуцированные изменения конформации макроцепи могут быть настолько значительными, что можно говорить об утрате наноструктурой ее функциональных свойств – поломке наноконструкции. Причем, следует заметить, что речь не идет о разрыве валентных связей между звеньями полимера, требующем значительных энергетических затрат. Вывод из строя наноконструкции может осуществиться в гораздо более «мягком» режиме, например, в результате выброса в далекую периферийную область концевых звеньев полимерной цепи, или выпуска из опушечного слоя петли сравнительно большого радиуса. Обратный конформационный переход – самовосстановление наноструктуры с возвратом ее

функциональных свойств будет представлять собой маловероятное событие. Аналогичного рода системы и процессы встречаются в молекулярной биологии, при функционировании глобулярных белков и их денатурации в результате конформационого перехода в разрыхленное состояние «мягкой глобулы».

В топологически инвертированной системе «нанополость-макроцепь» распад структуры в результате дальниз выбросов фрагментов макромолекулы исключены. Однако в этом случае возникает специфический вариант перераспределения радиальной плотности звеньев полимера: от их адсорбции стенками нанополости до отторжения от поверхности и ухода в центральную область поры. Конформационный переход такого рода, в свою очередь, может восприниматься как деструкция наносистемы, если данная перестройка субъединиц цепи приводит к потере функциональных свойств нанокомпозита.

Таким образом, проблема мониторинга конформационных состояний полимерных молекул на поверхности наночастиц или нанополостей в режиме реального времени является исключительно важной для контроля функциональности устройств молекулярной электроники и наносистемной техники.

Безызлучательный перенос энергии электронного возбуждения между специально введенными в систему молекулами давно используется для зондирования структуры неоднородных сред и нанообъектов искусственного и природного происхождения [2–4], включая биологическое. Характерный радиус R_F переноса составляет величину 4–5 нм для ферстеровского механизма [5], основанного на межмолекулярном диполь-дипольном взаимодействии, и 0,7 –1 нм – для обменного, декстерова механизма [6]. И тот и другой масштаб длин оказывается пригодным для измерения расстояний и размеров нанотел. Кинетика затухания люминесцентного сигнала донорных центров позволяет получить информацию о протяженности субъединиц наноструктуры относительно простым способом, если реализован статический режим переноса [7]. Однако, в ряде случаев, молекулы донора или акцептора, входящие в состав бинарного люминесцентного зонда, способны изменять свое местоположение, затрудняя, тем самым, оценку пространственного масштаба нанообъекта. В пределе быстрой миграции молекул бинарный зонд практически перестает «чувствовать» размеры неоднородности структуры, и характерной длиной, в этом случае, служит лишь эффективных радиус R_{eff} переноса, параметрически зависящий от коэффициента диффузии реагентов [7–8].

Очевидно, что в случае закрепления на цепи молекул бинарного зонда кинетика безызлучательного переноса энергии в донор-акцепторной паре будет зависеть от характера связанного движения звеньев макромолекулы.

Конформационная динамика лизоцима в нанопорах и вблизи наночастиц с закрепленными на них молекулами-метками

В качестве модельной системы была рассмотрена белковая макромолекула (лизоцим, 129 аминокислотных остатков) вблизи наночастицы (фуллерен С720), с двумя молекулами органических красителей, одна из которых адсорбировалась на сегменте белка (акцептор), а другая (донор) – на поверхности наночастицы. Осуществлялось МД-моделирование конформаций указанной системы при температурах 300 и 600 К (термостат Берендсена, NAMD 2.7, силовое поле CHARMM) на участке траектории 1000 пс из упорядоченной начальной конфигурации. Стартовая позиция акцепторной молекулы (малахитовый зеленый (МЗ)) выбиралась вблизи макромолекулы лизоцима. Донорный центр (родамин 6G (Р6G)) размещался вблизи поверхности молекулы С720, в последующие моменты наблюдалась его адсорбция. В ходе МД-эксперимента имели место конформационные колебания фрагментов белка, в результате чего изменялось расстояние $r(t)$ между молекулой МЗ и Р6G. Обработка результатов моделирования заключалась в вычислении расстояния $r(t)$ между молекулами донор-акцепторной пары на пикосекундном масштабе времен, а также между молекулой МЗ и точкой начального местоположения молекулы Р6G – в случае перемещения донора по поверх-

ности адсорбента. Кроме того, вычислялись два первых момента случайной функции $r(t)$: средний радиус $\bar{r}(t)$ и дисперсия.

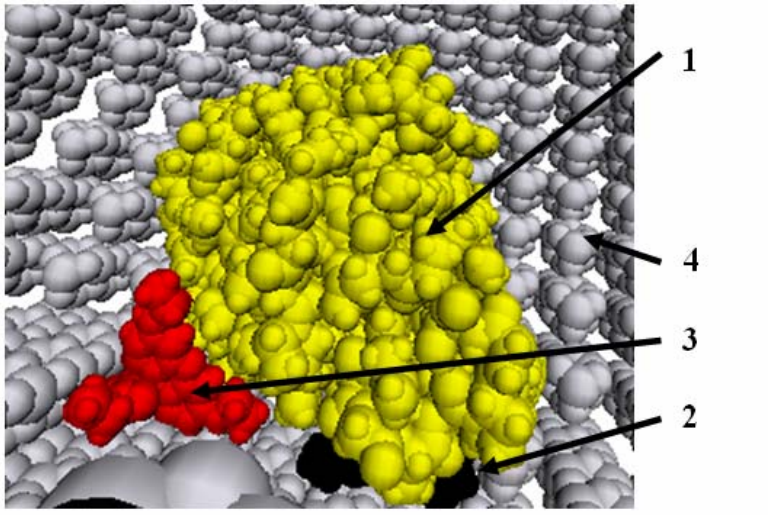


Рисунок 1 – Макромолекула лизоцима (1) с молекулами органических красителей: метиленового зеленого (2) и родамина 6G (3) в поре оксида алюминия (4) спустя 10^3 пс от начала МД-моделирования при температуре T = 300 К.

На рис. 2 представлено быстрое изменение конфигурации системы «белок – пара молекул» в нанополости оксида алюминия, начало которого соответствует 400 пс. При этом размер пары молекул красителей увеличивается от 1,8 нм до 2,5 нм. Такое изменение структуры нанокластера и может быть классифицировано как деструкция, если расстояние 2,5 нм между молекулами превышает критический радиус, при котором молекулярная пара остается функциональной.

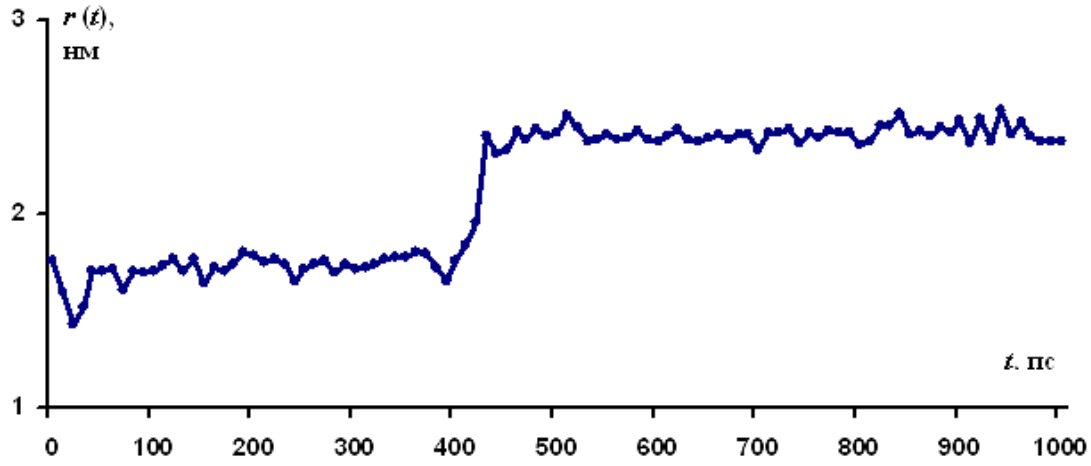
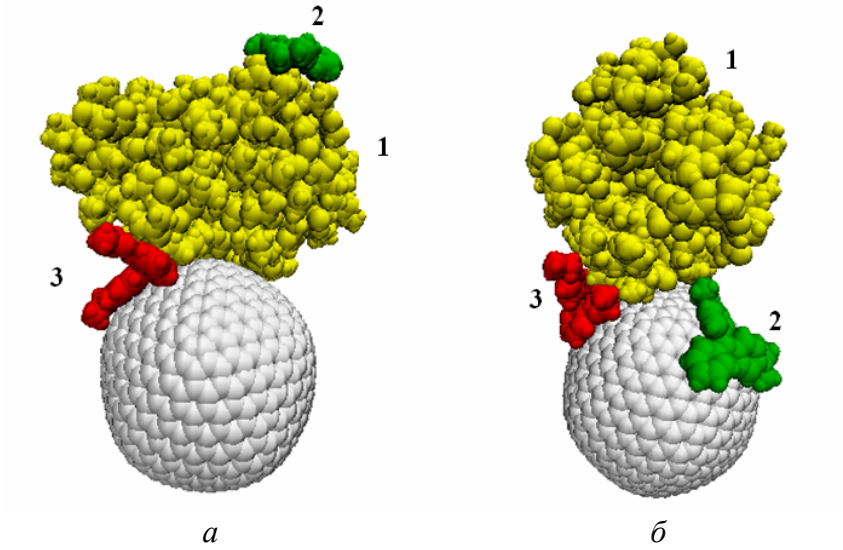


Рисунок 2 – Зависимость расстояния $r(t)$ между молекулой P6G (на цепи лизоцима) и метиленового зеленого (на поверхности поры в начальный момент времени) от времени моделирования в сферической полости оксида алюминия. На участке 100–1000 пс среднее значение расстояния $\bar{r}(t)$=2.17 нм, среднеквадратичное отклонение σ=0.32 нм. T=300 К. На участке 500-1000пс среднее значение расстояния $\bar{r}(t)$=2.41нм, среднеквадратичное отклонение σ=0.041нм.

Как и ожидалось, МД-расчеты отчетливо показали, что амплитуда недеструктивных флуктуаций наноструктуры плавно растет, равно как и средняя частота появления «поломок» композита. Для «инвертированного» нанокомпозита рис. 3 деструкция при температуре 300 К наблюдалась по достижении времени 860 пс (рис. 4).



а *б*

Рисунок 3 – Макромолекула лизоцима (1) с молекулами органических красителей: метиленовым зеленым (2) и родамином 6G (3) на поверхности фуллерена С720 спустя 10^3 пс от начала моделирования при температуре (а) 400 К и (б) 600 К.

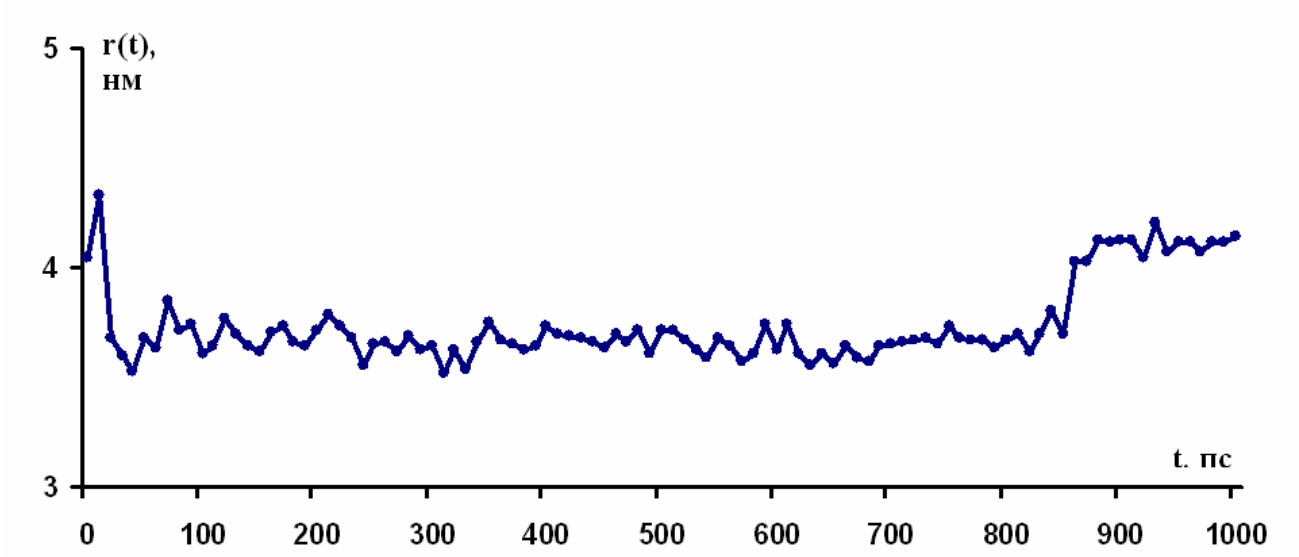


Рисунок 4 – Зависимость расстояния $r(t)$ между молекулой метиленового зеленого и родамина 6G (лизоцим на фуллерене) от времени моделирования. На участке 100–1000 пс среднее значение расстояния $\bar{r}(t)$=3.73 нм, среднеквадратичное отклонение σ = 0.17 нм. Температура T = 300 К.

Наблюдаемый времяразрешенный люминесцентный сигнал молекулярных зондов при квазистатическом донор-акцепторном переносе энергии в наностуктуре определяется выражением [9]

$$I(t) \sim n_D(t) = n_0 \exp\left[-\frac{t}{\tau_D} - N_A \int_0^R \int_0^\pi f(r) \left[1 - \exp\left(-\int_0^t U_{eff}(\rho, t')dt' \right) \right] 2\pi r^2 \sin\theta dr\, d\theta \right], \qquad (1)$$

$$\rho = \sqrt{R^2 + r^2 - 2Rr\cos\theta}, \quad 0 \le \rho \le 2R,$$

которое учитывает флуктуационные смещения акцепторных центров относительно их равновесных положений. Функция $f(r)$ – радиальное, нормированное на 1, распределение звеньев

макроцепи в сферической нанопоре радиуса R [10]; $U(\rho)$ – скорость ($с^{-1}$) переноса энергии в донор-акцепторной паре радиуса ρ; $N_A f(r) = n_A(r)$ – радиальное распределение концентрации акцепторов; τ_D - время жизни возбужденного состояния донора. При ферстеровском переносе энергии по диполь-дипольному механизму $U(r) = U_0 (R_F / r)^6$, а по обменному механизму [6] $U(r) = U_0 \exp\left[-2(r - r_0)/L\right]$. Параметр L представляет собой характерный масштаб перекрытия электронных оболочек взаимодействующих молекул и имеет величину ~ 0.1 нм; r_0 – минимальный радиус донор-акцепторной пары. Представление кинетики дистанционного тушения посредством введения времязависящей эффективной скорости $U_{eff}(\rho, t)$ переноса, учитывающей стохастические изменения конфигураций макроцепи без изменения среднего размера донор-акцепторной пары были использованы ранее в [11–12] для описания квазистатического тушения возбужденных молекул в растворах полимеров.

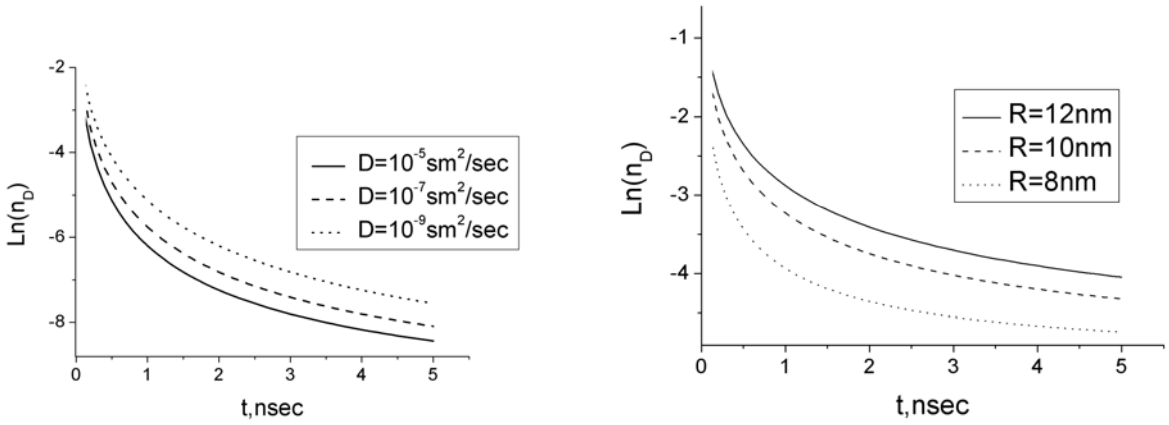


Рисунок 5 – Кинетика квазистатического тушения люминесцентных зондов по индуктивно- резонансному механизму Фёрстера в случае, когда звенья макромолекулярной цепи сгруппированы в центре сферической нанопоры (потенциал отталкивания стенок поры для сегментов полимера). Зависимости населенности возбужденных состояний зонда от эффективного коэффициента диффузии сегментов (слева) и радиуса R нанопоры (справа). Параметры: r_0 = 0,5 нм, R = 10 нм, $U_0 = 10^8$ $с^{-1}$, $D = 10^{-7}$ $см^2/с$, амплитуда осцилляций r_m = 0,5 нм, N_A = 100, $\tau_D = 10^{-3}$ с.

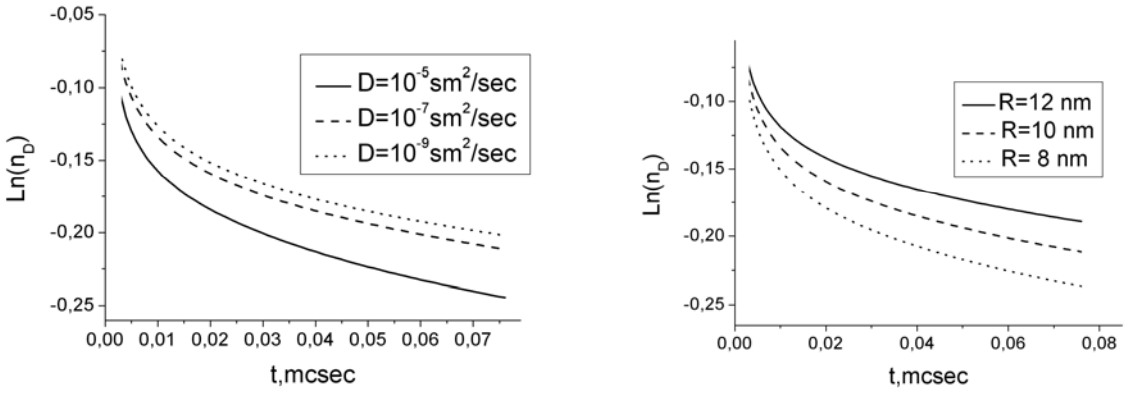


Рисунок 6 – Кинетика квазистатического тушения люминесцентных зондов по обменному механизму Декстера в случае, когда звенья макромолекулярной цепи сгруппированы в центре сферической нанопоры (потенциал отталкивания стенок поры для сегментов полимера). Зависимости населенности возбужденных состояний зонда от эффективного коэффициента диффузии сегментов (слева) и радиуса R нанопоры (справа). Значения параметров – те же, что и для рис. 5.

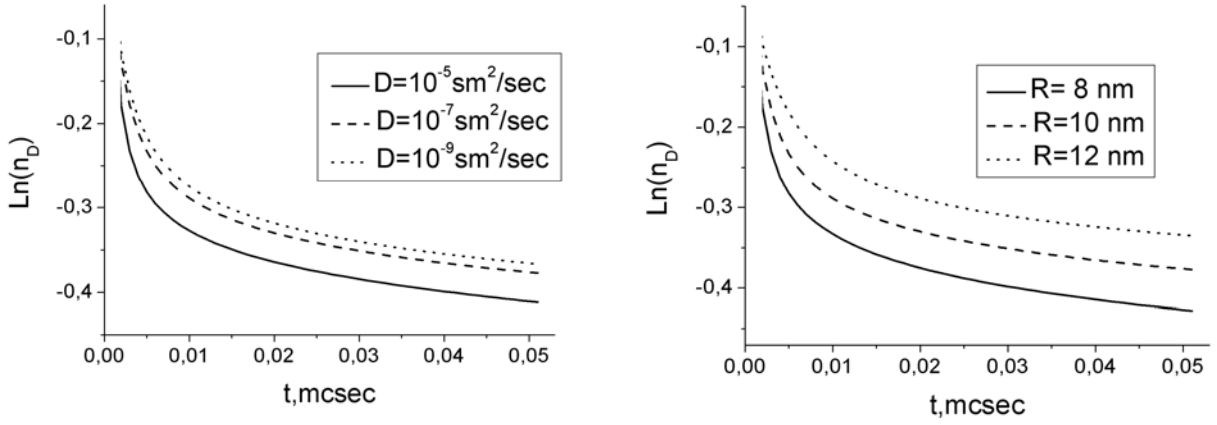


Рисунок 7 – Кинетика квазистатического тушения люминесцентных зондов по обменному механизму Декстера в случае, когда звенья макромолекулярной цепи сосредоточены в приповерхностной области сферической нанопоры (потенциал притяжения стенок поры для сегментов полимера). Зависимости населенности возбужденных состояний зонда от эффективного коэффициента диффузии сегментов (слева) и радиуса R нанопоры (справа). Значения параметров – те же, что и для рис. 5. Дополнительный параметр притягивающего потенциала $R_m = 0{,}3$ нм.

Из рис. 5–7 хорошо заметны различия в зависимостях времяразрешенных сигналов бимолекулярного люминесцентного зонда от динамических (D) и геометрических (R) параметров наносистемы. Это дает возможность как идентификации конформационных состояний композита, так и дополнительного исследования его свойств.

В случае наночастицы цилиндрической формы кинетика распада донорных центров на ее поверхности принимает вид

$$n_D(t) = n_0 \exp\left[-\frac{t}{\tau_D} - N_A \int_R^{\infty}\int_{-\infty}^{\infty}\int_{-\theta_0}^{\theta_0} f(r')\left(1-\exp\left(-\int_0^t U_{eff}(r,\tau)\,d\tau\right)\right) r'dr'dzd\theta\right], \qquad (2)$$

где $r^2 = r'^2 + R^2 - 2Rr'\cos\phi + z^2$, $\cos\theta_0 = R/r'$ и распределение звеньев определяется функцией вида [10,13-14]: $f(r) \sim \psi^2(r)$ параметр q из решения трансцендентного уравнения

$$\psi(r) = \begin{cases} A\left[I_0(qr) - K_0(qr)\dfrac{I_0(qR)}{K_0(qR)}\right], R \le r \le r_0, \\ AK_0(qr)\left[\dfrac{I_0(qr_0)}{K_0(qr_0)} - \dfrac{I_0(qR)}{K_0(qR)}\right], r \ge r_0, \end{cases} \qquad I_0(qr_0)K_0(qr_0) = \frac{a^2kT}{6\alpha r_0} + K_0^2(qr_0)\frac{I_0(qR)}{K_0(qR)}.$$

В данных выражениях $I_0(qr_0), K_0(qr_0)$ – модифицированные функции Бесселя порядка 0.

На рис. 8 представлены результаты расчетов временной зависимости концентрации доноров, высаженных на поверхность наноцилиндра радиусом R = 5 нм и длиной h = 20 нм для обменного механизма передачи энергии. Параметры модели: коэффициент диффузии D =10^{-7} см^2/с, число молекул акцептора N_A = 100, τ_D = 100 мкс. В случае диполь-дипольного взаимодействия между донором и акцептором влияние недеструктивного смещения акцепто-

ра на кинетику тушения на поверхности цилиндрических наночастиц также мало, как и для сферических наночастиц.

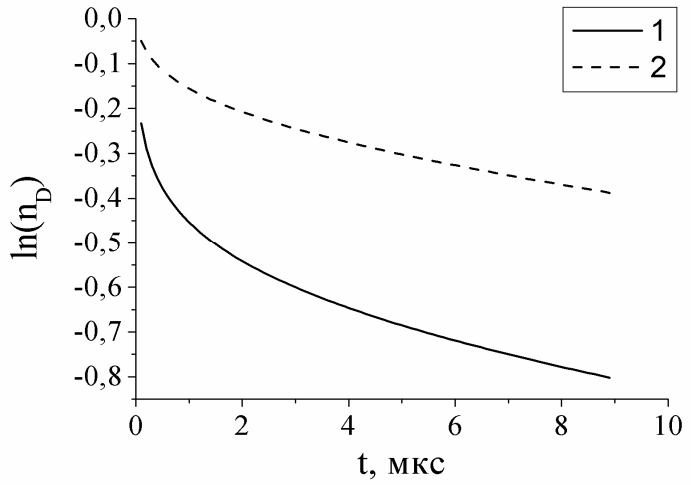


Рисунок 8 – Временные зависимости логарифма концентрации доноров для обменного механизма передачи энергии с учетом (сплошная кривая) и без учета (штриховая кривая) смещения акцептора вблизи поверхности наноцилиндра.

Кроме того, в работе произведен анализ попыток повышения пространственного разрешения сканирующих ближнепольных оптических микроскопов (СБОМ) – как перспективных устройств, для наблюдения за состоянием нанокомпозита, на основе эффекта FRET и плазмонно-резонансного усиления. Повышение разрешения СБОМ предлагается достичь за счет использования FRET-эффекта: передача сигнала от нанообъекта в покрытую металлической оболочкой иглу-световод СБОМа будет осуществляться за счет безызлучательного переноса энергии электронного возбуждения от молекул объекта к молекулам-индикаторам на конце иглы микроскопа [3]. Пространственно селективное возбуждение молекул объекта, в свою очередь, в ряде случаев планируется осуществлять за счет безызлучательного переноса энергии от донорных центров на конце иглы СБОМа к акцептирующим молекулам наноструктуры. Учитывая, что ферстеровский радиус резонансного переноса энергии составляет величину около 5 нм, такого же порядка пространственное разрешение следует ожидать от прибора FRET-SNOM. Ключевым моментом в решении этой проблемы является подбор донор-акцепторных пар молекул с необходимой иерархией энергетических уровней, на этапе возбуждения и регистрации. В ряде работ авторов [15], например, проведены расчеты скорости переноса энергии в донорно-акцепторной паре, находящейся вблизи проводящих протяженных тел и наночастиц сферической и цилиндрической формы. Обнаружено увеличение на несколько порядков скорости безызлучательного переноса энергии в присутствии наноцилиндра и сферических наночастиц различного радиуса, при определенной геометрической конфигурации системы. Так, показано, что наиболее сильное влияние наноцилиндра на передачу энергии проявляется в полосе двойного резонанса, когда частота плазмонного резонанса приходится на область перекрытия спектров поглощения акцептора и испускания донора.

Работа поддержана Российским Фондом Фундаментальных Исследований (проект № 10-02-96021-р_урал_а) и Министерством образования и науки Российской Федерации (Аналитическая ведомственная целевая программа "Развитие научного потенциала высшей школы (2009—2010 годы)" Мероприятие 1. Проект № 1.3.06).

Список использованных источников

1. Кучеренко М.Г., Измоденова С.В., Кручинин Н.Ю. Кинетика бимолекулярных диффузионно-контролируемых фотореакций в приповерхностном слое наночастиц // Матер. международ. Конфер. «Фотоника молекулярных наноструктур». Оренбург: ОГУ. 2009. С. 29-31.
2. Лакович Дж. Основы флуоресцентной спектроскопии. М.: Мир. 1986. – 496 с.
3. Секацкий С.К., Летохов В.С. Сканирующая оптическая микроскопия нанометрового разрешения с резонансным возбуждением флуоресценции образцов от одноатомного возбужденного центра // Письма в ЖЭТФ. 1996. -Т. 63. –Вып. 5. –С. 311-315.
4. Day Richard N., Periasamy Ammasi, Schaufele Fred Fluorescence Resonance Energy Transfer Microscopy of Localized Protein Interactions in the Living Cell Nucleus // METHODS. 2001. -V. 25. – P. 4–18.
5. Forster Th. Ann. Phys. 1948. -V. 2. -№1-2. - P. 55-75.
6. Dexter D.L. A theory of sensitized luminescence in solids // J. Chem. Phys. 1953. -V.21. -#5. -P. 836-850.
7. Ермолаев В.Л., Бодунов Е.Н., Свешникова Е.Б., Шахвердов Т.А. Безызлучательный перенос энергии электронного возбуждения // Ленинград: Наука. 1977. - 311 с.
8. Агранович В.М., Галанин М.Д. Перенос энергии электронного возбуждения в конденсированных средах. М.: Наука. 1978. -384 с.
9. Кучеренко М.Г., Кручинин Н.Ю., Чмерева Т.М. Кинетика квазистатического тушения возбужденных центров приповерхностного слоя сегментами макромолекулярных цепей в нанопорах и вблизи наночастиц // Вестник ОГУ. 2010. -№5. -С. 124-135.
10. Кучеренко М.Г., Чмерева Т.М. Размещение звеньев полимерной цепи в поле гладкой твердой поверхности и в нанополостях пористого сорбента // Вестник ОГУ. 2008. -№9. -С. 177-184.
11. Кучеренко М.Г., Жолудь А.А., Игнатьев А.А. Учет конформационной подвижности макромолекул при анализе сигналов люминесцентных зондов // Биофизика. 2006. – Т. 51. -№1. –С. 44-56.
12. Кучеренко М.Г., Игнатьев А.А., Жолудь А.А Люминесценция органических молекул, связанных с полимерными цепями в жидких растворах: кинетика переноса энергии к тушителям и квантовый выход свечения, управляемые конформационными переходами // Вестник ОГУ. 2004. -№4. –С. 121-131.
13. Kucherenko M. G., Izmodenova S. V., Kruchinin N. Yu., and Chmereva T. M. Change in the Kinetics of Delayed Annihilation Fluorescence During Rearrangement of Polymer-Chain Structure in a Nanocavity of a Solid Adsorbent // High Energy Chemistry. 2009. -Vol. 43. -No. 7. -P. 592–598.
14. Кучеренко М.Г., Русинов А.П., Чмерева Т.М., Кислов Д.А., Игнатьев А.А., Кручинин Н.Ю. Кинетика фотореакций в регулярной пористой наноструктуре с цилиндрическими ячейками, заполненными активаторсодержащими макромолекулами // Оптика и спектроскопия. 2009. Т.107. №3. С. 510-516.
15. Kucherenko M. G., Chmereva T. M., Kislov D. A. Energy Transfer in Molecular Systems at the Surface of Metal Solids and Nanoparticles // High Energy Chemistry. 2009. -V. 43. -No. 7. -P. 587–591.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Помазкин В. А., Щурин К. В., Цветкова Е. В.
ГОУ ОГУ, Оренбург, Россия
E-mail: e.v.tsvetkova@mail.ru

THE INFLUENCE MAGNETIC PROCESS SING HAS ON DURABILITY AND DESTRUCTION OF BUILDING MATERIALS AND CONSTRUCTIONS

Pomazkin V. A., Tschourin K. V., Tsvetkova E. V.
SEE OSU, Orenburg, Russia
E-mail: e.v.tsvetkova@mail.ru

The article deals with the influence magnetic process sing has on durability and destruction of building materials and constructions.

Conclusions presented here are based on laboratory investigations concerning expediency/necessary of the use of magnet – activized water in production of building materials such as cement, concrete, gypsum and fire – proof clay.

Магнитоактивированную воду в технологиях, связанных со строительными материалами и конструкциями, применяют достаточно давно $[3,4]$. Однако, несмотря на перспективность ее использования, широкого применения в строительных технологиях она до настоящего времени не находит.

Это объясняется плохой воспроизводимостью результатов, получаемых для омагничивания воды стандартных аппаратов, не всегда обеспечивающих необходимую степень магнитной активации. Физическая природа происходящих в воде физико-химических изменений при воздействии на нее магнитного поля до настоящего времени не совсем ясна, хотя сам феномен не только достоверно установлен, но и широко используется в технике с 1947 года $[1]$.

Процесс твердения бетона к настоящему времени изучен достаточно хорошо (в этом направлении активно и плодотворно работал академик П.А. Ребиндер), однако единого мнения о механизме влияния магнитного поля на этот процесс не существует. Во время твердения происходит целый ряд физико-химических процессов растворения и гидратации в цементном тесте с образованием перенасыщенного раствора кристаллических структур, начальный каркас которых со временем упрочняется и набирает основную прочность в течение 28 суток. Поскольку в процессе твердения цемента определяющими физико-химическими процессами являются растворение и кристаллизация в водной среде, а именно эти процессы, могут значительно интенсифицироваться магнитной обработкой, то естественно было с квазитермодинамических позиций ожидать интенсификацию самого процесса твердения и созревания бетонного камня.

В нашей стране производится ежегодно более 100 миллионов тонн цемента, идущего в основном на приготовление бетона и бетонных изделий, поэтому разработка технологий, позволяющих экономить это стратегически важное сырье, чрезвычайно актуальна. Лабораторные исследования, проведенные в этом направлении, позволяют убеждать, что статистически достоверно возрастает прочность бетонных изделий (экспериментальных кубов), выполненных из бетона, затворенного магнитоактивированной водой. Причем, твердение происходит значительно быстрее – за семь суток «магнитоактивированные» кубы набирали такую же прочность, которые обычные набирают за 28 суток хранения в естественных условиях. Магнитная обработка воды затворения заметно влияет на характеристики процесса твердения бетона: на скорость схватывания и пластическую прочность цементного теста; на уменьшение размеров цементных гранул, то есть образуется более тонкозернистая структу-

ра; на увеличение гидратации; увеличивается удельная поверхность твердой фазы и др. Можно считать установленным, что затворение бетона магнитоактивированной водой интенсифицирует процессы растворения и гидратации цемента в более ранние сроки твердения и ускоряет выделение более мелких кристалликов, что, естественно, приводит к уменьшению пористости и следовательно, повышает его морозостойкость и устойчивость к действию воды и разных химических реагентов. Значительно снижается и газопроницаемость бетона [2]. Так как заметно изменяется пластичность цементного теста, повышается удобоукладываемость бетонной смеси. Магнитная активация улучшает качество изделий, изготовленных не только из цемента, но и из других вяжущих: из гипса, золы, шлаков, шихты, огнеупорной и бетонированной глин. Магнитная обработка применялась при цементировании газовых скважин для их герметизации. Обнаружено четкое увеличение на 30% прочности на изгиб цементного камня, выдержанного в течение 48 часов. При этом в 2,5 раза снижалась газопроницаемость цементного камня и значительно уменьшалась интенсивность самопроизвольного образования в цементе каналов.

Известно и об опыте применения магнитной активации воды затворения бетона в производственных условиях [9]. Так, включение в технологический процесс магнитной активации на Ташкентском домостроительном комбинате №1 позволило им, после введения соответствующих корректив в заводские нормы расхода цемента, сократить его расход на 12–18%. После установки омагничивающих аппаратов в бетономешалках Пермского завода ЖБИ №1, расход цемента сократился на 10–15%.

В лаборатории кафедры технологии строительных материалов и изделий (ТеСМИ) Оренбургского государственного университета (ОГУ) и в лаборатории завода КПД Оренбургнефтегазстроя (ОНГЗ) были проведены исследования изменений прочностных характеристик бетонных образцов и подвижности бетонных смесей после магнитной обработки, проводимой лабораторной моделью аппарата Помазкина [6,7]. Эффективность магнитной обработки контролировалась прибором ТЛФП – 576/67 М с помощью разработанной нами оригинальной методики [5]. Подвижность бетонной смеси измеряли стандартным методом по осадке конуса Абрамса. Прочность определяли на образцах-кубах с ребром 10 см по величине разрушающего усилия на гидравлическом прессе П-125 [8].

В лаборатории ОГУ были проведены испытания 60 кубов. Прочность их определялась после 7 и 28 суток хранения в нормальных условиях.

Состав бетонной смеси:

Цемент (М-400) – 365 кг.

Песок – 620 кг.

Щебень – 1230 кг

Вода – 160 кг.

Количество воды варьировалось с целью получения примерно одинаковой удобоукладываемости бетонной смеси на обычной и омагниченной воде. Были использованы пять различных режимов магнитной активации воды.

Первая серия (1-1) была затворена на не активированной магнитным полем воде. Водоцементное отношение (В/Ц) составило 0,41.

Вторая серия (1-2) была затворена водой, активированной до 20% . Воды взято на 10% меньше, чем для затворения серии 1-1. Однако подвижность смеси оказалась выше. Экспериментально удалось установить, что только уменьшение воды еще на 13–15% приводит к выравниванию подвижности бетонных смесей, затворенных на омагниченной и не омагниченной воде. Таким образом, в серии 1-2 воды оказалось больше, чем необходимо для обеспечения удобоукладываемости. Соотношение В/Ц в этой серии 0,37. Во всех остальных сериях количество воды подбиралось таким образом, чтобы подвижность смесей на не омагниченной и магнитоактивированной воде была одинакова.

Третья серия (1-3) затворена на воде, активированной до 32%. Воды взято на 5,7% меньше, чем не омагниченной. В/Ц = 0,39.

Четвертая серия (1-4) затворена водой, активированной до 22%. Взято воды на 8,6% меньше, чем не омагниченной. В/Ц = 0,38.

Пятая серия (1-5) затворена водой активированной до эффективности 38,5%. Воды взято тоже на 8,6% меньше, чем не активированной. В/Ц = 0,38.

Шестая серия (1-6) затворена водой, обработанной до эффективности 36,7%. Воды взято на 5,7% меньше, чем в серии 1-1. В/Ц = 0,39. Результаты прочностных характеристик сведены в таблицу 1.

Таким образом, после 7 суток хранения экспериментальных кубов в нормальных условиях прочность кубов, затворенных на магнитоактивированной воде возросла в среднем на 47%. Если не учитывать результаты серии 1-2, где воды для затворения смеси было взято больше необходимого ее количества, то рост прочности, в среднем, оказался равным 61%. После 28 суток хранения прочность кубов, затворенных на активированной воде в среднем выше на 24,9%. Без учета серии 1-2 – на 29,6%. Видно, что с увеличением эффективности активации воды прочностные характеристики экспериментальных кубов улучшаются. Так, максимальный эффект, соответствующий наибольшей достигнутой нами в данном эксперименте степени магнитной активации воды 38,5% составил: после 7 суток хранения – 79,7%, после 28 суток – 48%.

Таблица 1- Прочностные характеристики образцов

Серия	Эффективность магнитной обработки, %	Семь суток хранения		Двадцать восемь суток хранения	
		Предел прочности при сжатии Кгс/см^2	Статистич. достоверное возрастание прочн, %	Предел прочности при сжатии Кгс/см^2	Статистич. достоверное возрастание прочн, %
1-1	0	67,0	-	132,5	-
1-2	20	58,87	-12,1	140,62	+6,1
1-3	32	98,12	+46,4	167,50	+26,4
1-4	22	117,5	+75,4	150,62	+13,7
1-5	38,5	120,40	+79,7	196,05	+48,0
1-6	36,7	95	+41,8	158,13	+19,3

Вторая серия опытов была проведена на базе заводской лаборатории КПД Оренбургнефтегазстроя (ОНГС). Условия и методика эксперимента такие же, как в первой серии. Смесь экспериментальных кубов готовилась следующего состава:

Цемент (М-500) – 316 кг.

Щебень – 800 кг.

ПГС – 1100 кг.

Вода – 140 л.

Для затворения смесей было взято одинаковое количество активированной и обычной воды. Эффективность магнитной активации воды составила 32%. Осадка конуса у смесей на активированной воде была на 50-60% больше, то есть смесь была значительно более подвижна, чем это требовалось по технологии. При вибрировании кубов их тепловлажностная обработка проводилась в промышленных пропарочных камерах. Вес кубов, затворенных активированной водой оказался достоверно выше на 2,3%. Прочностные испытания показали, что разрушающее усилие для кубов на обычной воде составило 25850 кг, а на магнитоактивироанной – 32931 кг, что на 27,4% выше.

Сравнение первой и второй серии испытаний показывают, что не зависимо от способа затворения изделий, прочность кубов, затворенных на омагниченной воде, выше. Более

скромный по сравнению с первой серией результат, очевидно, связан с тем, что в заводских испытаниях омагниченной воды было использовано больше, чем это необходимо для обеспечения заданной степени удобоукладываемости.

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы:

1. Применение магнитной обработки позволяет получать изделия, прочность которых может возрастать на 48% и более.
2. Подвижность бетонных смесей, затворенных омагниченной водой, возрастает на 60-120%. Следовательно, для затворения смесей необходимо брать омагниченной воды на 15-25% меньше, чем обычной.
3. Применение магнитной обработки ускоряет процесс твердения, позволяет сократить время термообработки железобетонных изделий на 15-20%.
4. Магнитная обработка позволяет отказаться от достаточно дорогих и ядовитых суперпластификаторов, применение которых при изготовлении железобетонных изделий превращает их в предметы, которые несут ощутимую отрицательную нагрузку на экологическую обстановку окружающей среды.
5. Эффект упрочнения изделий, бетонная смесь для которых готовилась на магнитоактивированной воде, возникает лишь тогда, когда для получения необходимой подвижности бетонной массы берут строго оптимальное количество омагниченной воды, то есть ее количество должно быть гораздо меньше, чем необходимо обычной воды для достижения такой же степени удобоукладываемости.

Список использованных источников

1. Vermeiren T., Belg. Patent № 460560, 1945.
2. Бенрежной А.И., Зельцер П.Я., Сборник «Вопросы теории и практики обработки воды и водных систем», ЦНИИТЭИ, М., 1971, стр.233-237.
3. Логвиненко Н.Б., Сабинкина М.А., Сборник «Вопросы теории и практики обработки воды и водных систем», ЦНИИТЭИ, М., 1971, стр.218-224.
4. Механовкский Д.С., Леус Э.Л., Сборник «Вопросы теории и практики обработки воды и водных систем», ЦНИИТЭИ, М., 1971, стр.214-217.
5. Помазкин В.А., Экспресс-анализ физической активации жидкостей. Патент РФ № 2096759, Бюллетень ВНИИГПЭ № 32 от 2011.97.
6. Помазкин В.А., Аппарат Помазкина для магнитной обработки воды. Патент РФ № 2096339, Бюллетень ВНИИГПЭ № 32 от 2011.97.
7. Помазкин В.А., Способ подготовки воды для теплоэнергетики. Патент РФ № 2096336, Бюллетень ВНИИГПЭ № 32 от 2011.97.
8. Помазкин В.А., Исхакова А.А., Бетонная смесь на омагниченной воде затворения. «Теория и практика применения суперпластификаторов в композиционных строительных материалах», Пенза 1993, стр. 36.
9. Ярошинский Т.К. и др., Сборник «Вопросы теории и практики обработки воды и водных систем», ЦНИИТЭИ, М., 1971, стр.224-227.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРУЖЕННОСТИ КОНИЧЕСКИХ ДИСКОВЫХ ИНСТРУМЕНТОВ, ФОРМИРУЮЩИХ ТРЕЩИНЫ НОРМАЛЬНОГО РАЗРЫВА

Полкунов Ю. Г., Лобода М. Ю.
Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия
E-mail: polkunov_ug@mail.ru

MATHEMATICAL MODELING OF KONIC DISK-SHAPED INSTRUMENTS LOADING, FORMING CHAPS OF NORMAL BREAK

Polkunov Yu. G., Loboda M. Yu.
The Orenburg state university, Orenburg, Russia
E-mail: polkunov_ug@mail.ru

This article is devoted to the working out of mathematical model of conic disk-shaped instruments loading at forming of steady main breaks. The dependences of efforts on axis of disk-shaped instruments from geometrical, regime parameters and strength characteristics of competent rocks are established in this article. Adequacy of modeling results was proved with experimental researches.

Производственные испытания исполнительных органов очистных комбайнов и проходческих избирательного действия, оснащенных коническими дисковыми инструментами, установили способность конических дисковых инструментов при последовательных проходах по одному и тому же следу создавать в породе опережающие магистральные трещины.

Разработка рабочих органов с дисковыми инструментами для проведения подготовительных выработок требует знания усилий на одиночном дисковом инструменте от геометрических, режимных параметров и прочностных характеристик пород.

Критерии роста магистральных трещин в хрупких породах под лезвием конических дисковых инструментов позволили установить нагруженность дисковых инструментов диаметром 0,28 м с различными углами заострения дисковых инструментов в условиях блокированного и уступного режимов разрушения [1, 2].

Целью настоящей работы является разработка модели нагруженности конического дискового инструмента в уступном режиме разрушения от его диаметра, углов заострения, режимных и прочностных параметров при формировании трещин нормального разрыва в породах средней и выше крепости.

Схема, описывающая взаимодействие конического дискового инструмента с твердой породой, приведена на рис. 1.

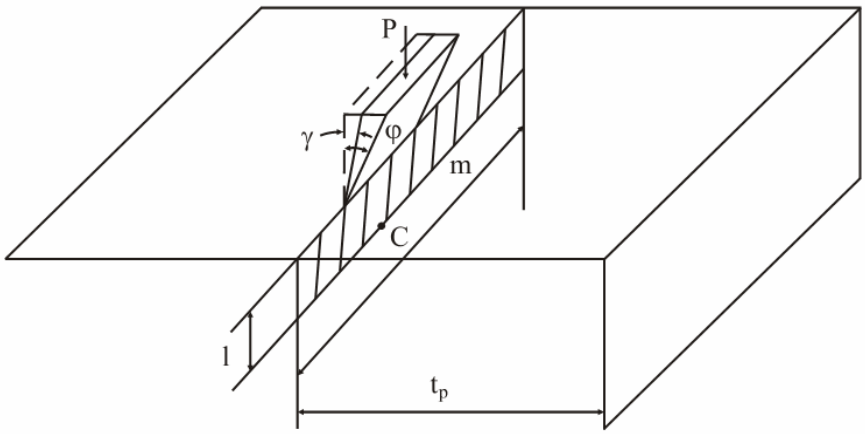


Рисунок 1 – Схема взаимодействия конического дискового инструмента с твёрдыми породами

Напряженное состояние в окрестности трещины определялось на основе метода граничных элементов и метода разрывных смещений [3,4]. Увеличение площади трещины $S = m \cdot l$ в процессе расчетов осуществлялось в направлении l при фиксированных значениях величин m для каждого диаметра D конического дискового инструмента. Величина m определялась по формуле $m = \pi \cdot D$, что соответствовало полному обороту дискового инструмента.

В результате моделирования было установлено, что угол заострения φ меньше 45° создает условия, при которых нормальные напряжения на два порядка превышают касательные напряжения на берегах трещины. Это позволило определить один коэффициент интенсивности напряжений первого рода на основе асимптотического метода [5[.

Математическая модель нагруженности конического дискового инструмента, описывающая формирование краевой прямоугольной магистральной трещины в четверти пространства, в результате расчетов принимает следующий вид:

$$P = \frac{(\pi D l)^{3/4}}{B\sqrt{\pi}} \cdot \frac{\sin\alpha}{\sin\left(\beta\text{-}\alpha\right)} T \cdot K_I \quad , \tag{1}$$

где $\alpha = \arctg\left[\frac{\sin(\varphi - \gamma)}{\cos\varphi \ \cos\gamma}\right]$, град.; φ – угол заострения конического дискового инструмента $(30 \le \varphi \le 45^0)$, град.; γ – задний угол $(0 \le \gamma \le 12^0)$, град.; $\beta = 72,43758$, град.; $B = 0,405328099$ – постоянная величина; K_I –коэффициент интенсивности напряжений первого рода, Н/м$^{3/2}$; P – усилие, действующее на дисковый инструмент, Н; $S = m \cdot l = \pi \cdot D \cdot l$ – площадь трещины, м^2; m, l – геометрические размеры трещины, м; D – диаметр дискового инструмента, м; $T = (1,8x - x^2)^{1/2}$; $x = t_p / t_{пред}$ – безразмерная величина; t_p – расстояние от линии прохода дискового инструмента до вертикальной свободной поверхности (шаг разрушения), м $(0 < t_p \le 0,05)$; $t_{пред} = 0,1$ – предельный шаг разрушения, м.

Усилие P, действующее на ось конического дискового инструмента, представляет собой равнодействующую силу

$$P = (P_x^2 + P_y^2 + P_z^2)^{1/2} \ ,$$

где P_x, P_y, P_z – проекции вектора усилия на оси декартовой системы координат Ox, Oy, Oz соответственно.

Коэффициент интенсивности напряжений был определён для точки C, изображённой на рис. 1. Вычисляя производную величину по переменной S от равенства (1), получаем $dP / dS > 0$.

Таким образом, магистральные трещины, образованные в породе при последовательных проходах конических дисковых инструментов, имеют устойчивый характер развития и для их дальнейшего роста требуется приращение внешней нагрузки.

В таблице 1 представлены данные экспериментальных исследований по разрушению песчаника дисковым инструментом, определенные по разработанной методике [6], и результаты расчетов, которые выполнены по математической модели (1).

Разрушению подвергался породный блок размером $1,0 \times 1,0 \times 1,0$ м^3. Блок песчаника $\left(\sigma_{сж} = 70,5 \text{ МПа}, \ \sigma_р = 4,08 \text{ МПа}\right)$ разрушался дисковыми инструментами с углом заострения $\varphi = 35^\circ$, $\gamma = 0^\circ$ и шагом разрушения 0,04 м.

Коэффициент интенсивности напряжений первого рода для песчаника $K_I = 70 \cdot 10^4$ Н/м$^{3/2}$.

Таблица 1 – Результаты экспериментальных и теоретических исследований процесса разрушения песчаника

Номер прохода	D, м	h,м	R,kH	l,м	P,kH
1	0,16	0,008	12,96	0,008	10,97
2		0,010	14,52	0,010	12,99
3		0,015	17,88	0,015	17,60
1	0,20	0,005	11,40	0,005	9,13
2		0,007	13,52	0,007	11,75
3		0,010	16,20	0,010	15,35
4		0,015	19,92	0,015	20,81
1	0,24	0,005	12,48	0,005	10,47
2		0,007	14,79	0,007	13,47
3		0,010	17,71	0,010	17,60
4		0,015	21,77	0,015	23,86
1	0,26	0,005	12,99	0,005	11,11
2		0,010	18,43	0,010	18,69
3		0,015	22,65	0,015	25,33
1	0,32	0,005	14,40	0,005	12,99
2		0,010	20,42	0,010	21,84
3		0,015	25,08	0,015	29,60

В таблице 2 представлены данные экспериментальных исследований по разрушению горных пород дисковыми инструментами и результаты расчетов, выполненных по разработанной модели нагруженности дисковых инструментов (1).

Таблица 2 – Результаты экспериментальных и теоретических исследований процесса разрушения крепких горных пород

Номер прохода	h,м	R,kH	l,м	P,kH
Габбро				
1	0,006	29,52	0,006	24,68
2	0,010	41,62	0,010	36,21
3	0,014	46,23	0,014	46,60
Карбонатные породы				
1	0,005	17,20	0,005	19,57
2	0,010	33,84	0,010	32,91
3	0,013	40,80	0,013	40,07
1	0,006	24,96	0,006	22,44
2	0,009	35,51	0,009	30,41
3	0,012	44,85	0,012	37,74
1	0,007	27,88	0,007	25,19
2	0,014	42,71	0,014	42,36

Разрушению подверглись породные блоки размером $1,0\times1,0\times1,0$ м^3. Результаты экспериментальных исследований по разрушению блоков габбро $\left(\sigma_{сж}=114\ \text{МПа},\ \sigma_{\text{р}}=14\ \text{МПа}\right)$ и карбонатных пород $\left(\sigma_{сж}=79,5\ \text{МПа},\ \sigma_{\text{р}}=4,3\ \text{МПа}\right)$ коническим дисковым инструментом были взяты из работы [7].

Габбро и карбонатные породы разрушались коническим дисковым инструментом, имеющим следующие геометрические размеры: диаметр $D = 0,28$ м, угол заострения $\varphi = 45^\circ$, задний угол $\gamma = 12^\circ$. Шаг разрушения $t_p = 0,05$ м.

Критические коэффициенты интенсивности напряжений для габбро и карбонатных пород принимали следующие численные значения $K_I = 110 \cdot 10^4$ Н/м$^{3/2}$ и $100 \cdot 10^4$ Н/м$^{3/2}$ соответственно.

В таблицах приняты следующие обозначения: D – диаметр дискового инструмента; h – суммарная глубина прохода дискового инструмента по одному и тому же следу; R – равнодействующая сила на оси дискового инструмента, определяемая экспериментально; l – длина трещины; P – равнодействующая сила, расчет которой производился по формуле (1).

В таблицах выделенное число обозначает глубину, при которой осуществляется неустойчивый рост трещины. Количество проходов по одному и тому же следу до образования неустойчивой трещины коническим дисковым инструментом приведено в первой колонке таблиц. Длина неустойчивых трещин в блоках под лезвием дисковых инструментов не превышала 0,4 м.

Анализ экспериментальных и теоретических результатов показал, что глубина прохода дискового инструмента по одному и тому же следу соответствует численному значению длины устойчивой трещины. Результаты составления нагруженности дисковых инструментов в экспериментальных и теоретических исследованиях, приведенных в таблицах, указывают на вполне удовлетворительную их сходимость.

Таким образом, полученная модель нагруженности конических дисковых инструментов позволяет прогнозировать разрушение пород средней и выше крепости дисковыми инструментами в зависимости от геометрических параметров инструмента и прочностных характеристик твердых пород.

Список использованных источников

1. Нестеров В.И., Полкунов Ю.Г. Разрушение горных пород трещинами нормального разрыва //Вестн. КузГТУ.-1997.-№1.-С.9-13.
2. Нестеров В.И., Полкунов Ю.Г. Прогнозирование разрушения крепких горных пород при циклическом воздействии коническими дисковыми инструментами //Известия вузов. Горный журнал.-1999.-№3-4.-С.26-28.
3. Бенерджи П. Методы граничных элементов в прикладных науках /П. Бенерджи, Р.Баттерфилд.-М.: Мир, 1984.-494 с.
4. Крауч С. Методы граничных элементов в механике твердого тела /С. Крауч, А. Старфилд.-М.: Мир, 1987.-328 с.
5. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения.- М.: Наука, 1974.-640 с.
6. Полкунов Ю.Г. Циклическое разрушение крепких горных пород инструментами горных машин, формирующими трещины нормального разрыва. Автореф.дис. … докт. техн. наук. – Кемерово, 2000.-30 с.
7. Герике Б.Л. Разрушение крепких горных пород дисковым скалывающим инструментом очистных комбайнов: Дис. … докт. техн. наук.- Кемерово, 1991.-470 с.

КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛА

Викарчук А. А., Грызунова Н. Н., Дорогов М. В.
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
E-mail: fti@tltsu.ru

COMBINED TECHNOLOGY OF NANOPOROUS MATERIALS BASED ON METAL

Vikarchuk A. A., Gryzunova N. N., Dorogov M. V.
Togliatti State University, Togliatti, Russia
E-mail: fti@tltsu.ru

Presents experimental results of an investigation of nanostructures formed in the process of electrocrystallization metal. Describe how to create metallic nanostructures. It is shown that a combination of electrodeposition, chemical and thermal processing, you can get a wide variety of nanoobjects.

1. Введение

К наномиру относят объекты и структуры, размеры которых хотя бы в одном из трех направлений не превышают 100 нм. Специфика нанообъектов проявляется в области размеров от атомных (~ 0,1 нм) до нескольких десятков (в некоторых случаях сотен) нм. При этих размерах свойства материалов и изделий (физико-механические, тепловые, электрические, магнитные, оптические, химические, каталитические и др.) могут радикально отличаться от макроскопических.

В работах Г. Гляйтера [1] именно критерий размерности положен в основу классификации наноматериалов, он предлагает выделить всего 3 класса:

- наночастицы;
- нанослои, пленки, приповерхностные структуры;
- объемные наноструктурированные материалы.

Именно первым двум классами наноматериалов, полученных методом электроосаждения металла, и посвящена данная работа. Кроме того, в работе рассмотрены специфические нанообъекты, которые не соответствуют классификации Г. Гляйтера.

В настоящее время основными способами получения металлических наночастиц являются нуклеация из газовой фазы с использованием различных методов физического и химического осаждения паров на подложку, методы механического измельчения, а также их рост из аморфных сплавов в процессе термообработки. Одним из наиболее перспективных способов получения металлических наночастиц, особенно с пентагональной симметрией, является электроосаждение металлов [2]. Основным достоинством этого способа является сравнительно простая технология, низкая себестоимость, возможность автоматизации и практически неограниченные возможности варьирования свойств получаемых объектов.

В настоящей работе описан комбинированный (электроосаждение + термообработка) способ получения специфических нанообъектов с пентагональной симметрией и наноматериалов в виде пленок покрытий из них.

2. Материалы и методика эксперимента

В данной работе для создания объектов исследования мы использовали модифицированный метод электроосаждения металлов из водных растворов. Сернокислые электролиты используемые в данной работе содержали 100–250 г/л 5-ти водного сульфата меди II ($CuSO_4 \cdot 5H_2O$) и 50–90 г/л серной кислоты (H_2SO_4). Данный метод позволяет получать металлы в форме отдельных частиц и кристаллов с осями симметрии 5-го порядка, позволяет в широком интервале варьировать их размеры, создавать из них пленки и покрытия.

Для управления параметрами и режимами электроосаждения использовали специальную автоматизированную установку (Intelligent Potentiostatic Control IPC-Pro) и программное обеспечение. Данное оборудование и программное обеспечение позволяет автоматизировать процесс, а для управления технологическими параметрами электроосаждения и использовать персональный компьютер.

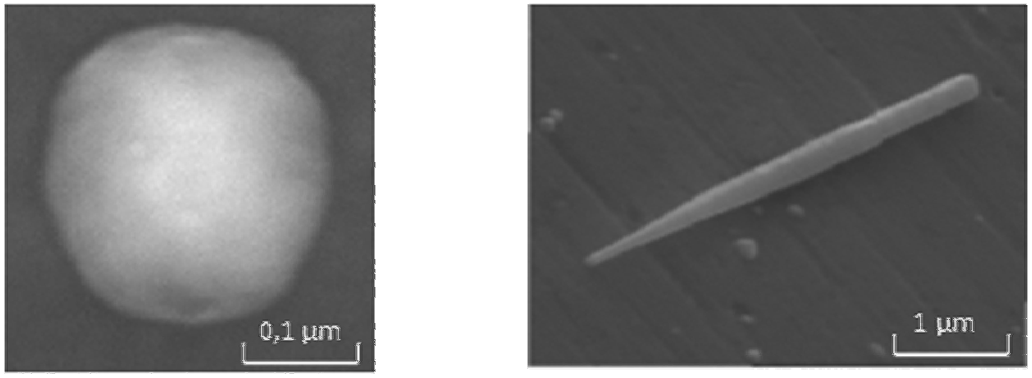
Для исследования структуры и свойств использовали в комплексе современные физические методы, а именно: световую микроскопию (оптические микроскопы Axiovert 40 MAT), просвечивающую электронную микроскопию и электронографию (ПРЭМ-200, JEOL JEM 2100), сканирующую электронную микроскопию, метод рассеяния вторичных электронов и рентгеновский микроанализ (LEO 1455VP и Quanta 200 3D); атомно-силовую и туннельную зондовую микроскопию (NT-MDT Solver P-47 PRO); термический анализ – дифференциальная сканирующая калориметрия (DSC 823e фирмы METTLER TOLEDO).

3. Результаты и их обсуждение

Для создания металлических нанообъектов с использованием метода электрокристаллизации металла нами разработаны следующие методики:

1. *Непосредственное выращивание частиц и усов до предельных наноразмеров (порядка 100 нм) путем ограничения времени электроосаждения*.

Эксперименты показывают, что при малых перенапряжениях в процессе электрокристаллизации рост частиц и кристаллов начинается с икосаэдрических или декаэдрических кластеров. При этом, нанообъекты, имеют некристаллическую структуру и получаются в форме сферических частиц или стержней, то есть не имеют огранки (рис. 1 а-б). В центре таких частиц находится дисклинация [3]. Именно благодаря наличию дисклинации, в дальнейшем из них в процессе электроосаждения металла формируются пентагональные объекты (икосаэдрические малые частицы (ИМЧ), пентагональные стержни, трубки), детально описанные в работе [4].



а) *б*)

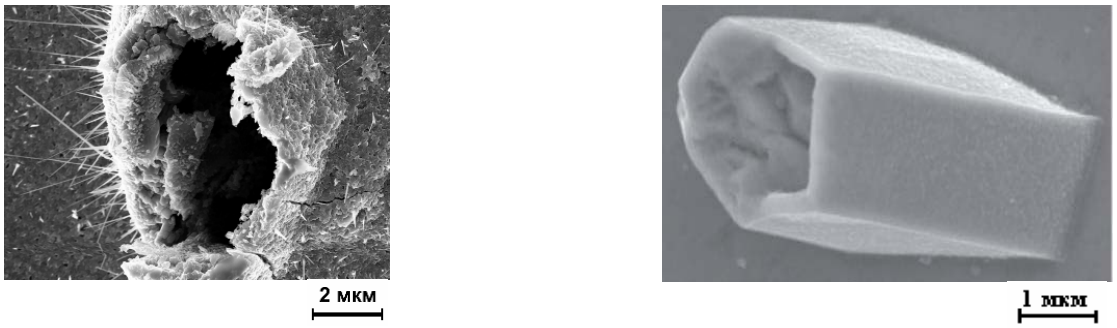
Рисунок 1 – Медные наночастицы (*а*) и усы (*б*), полученные методом электроосаждения

2. Выращивание нанообъектов в виде пентагональных частиц и трубок, имеющих микроразмеры (рис. 2), но полость внутри.

Частицы и трубки, имеющие микроразмеры, но наноразмерную оболочку, окружающую внутреннюю полость, относятся к нанообъектам обладают необычными свойствами.

В процессе электролитического роста вблизи поверхности частицы рождаются неравновесные вакансии. Их концентрация была ранее оценена [5] и оказалась порядка 10^{-4}. Как было показано выше, в центре икосаэдрической частицы находится частичная дисклинация. Под действием поля упругих напряжений дисклинации образующиеся вакансии будут дрейфовать от поверхности частицы к ее центру. Дрейф вакансии от периферии к центру частицы

и наличие дальнодействующих полей напряжений, будут способствовать образованию микропор и полостей в ее объеме уже в процессе электрокристаллизации металла.



а) *б*)

Рисунок 2 – Медная полая пентагональная частица (*а*) и пентагональная микротрубка (*б*), полученные методом электроосаждения и последующей термообработкой

Ранее нами был предложен механизм формирования пентагональной микротрубки [6] по схеме: декаэдрический кластер –> пентагональный микростержень (в центре которого частичная дисклинация) –> пентагональная микротрубка. Мы считаем, что формирование микротрубки из пентагонального стержня в процессе электрокристаллизации металла происходит одновременно по трем механизмам: непосредственное встраивание в торцы стержня атомов образующихся из ионов, поступающих из электролита; диффузия адатомов вдоль боковых поверхностей к торцам стержня; образование и излучение вдоль оси дисклинации дислокационных петель вычитания.

Известно, что скорость диффузионного дрейфа вакансий от периферии частицы к ее центру под действием поля упругих напряжений дисклинации и размер образующейся полости зависят от мощности дисклинации, коэффициента диффузии и температуры [7]. Таким образом, что повышение температуры активизирует диффузионный дрейф вакансий и способствует слиянию микропор и образованию полости.

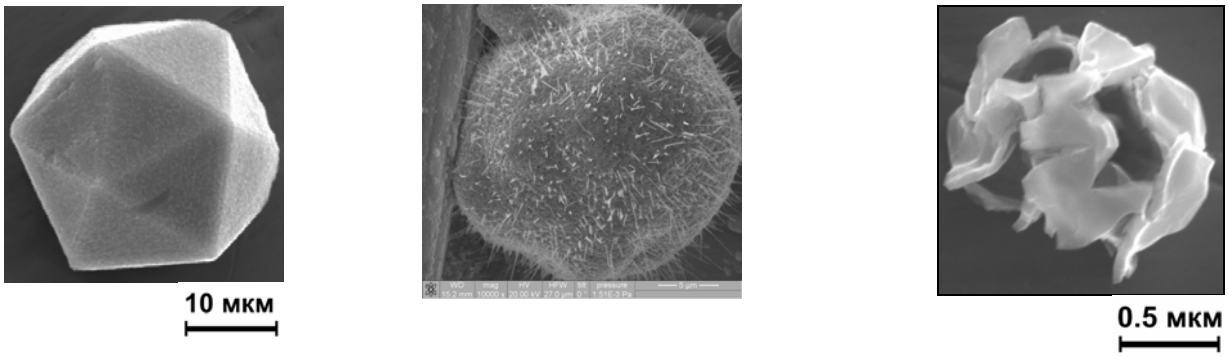
Последнее утверждение является основой методики получения из икосаэдрических малых частиц и пентагональных микротрубок, полученных методом электроосаждения и имеющих микроразмеры, спецефических нанообъектов. Основная идея методики, заключаются в том, что с повышением температуры, когда рождение вакансий и их дрейф от периферии трубки или частицы к центру активизируется, должно наблюдаться утонение стенок трубки, а при длительном отжиге из микропор должна формироваться полость и уменьшаться толщина оболочки.

Подбор оптимальных режимов термообработки пентагональных частиц и кристаллов с целью получения полости в них проводили методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с последующей ионной резкой частиц в камере сканирующего микроскопа (рис. 2 *б*).

3. Получение нанообъектов в виде частиц с развитой поверхностью (рис. 3) в процессе электрокристаллизации металла или последующей термообработки пентагональных икосаэдрических микрочастиц.

Как уже отмечалось выше, электролитические икосаэдрические частицы имеют большую концентрацию вакансий и в процессе химического травления внутренний пористый материал будет активно вытравливаться. Нам удалось подобрать состав и время травления таким образом, что в результате химического травления остается только наружная оболочка икосаэдрических малых частиц (рис. 3). Характерная толщина оставшегося остова около 100 нм, и такая структура имеет большое количество поверхностных атомов.

Альтернативной методикой получения структур с развитой поверхностью является термообработка икосаэдрических малых частиц. Термообработка способна инициировать ряд процессов в приповерхностных слоях электролитического осадка металла: активизация диффузии, отжиг дислокационной структуры, изменение структуры, фазового и компонентного состава. Развитие этих процессов само по себе приводит, как правило, к модификациям рельефа. В ряде случаев рельеф формируется как результат взаимодействия перечисленных выше процессов в приповерхностных слоях с процессами, инициированными термообработкой.



а) *б*) *в*)

Рисунок 3 – Икосаэдрическая медная частица (*а*), полученная методом электроосаждения; после термообработки (*б*); после химического травления (*в*)

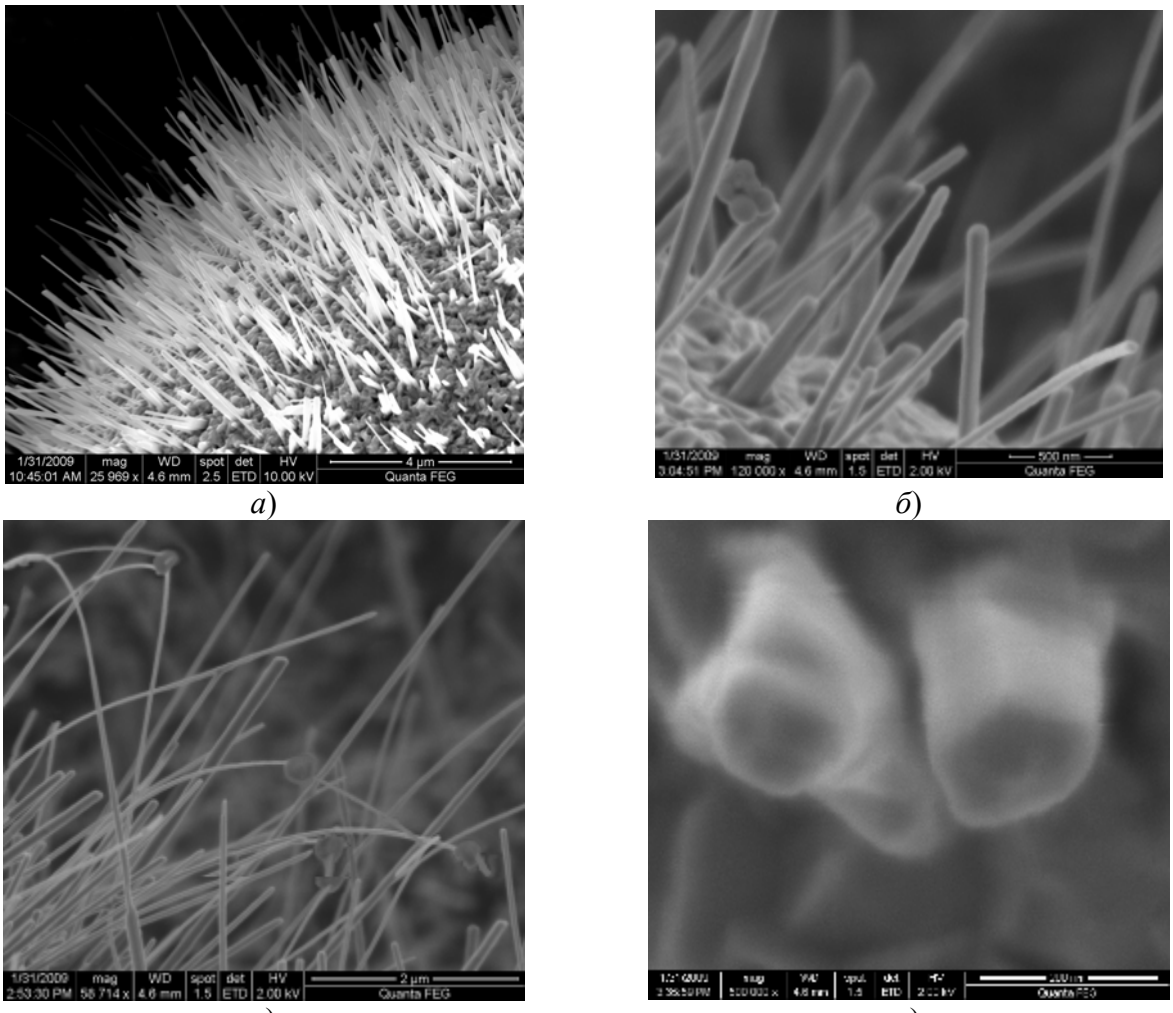
Рост вискеров («усов») при отжиге наблюдался нами на поверхности медных пентагональных частиц и кристаллов (рис. 4 *а*). Вискеры росли в тех случаях, когда отжиг проводили на воздухе. На поверхности появлялись кристаллы в виде многогранников различных конфигураций, не имеющих сильно выраженных неоднородностей развития граней, а также в форме вискеров- монокристаллов с резко неоднородным развитием граней, развивающихся как цилиндры, пластины, параллелепипеды, пентагоны и т.п.

На медных кристаллах вискеры росли при температурах начиная с 450°С. Необходимым условием их появления мы считаем, высокую дефектность кристаллической структуры поверхности, которая как было показано выше образуется уже в процессе электрокристаллизации.

Сразу же после нагрева до 450°С на поверхности появлялись редкие цилиндрические вискеры до 0.3–1 мкм в длину и диаметром до 50 до 100 нм (рис 4 *б*), а также многочисленные выступы. Во второй период (уже примерно через 15 минут) вискеры увеличивались до 2 мкм и 100–150 нм в диаметре (рис 4 *в*), их плотность достигала $5 \cdot 10^5$ см$^{-2}$, средняя за период скорость роста в осевом направлении составляла 3 нм/с. Их формы и ориентации были самыми разнообразными и не зависели от ориентации поверхностных кристаллов. В третий период (выдержка при 450°С более 30 минут) вискеры достигали максимальной длинны 3–4 мкм и превращались пятигранные призмы (рис. 4 *г*), число которых доходило до 10^7 см$^{-2}$, зарождение новых вискеров на поверхности постепенно прекращалось.

Основные закономерности появления и развития вискеров к настоящему времени детально не выявлены и не объяснены. Полагаем, что появление кристаллических новообразований в процессе отжига ПМЧ связано с высоким содержанием структурных дефектов образующихся в процессе электроосаждения меди.

Напряжения, создаваемые высокой концентрацией дефектов и дальнодействующим полем дисклинации ПМЧ, вызывают интенсивные транспортные и рекристаллизационные процессы, обеспечивающие потоки материала к центрам зарождения и затем рост вискеров. Рост вискеров объясняется массопереносом через поверхность за счет скольжения в поле напряжений дислокационных петель, формирующихся дислокационным источником – дисклинацией.



а) *б*)

в) *г*)

Рисунок 4 – Вискеры на поверхности икосаэдрической малой частицы, образующиеся в процессе термообработки

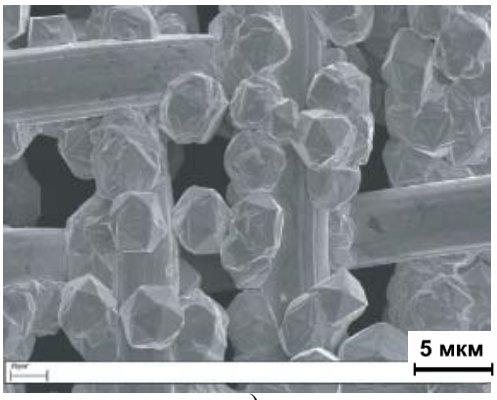
Мы считаем, что прекращение зарождения новых вискеров через некоторое время связано с отжигом поверхности и соответствующим уменьшением уровня приповерхностных напряжений.

4. Получение в процессе термообработки ИМЧ, полученных методом электроосаждения, нанопористого материала (пленки, покрытия, слои) (рис. 5).

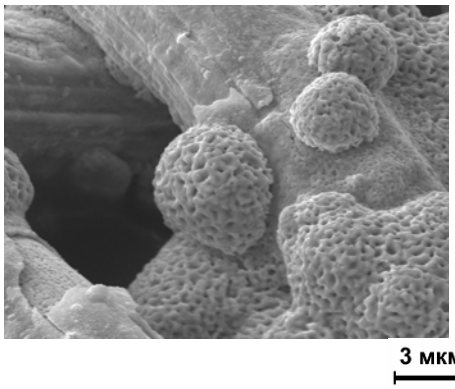
Пористые материалы на основе металла в виде покрытий и пленок востребованы и необходимы для мембранной науки и техники, так как сочетают в себе высокую прочность, антикоррозионные свойства, стойкость к истиранию, электропроводность с селективностью, высокой проницаемостью и стабильностью их функциональных характеристик.

Нами предлагается способ получения нанопористых функциональных материалов (катализаторов, сорбентов, покрытий, слоев, пленок) состоящих из медных пентагональных нано- и микроразмерных частиц, обладающих необычной структурой и свойствами.

Сами частицы и слои из них мы получаем методом электроосаждения металла на сплошную и сетчатую стальную или титановую подложку (рис. 5 *а*), затем для получения нанопористых материалов, покрытий, мембран проводится специальная термообработка, при которой частицы спекаются, теряют огранку, на их поверхности образуются нанопоры (рис. 5 *б*). На сплошной или сетчатой подложке формируется нанопористый материал, который можно использовать в качестве катализатора, нанопористой мембраны, адсорбционного материала.



а)



б)

Рисунок 5 – Медные икосаэдрические частицы в исходном состоянии на титановой сетке (*а*) и нанопористое покрытие из них (*б*)

Детально механизм образования и роста, а также структура нанопористого материала не исследовалась. Однако данный вопрос является весьма актуальным, поскольку медьсодержащие соединения в ультрадисперсном состоянии в качестве гетерогенных катализаторов с большой площадью удельной поверхности уже сейчас используются в разнообразных химических процессах. Например, в реакциях смещения водно-газового равновесия, реакциях дегидратации бутанола, окисления монооксида углерода и др. Катализаторы на основе меди используют в промышленном синтезе метанола, который не только является основой многих технологических процессов, но и рассматривается как экологически чистое топливо для энергетической промышленности. Медьсодержащие катализаторы могут применяться для переработки попутных нефтяных газов, проблема утилизации которых не решена до сих пор и они продолжают сжигаться на факелах месторождений увеличивая загрязнение окружающей среды и создавая парниковый эффект.

Предварительные эксперименты показали, что функциональные нанопористые материалы в виде отдельных пентагональных частиц имеющих развитую поверхности и нанопористость, слоев покрытий и пленок из них, обладают высокой каталитической активностью и сорбционной способностью и в дальнейшем найдут широкое применение в медицине, биологии, экологии, машиностроении и химических отраслях в качестве: катализаторов, сорбционных и фильтрующих материалов, нанопористых покрытий и пленок.

4. Выводы

Используя простой метод электроосаждения металла в комбинации с термической и химической обработкой, можно сформировать нанообъекты в виде: наночастиц, наноусов, микрочастиц с полостью внутри и полых микротрубок, частиц с развитой поверхностью, а также нанопористых покрытий.

Эти нанообъекты могут найти широкую область применения: в качестве эффективных катализаторов в химии и в нефтехимическом производстве; сорбционных слоев в фильтрах; износостойких покрытий и т.д.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (г/к № П2382 и № П2620).

Список использованных источников

1. H. Gleiter. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. Acta mater. 2000. V.48. p.1-29.
2. Викарчук А. А., Воленко А. П. Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения//Физика твёрдого тела. – 2005. – Том 47, вып. 2. – С. 339 – 344.

3. Викарчук А.А., Ясников И.С. Структурообразование в наночастицах и микрокристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристаллизации металлов. // Издательство Тольяттинского государственного университета.- Тольятти, 2006. – 250 с.
4. Викарчук А.А., Н.Н. Грызунова Д.А. Денисова О.А. Довженко М.Н. Тюрьков И.И. Цыбускина И.С. Ясников Новые металлические функциональные материалы, состоящие из пентагональных частиц, кристаллов и трубок. Часть I. Механизмы образования и особенности строения пентагональных частиц и кристаллов // Журнал функциональных материалов, 2008, №5 С. 163-174.
5. Викарчук А. А., Воленко А. П., Ясников И. С. Дефекты и структуры, формирующиеся при электрокристаллизации ГЦК-металлов//Издательство Политехника. – Санкт-Петербург, 2004 г. – 216 с.
6. Викарчук А. А., Грызунова Н.Н. Механизм формирования пентагональных микротрубок из стержней в процессе электроосаждения // Журнал «Материаловедение», 2009, №5, с. 28-32
7. И.С.Ясников, А.А.Викарчук Образование полостей в икосаэдрических малых частицах, формирующихся в процессе электрокристаллизации металла // ПЖТФ, 2007, т. 33, в. 19.

МЕТОДЫ ОПТИМИЗАЦИИ КАВИТАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ЖИДКОСТЕЙ

Викарчук А. А., Растегаева И. И., Диженин В. В., Растегаев И. А.
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
E-mail: fti@tltsu.ru

METHODS FOR OPTIMIZATION OF CAVITATION PROCESSING HETEROPHASE LIQUIDS

Vikarchuk A. A., Rastegaeva I. I., Dizhenin V. V., Rastegaev I. A.
Togliatti State University, Togliatti, Russia
E-mail: fti@tltsu.ru

The object of this work is the application of acoustic methods of testing to determine the optimum conditions of cavitation processing heterophase liquids.

1. Введение

Гетерофазные жидкости (эмульсии смазочно-охлаждающей жидкости, нефть, нефтепродукты) могут содержать различные примеси, механические и бактериологические загрязнения, органические и неорганические соединения, токсичные элементы и ионы тяжелых металлов. Мы предлагаем для уничтожения микроорганизмов разных видов, диспергирования твердых частиц и капелек масла, разрушения соединений, для гомогенизации разнородной жидкости и их очистки проводить постоянно или периодически, без нарушения технологического цикла комбинированную гидрокавитационную, акустическую, тепловую, электроразрядную обработку гетерофазных жидкостей на наноструктурном уровне.

В основе инновационной комбинированной технологии обработки гетерофазных жидкостей лежит явление кавитации. Термин «кавитация» был введен в 1894г. британским инженером Р.Фрудом [1]: кавитация — (от лат. cavitas — пустота) — образование в жидкости полостей (кавитационных пузырьков, или каверн), заполненных газом, паром или их смесью при локальном понижении давления в жидкости до давления насыщенного пара. Перемещаясь с потоком в область с более высоким давлением или во время полупериода сжатия, кавитационный пузырек захлопывается, излучая при этом ударную волну.

Различают несколько стадии кавитации, которые можно реализовать в кавитационном генераторе.

Например, Руденко М.Г. в своей работе [2] выделил несколько режимов работы исследуемого кавитационного генератора:

1. Докавитационный режим. Выявление особенностей обтекания лопасти визуальным методом не возможно.
2. Начальная стадия развития кавитации. Каверна появляется в виде пузырькового облачка, вытянутого вдоль тыльного края лопасти, на средних значениях её радиуса; на начальных и конечных значениях радиуса лопасти кавитация не наблюдается.
3. Пузырьковая кавитация. Каверна принимает вид треугольника, вытянутого вдоль тыльной стороны лопасти. Длина пузырькового облачка прямо пропорциональна радиусу лопасти. Увеличение частоты вращения вала не приводит к изменению формы каверны за исключением концевого участка лопасти. Первоначально каверна резко обрывается за 2.5–3 мм до окончания лопасти; увеличение частоты вращения приводит к исчезновению концевого участка.
4. Суперкавитационные режим. Процесс образования и формирования суперкаверны начинается в диапазоне значений относительного радиуса от 0.75 до 1; с увеличением частоты вращения на этих значениях радиуса формируется "площадка" из единой каверны с прозрачными стенками.
5. Режим возможной кавитационной эрозии. Каверны наблюдаются не только непосредственно за лопастью, но и в боковых камерах.

Для того чтобы избежать эрозии и повреждения материала, но и при этом обеспечить высокий уровень обеззараживания, диспергирования, гомогонизации жидкости, необходимо производить кавитационную обработку при оптимальных режимах.

Одними из наиболее эффективных средств оценки параметров и оптимизации режимов комбинированной обработки технологических жидкостей являются акустические и виброакустические методы контроля. Они позволяют определять состав, сплошность и состояние исследуемых сред и механизмов, инвариантны к составу объекта исследования, дают возможность получать информацию об объекте исследования дистанционно и в режиме реального времени.

Применение акустических методов контроля, позволят снизить время разработки, оптимизации и внедрения режимов комбинированной обработки технологических жидкостей, тем самым способствуют снижению производственных расходов, экономии ресурсов, увеличению экологической безопасности промышленных предприятий и снижению техногенной нагрузки на окружающую среду.

2. Методы и оборудование исследований

Для обеззараживания технологических жидкостей мы предлагаем, проводить постоянно или периодически, одновременно или последовательно, не нарушая технологического цикла, кавитационную, тепловую и электроимпульсную обработку всего объема в специальной модульной установке. Основные элементы предлагаемой установки: гидродинамический активатор дискового типа, генератор мощных наносекундных электрических разрядов, камера для обработки (рис. 1).

Установки компактны, малоэнергоемки, просты в эксплуатации, безопасны, высокопроизводительны, гарантируют высокое качество обработки, легко встраиваются в существующий технологический цикл.

Эффективным методом воздействия на водные загрязнители является кавитация. Различают гидродинамическую кавитацию, возникающую за счет местного понижения давления в потоке жидкости при обтекании твердого тела, и акустическую кавитацию, возникающую при прохождении через жидкость акустических колебаний. Акустическая кавитация представляет собой эффективное средство концентрации энергии звуковой волны низкой плотности в высокую плотность энергии, связанную с пульсациями и захлопыванием кавитационных пузырьков [3, 4]. Общая картина образования кавитационного пузырька пред-

ставляется в следующем виде. В фазе разрежения акустической волны в жидкости образуется разрыв в виде полости, которая заполняется насыщенным паром данной жидкости. В фазе сжатия под действием повышенного давления и сил поверхностного натяжения полость захлопывается, а пар конденсируется на границе раздела фаз. Через стены полости в нее диффундирует растворенный в жидкости газ, который затем подвергается сильному адиабатическому сжатию.





а) *б*)

Рисунок 1 – Стенд для определения параметров кавитационного процесса (*а*); модульная установка для безреагентной обработки гетерофазной жидкости (*б*)

В момент схлопывания, давление и температура газа достигают значительных величин. После схлопывания полости в окружающей жидкости распространяется сферическая ударная волна, быстро затухающая в пространстве. Происходит уменьшение радиуса пузырька R до минимального R_{min}, его деформация и распад на несколько пузырьков.

Кавитация, возникшая на единичном зародыше (зародышами в эмульсии являются частицы, капельки масел, микроорганизмы и др.), за время в несколько десятков периодов УЗ – колебаний развивается по цепной реакции в стабильную кавитационную зону состоящую уже из 10^5–10^6 кавитационных пузырьков. Это связано с тем, что в фазе сжатия при захлопывании пузырек теряет устойчивость и распадается на части, в которых давление и температура парогазовой смеси повышена. В фазе растяжения эти «осколки» становятся новыми зародышами кавитации, поэтому процесс возникновения новых пузырьков является цепной реакцией. Таким образом, для эффективной обработки жидкости и для уничтожения всех микроорганизмов необходимо, чтобы в камере постоянно возникали кавитационные зоны и при этом они были распределены по всему объему обрабатываемой жидкости равномерно.

Кавитационное воздействие на гетерофазные жидкости (эмульсии, нефть и нефтепродукты) приводит к следующим процессам:

- диспергированию твердых частиц вплоть до наноразмеров, разрушению коллоидов и деструкции органических и неорганических соединений, находящихся в гетерофазной жидкости;
- эмульгированию (перемешивание и гомогонезация) разнородных жидкостей;
- интенсификации массообменных процессов, окислительно-восстановительных реакций, нейтрализации токсических веществ;
- расщеплению молекул воды, появлению озона, атомарного кислорода, пероксидных соединений и свободных радикалов;
- нагреванию жидкости, изменению ее характеристик;

- деструкции парафина, диспергированию асфальтенов, карбонов, разрушению ассоциатов и разрыву длинномерных молекул углеводородов, изменению структуры и свойств нефтепродуктов.

В рабочей камере активатора вода, механические и микробиологические частицы, соединения, микроорганизмы одновременно подвергаются: гидродинамическому (высокие градиенты и частота пульсации давления), акустическому, тепловому, электрическому, магнитному и ударному воздействию. Степень и результат кавитационного и электроимпульсного воздействия на эмульсию и микроорганизмы зависит от рабочих характеристик кавитатора и генератора электрических импульсов, варьируя которые мы достигаем полного уничтожения микроорганизмов и значительно улучшаем эксплуатационные свойства эмульсии. Оптимизация режимов обработки проводится с использованием акустических методов контроля.

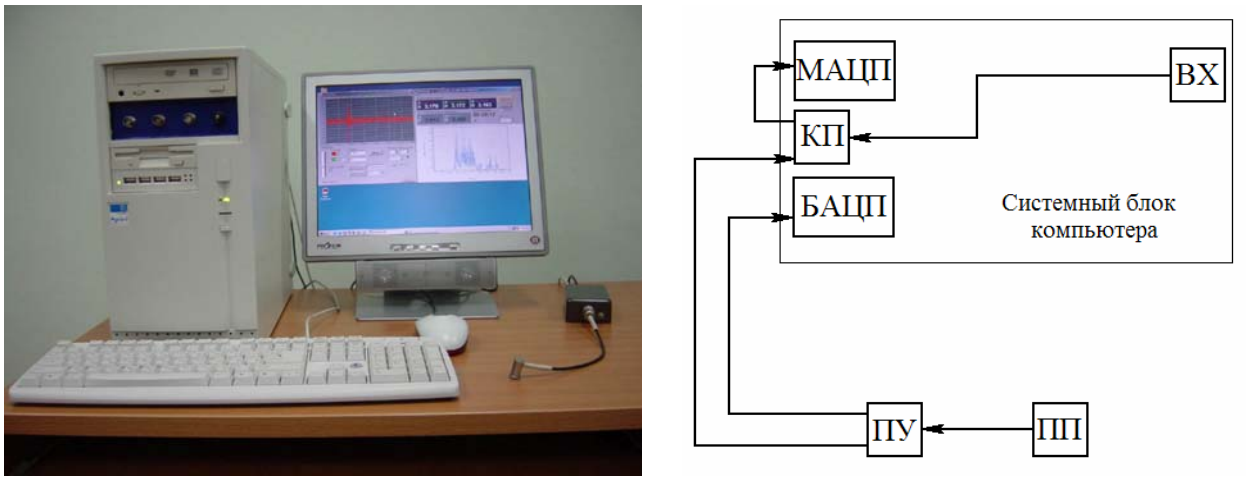
Хотя отдельно само явления кавитация и акустические методы хорошо известны, технологические процессы обработки гетерогенных и гетерофазных жидкостей с целью ее обеззараживания и улучшения технологических свойств эмульсии, где бы кавитационная энергия использовалась оптимально и полезно при чем, в комбинации с другими высокоэнергетическими воздействиями, при чём контроль за оптимальным режимами использования физических методов обработки проводился по параметрам акустических сигналов, нам не известны.

В кавитационной камере жидкость подвергается одновременно механическому, акустическому, тепловому воздействию. Пульсация давления, изменение скорости и направления потоков жидкости, возникновение вихрей, развитой турбулентности, пульсаций и схлопывание пузырьков, появление сдвигов и ударных нагрузок, вращение активатора, работа двигателя все это источники излучения инфразвуковых, звуковых и ультразвуковых колебаний и волн. Что бы идентифицировать источники, получить достоверную информацию о происходящих в кавитационной камере процессах требуется привлечение современной аппаратуры, апробированной методики обработки АЭ – информации и программного обеспечения. Все это было разработано в ТГУ и модифицировано для исследования процессов кавитации в жидкости [5].

В настоящий момент к аппаратуре для регистрации и анализа потока акустических сигналов определены некоторые критерии [6–9 и др.], согласно которым акустическая система должна состоять из преобразователя механических колебаний в электрические (причём для уменьшения искажения спектра сигналов АЭ следует использовать широкополосные преобразователи); усилителя с низким уровнем шумов, приведённых ко входу; устройств обработки потока акустических сигналов и устройств регистрации. Дальнейшие требования к аппаратуре формируются исходя из специфики её применения.

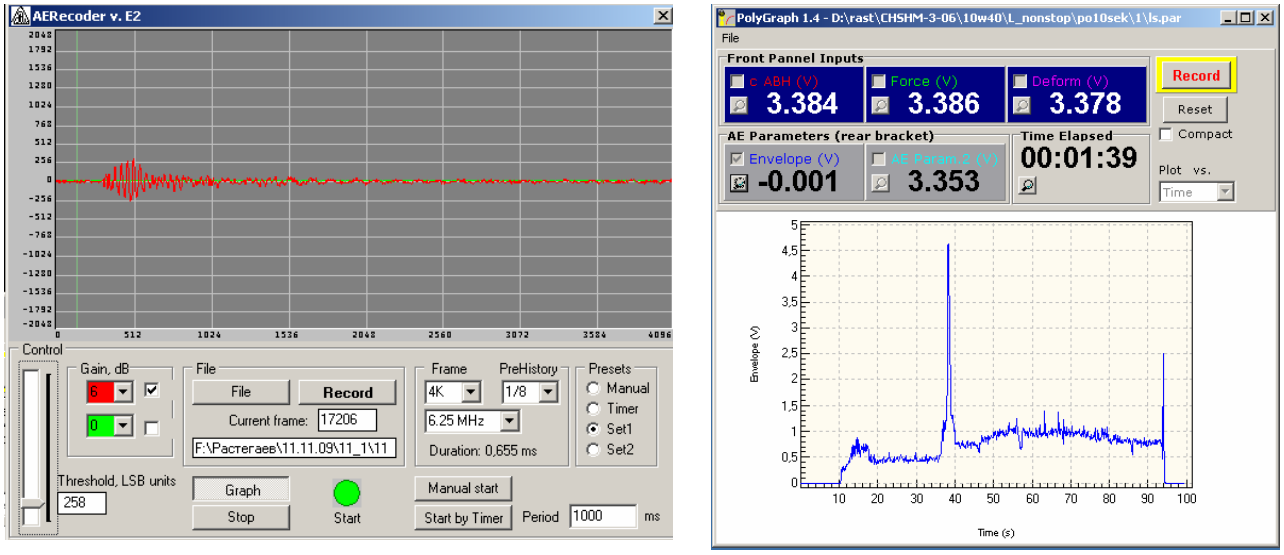
Для регистрации и анализа акустических сигналов применена оригинальная акустико-эмиссионная система «ЭЯ-1» собранная в Тольяттинском государственном университете: диапазон регистрируемых частот 30–1000 кГц; общий коэффициент усиления АЭ тракта 102 – 104; частота дискретизации мгновенного значения сигнала для вычисления медианной частоты 6,25 МГц. Блок-схема и внешний вид системы «ЭЯ-1» приведены на рис. 2.

Программное обеспечение, необходимое для анализа сигналов состоит из двух основных частей. Первая обеспечивает сбор информации во время эксперимента с сохранением данных на жестком диске, а также простейшую визуализацию для контроля за ходом эксперимента, например, в виде, приведенном на рис. 3. На рис. 3*а* представлен внешний вид программы «AE-recoder», предназначенной для визуализации и сохранения мгновенных значений сигналов АЭ. На рис. 3*б* - внешний вид программы «PolyGraph» для отображения и сохранения параметрической информации и интегральных характеристик АЭ. Причём программа позволяет совмещать АЭ-диаграммы (мощность АЭ, огибающая АЭ и т.п.) с диаграммами внешних параметров (нагрузка, деформация и др.).



а) *б*)

Рисунок 2 – Акустико-эмиссионная система «ЭЯ-1»: *а*) внешний вид; *б*) блок-схема



а) *б*)

Рисунок 3 – Пример отображения информации на экране монитора:
а) – программа «AE-recoder», *б*) – программа «PolyGraph»

Оператором посредством диалоговых окон задаются следующие основные значения, необходимые для корректной работы программы: число датчиков, способ преобразования измерения в физические величины и параметры тарировки датчиков (коэффициент преобразования датчиков, единицы измерения), файл для записи данных.

Управление программой осуществляется через панель управления (рис. 2*а*).

Вторая часть программного обеспечения представляет собой методику обработки и сортировки спектрограмм по принципу подобия кривой спектральной плотности [10], реализованной пакетом подпрограмм (DGT-View, DVN, Image в среде Windows или OpenAE в среде Unix) в режиме off-line. Спектрограммы формируются путём совместной обработкой серии кадров мгновенного значения сигналов АЭ, соответствующих одному или нескольким испытаниям. Предусмотрена автоматическая отбраковка кадров по различным критериям и усреднение спектра сигнала по нескольким кадрам. Для каждого кадра серии вычисляется дискретное преобразование Фурье (по алгоритму БПФ Кули-Тьюки), спектр мощности, сглаженный скользящим окном (форма и ширина окна задаются), и ряд параметров.

В качестве информативных параметров используются следующие: среднеквадратичное отклонение сигнала (*Urms*), среднее значение амплитуды сигнала (*Umean*), пиковое значение

сигнала (*Upeak*), центральная частота (частота, соответствующая максимуму спектральной плотности, *Fc*), энергия импульса (площадь под кривой спектральной плотности, *E*), медианная частота (частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности на две равные части, *Fmed*), максимальное значение спектральной плотности (*Gmax*), эффективная ширина спектра (*Weff = E/Gmax*).

Результаты сводятся в таблицу, по которой могут быть построены различные графики в одном из стандартных пакетов (например, Axum или SigmaPlot). Кроме того, спектры импульсов и значение их некоторых параметров можно наблюдать на экране визуально во время обработки (рис. 4) или сохранить на диске, чтобы позже построить карту эволюции спектра.

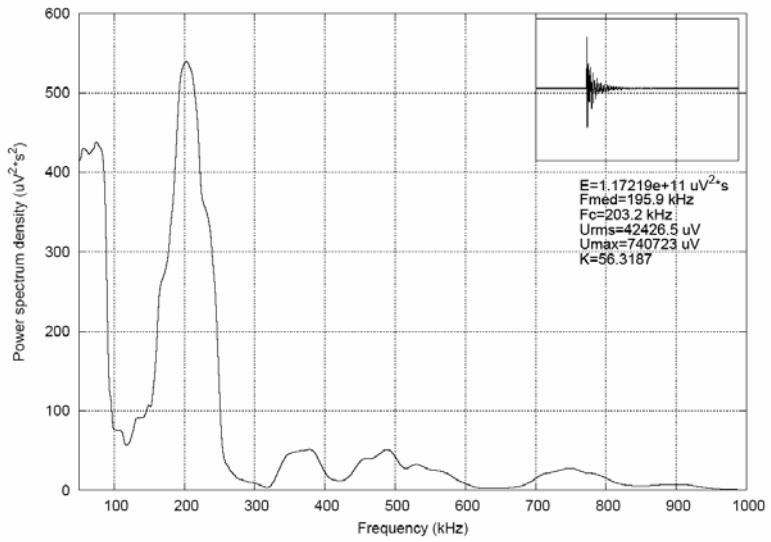


Рисунок 4 – Пример отображения формы импульса АЭ и его спектра во время обработки

В качестве меры подобия спектрограмм применяется коэффициент аппроксимации R2 [11], используемый в математической статистике для оценки достоверности аппроксимации любой пары кривых Y1 и Y2. Исходными данными являются функции нормированной спектральной плотности, сглаженные плавающим окном. Исходя из количества зарегистрированных сигналов АЭ за испытание, используются от 110 до 260 гармоник преобразования Фурье. Хотя по данным работ [12], корректное приближение к форме исходного сигнала достигается уже при использовании 100 гармоник.

На первом этапе в качестве эталона поочередно берется один из зарегистрированных сигналов АЭ, с которым последовательно сравниваются все остальные сигналы. Если для какой-либо пары сигналов минимальное значение коэффициента аппроксимации спектрограмм превышает некоторый задаваемый порог, сигнал закрепляется за данной группой и исключается из дальнейшей обработки. Таким образом, формируются группы сигналов близкие по спектральному составу. Поскольку на первом этапе выбор "эталонных" сигналов происходит случайным образом, то некоторые итоговые группы могут оказаться весьма схожими. С целью устранения таких групп в программе предусмотрен второй этап обработки. Для каждой группы вычисляется средняя спектральная плотность, по отношению к которой снова по критерию R2 сравниваются спектрограммы отдельных сигналов. Эта процедура может повторяться много раз и прекращается, как только количество выявленных групп становится неизменным.

По окончанию обработки создаются спектральные образы каждой группы с приложением списка сигналов, к ним относящимся. Каждый образ описан тремя кривыми: математическое ожидание нормированной спектральной плотности и ее размах для всей группы. Цифры в процентах указывают количество сигналов отнесённых к группе от общего числа зарегистрированных.

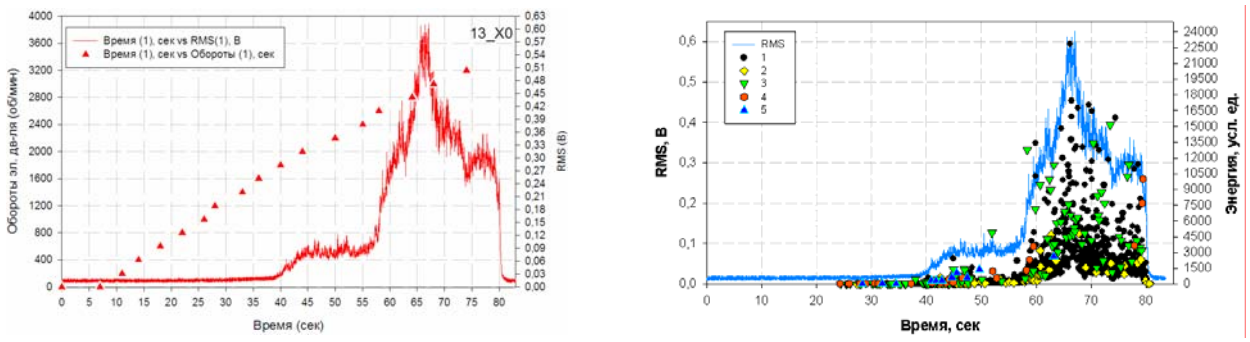
Окончанием обработки является построение для выделенных групп эллипсов рассеивания в координатах «энергия – медианная частота» (например, рисунок 6). При этом предполагается, что сигналы каждой группы распределены по нормальному закону, что справедливо для достаточно больших выборок в соответствии с центральной предельной теоремой, а граница эллипсов, рассчитывается, исходя из вероятности попадания в данную область, равной 95%.

3. Экспериментальные результаты, их обсуждение и выводы

Проведенные исследования показали, что потребляемая обрабатываемой жидкостью (СОЖ) мощность от двигателя вихревого кавитатора, температура на выходе, RMS, энергия АЭ сложным образом зависит частоты вращения активатора. Так из рисунков 5 видно, что начало кавитационных процессов связано с характерным изменением (некоторым уменьшением) мощности потребляемой двигателем, при этом температура резко увеличивается и появляется пик акустической эмиссии в определенном интервале частот вращения активатора (рисунок 6). Анализ показал, что падение потребляемой мощности и рост температуры наблюдается при скорости вращения кавитационного диска более 2500 об/мин. Пик акустической эмиссии (RMS) при обработке воды возникает при 2880 об/мин (рис. 6). Следовательно, при данных оборотах активатора в жидкости начинается интенсивная кавитация, образуются кавитационные зоны, плотность жидкости из-за большого содержания пузырьков газа уменьшается, позволяя дискам кавитатора вращаться свободнее.



Рисунок 5 – Зависимость потребляемой двигателем кавитатора мощности при обработке смазочно-охлаждающей жидкости



а) *б*)

Рисунок 6 – Зависимость амплитуда пика акустической эмиссии (RMS) от частоты вращения активатора (*а*), разбиение сигналов АЭ на группы по частотам и зависимость энергия импульса от времени (*б*)

Для других жидкостей расположение, амплитуда пика АЭ (RMS), медианная частота и энергия сигналов АЭ отличаются. Однако по этим параметрам всегда можно определить оптимальный режим работы кавитационной установки, при котором вода активируется (существенно изменяются ее свойства), эмульсия СОЖ обеззараживается (уничтожаются все виды микроорганизмов), нефтешлам преобразуется в коммерческий продукт, а глубина переработке нефти возрастает.

Работа выполнена при поддержке гранта АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы(2009-2010)» №1463, г/б №21943, ФЦП «Научные и научно – педагогические кадры инновационной России» №П392.

Список использованных источников

1. Thornycroft J., Barnaby S. W., Torpedo Boat Destroyers, Minutes of Proc. Ins. Of Civil Engineers, 122, 51-103 (1895)
2. Руденко М.Г. Характеристики кавитационных устройств технологического назначения. Дисс. на соискание ученой степени кандидата технических наук – Красноярск, 1998.
3. Перник А.Д. Проблемы кавитации. - Л.: Судостроение, 1966. - 439 с.
4. Пирсол И. Кавитация. - М.: Мир, 1975. - 95 с.
5. Растегаев И.А. Применение методики спектрального анализа акустических сигналов для исследования трибологических свойств смазочных и контактирующих материалов. Дисс. на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук – Тольятти: ТГУ, 2009.
6. Баранов В.М. Акустическая диагностика и контроль на предприятиях топливно-энергетического комплекса / В.М. Баранов, А.И. Гриценко, А.М. Карасевич [и др.] – М.: Наука, 1998. – 304 с.
7. Клюев В.В. Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник. / В.В. Клюев, Ф.Р. Соснин, А.В. Ковалёв [и др.]; под ред. В.В. Клюева; изд. 3-е, испр. и доп – М.: Машиностроение, 2005. – 656 с.
8. Грешников В.А. Акустическая эмиссия. Применение для испытаний материалов и изделий / В.А. Грешников, Ю.В. Дробот – М.: Изд-во стандартов, 1976. – 276 с.
9. Правила организации и проведения акустико-эмиссионного контроля сосудов, аппаратов, котлов и технологических трубопроводов (ПБ 03-593-03) – М: Госгортехнадзор России, 2003.
10. Арзамасов Б.Н. Конструкционные материалы / Б.Н. Арзамасов. М.: Машиностроение, 1990. 688 с.
11. Мерсон Д.Л. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке / Д.Л. Мерсон, А.А. Разуваев, А.Ю. Виноградов // Дефектоскопия. – 2002. - №7. – С. 37-46.
12. Сато Ю. Обработка сигналов. Первое знакомство / Ю. Сато; под ред. Ё. Амэмия; пер. с яп. – М.: Издательский дом «Додэка-XXI», 2002. – 176 с.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И СВОЙСТВА ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ В СТАЦИОНАРНОМ ТЕПЛОВОМ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЯХ

Кочергина Ю. А. [1], Карыев Л. Г.[2], Федоров В. А.[1], Плужникова Т. Н.[1]
[1] *Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Тамбов,*
E-mail: feodorov@tsu.tmb.ru
[2] *Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета,*
E-mail: jukova_knp@mail.ru

STRUCTURAL CHANGES AND PROPERTIES OF THE IONIC CRYSTALS ALLOYED BY METALS IN STATIONARY THERMAL AND ELECTRIC FIELDS

Kochergina Y. A.[1], Kariev L. G.[2], Feodorov V. A.[1], Plushnikova T. N.[1] Tretjakov I. A. [1]
[1] Russia, Derzhavin Tambov State University,
E-mail: feodorov@tsu.tmb.ru
[2] Russia, Yamal-Nenets branch of the Tyumen state oil and gas university,
E-mail: jukova_knp@mail.ru

In work the structures of the small size formed in crystals at saturation by impurity under the influence of electric field and simultaneous heating are investigated. Occurrence of microchannels and any metal inclusions in the crystals which formation is caused by metal diffusion is revealed.

Besides, mechanical properties of the crystals alloyed at thermoelectric influence are investigated. The strength increase, and also increase in microhardness of the alloyed samples is revealed.

Исследования любых сложных процессов проводят обычно на наиболее простых в структурном отношении и достаточно хорошо изученных материалах, так называемых модельных. К ним относятся ионные кристаллы. Исследование свойств ионных кристаллов в электрических полях ведется на протяжении многих лет. Однако интерес к этим материалам как модели диэлектрика с ионной связью не ослабевает, т. к. дальнейшие перспективы практического применения материалов на основе ионных и суперионных проводников определяются глубиной понимания природы формирования физико-химических свойств, выявлением закономерностей изменения последних в кристаллических соединениях, нахождением возможности их целенаправленного модифицирования. Изменение физических свойств кристаллических тел под действием различных факторов, в частности, влияние электрических полей и термообработки на поверхность и структуру кристалла, легирование кристаллов примесями являются весьма актуальными проблемами физики твердого тела. Основной аспект этих проблем, имеющий большое практическое значение, – создание материалов с улучшенными и новыми свойствами [1].

Экспериментально установлено, что под действием электрического поля и нагрева происходит изменение поверхностей ионных кристаллов [2–4].

Цель работы – исследование морфологии поверхностей ионных кристаллов, подвергнутых легированию металлами при воздействии электрического поля и одновременного нагрева.

Исследовали образцы NaCl, LiF размером 20×8×(2–3)мм, которые выкалывались из крупных кристаллов по плоскостям спайности. В образцах искусственно зарождали трещину по плоскости (100) длиной ≈ 15 мм, в которую вводили металлические фольги из алюминия, свинца или сплава на основе Fe (73,5%) толщиной ≈ 20 мкм, перекрывающую ≈ 20% поверхности трещины от вершины или проволоку из золота диаметром ≈ 30 мкм. Затем образец помещался между электродами с напряжением 400 В, электрическое поле было ориентировано нормально к плоскости (100). Комплекс «кристалл-металл» помещался в печь, где осуществлялся его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа вы-

держивали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10–20 мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. Напряжение на образце и температуру контролировали прибором «Н 307/2».

После охлаждения в образцах NaCl наблюдали трещины по плоскости (010). Растрескивание кристалла происходило в области нахождения фольги. На поверхностях, образующихся при растрескивании, обнаружены множественные ступени скола.

Появление трещин связано с тем, что Fe и Al имеют размеры радиусов ионов меньше чем Na. В результате диффузии под действием электрического поля и одновременного нагрева происходит замещение ионов Na, что приводит к смещению ионов Cl и как следствие возникновению растягивающих напряжений.

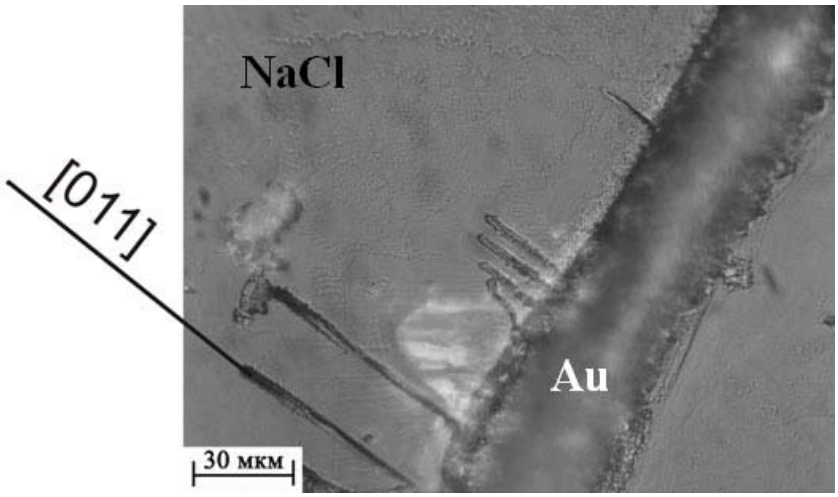
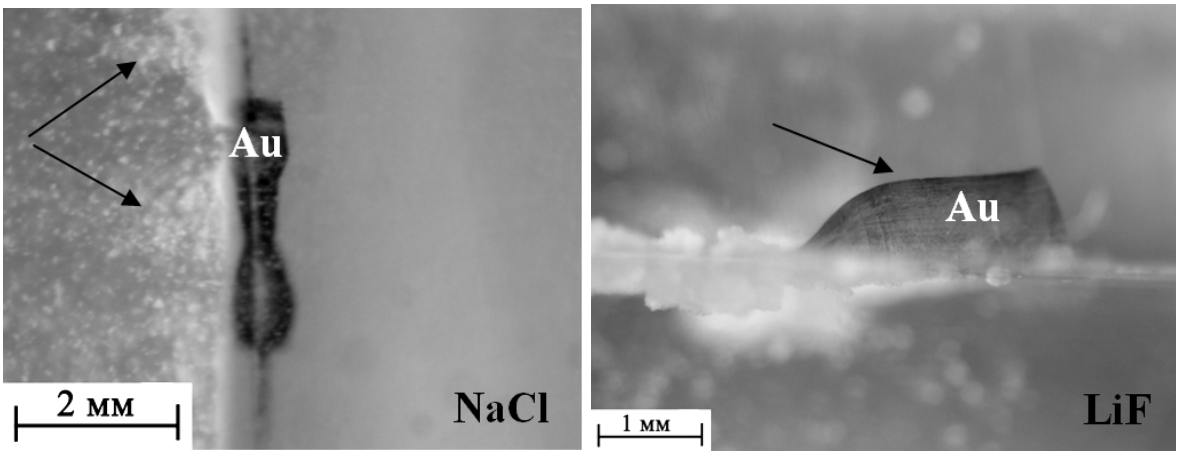


Рисунок 1 – Микроканалы по [011] под поверхность трещины (NaCl)



а) *б*)

Рисунок 2 – Внедрение частиц металла (Au) в кристаллическую решетку. Стрелками отмечены частицы золота в кристалле со стороны катода – *а*; плоские сложнокристаллические образования – *б*.

Диффузия металла в кристалле имеет преимущественное направление от анода к катоду, что также подтверждает наибольшее растрескивание в этих областях.

Локализация металла в кристалле происходит различным образом: в плоскости (100) сопровождается образованием сильно деструктурированных областей (рис.1), в виде диспергированных микрочастиц сферической формы по (010) (рис. 2*а*), также может сопровождаться появлением плоских образований сложной формы в объёме кристалла (рис. 2*б*).

В образцах LiF (при выдерживании их при температуре 893 К и напряжении 400 В в течение часа) наблюдали образование «антидендритов» (рис. 3), трёхмерных объёмных сложнокристаллических образований, уходящих вглубь кристалла [5].

Это связано с локальным разогревом приповерхностных областей в ходе эксперимента и миграцией ионов под действием электрического поля вглубь образца.

Для изучения механических характеристик легированных кристаллов были проведены исследования на жесткой испытательной машине Instron. Образцы NaCl с различными примесями испытывали на сжатие со скоростью 0,1 мм/мин.

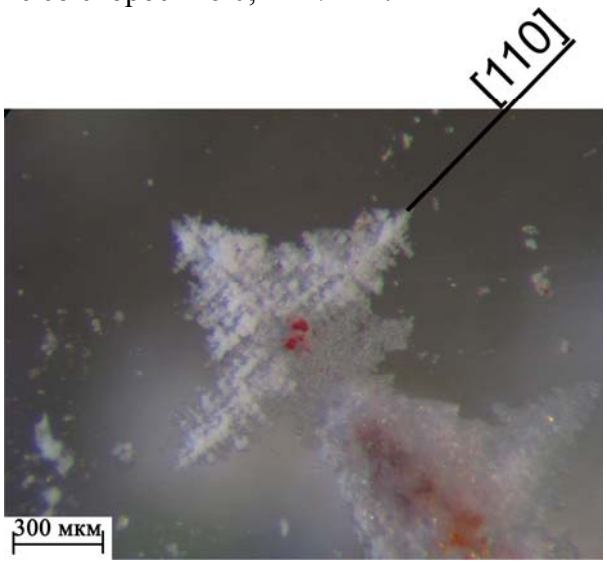


Рисунок 3 – Поверхность скола (100) кристалла LiF с «антидендритом»

Кривые нагружения приведены на рис. 4, из графиков видно, увеличение предела прочности легированных образцов, а также увеличение степени предельной деформации. В некоторых случаях зафиксировано увеличение модуля упругости, что связано с внедрением атомов металла в междоузлия кристаллической решетки.

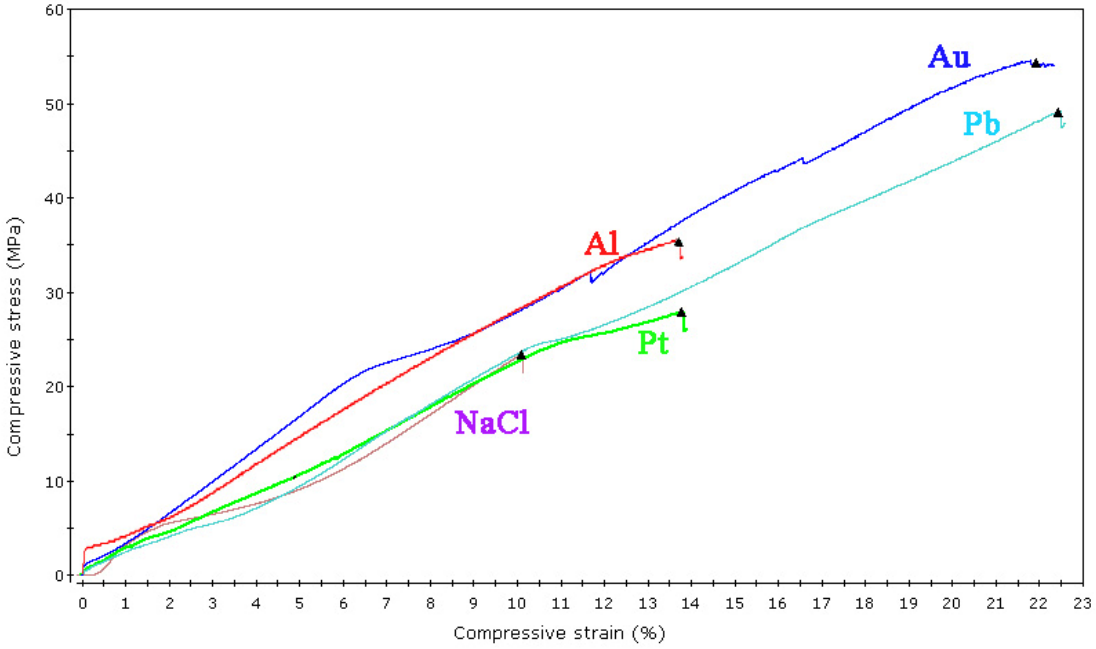


Рисунок 4 – Зависимость $\sigma(\varepsilon)$ для кристаллов NaCl легированных Al, Pt, Pb, Au.

Таблица 1 – Деформационные параметры кристаллов NaCl, исследуемых на сжатие

Образец	E, МПа	$\varepsilon_{пр}$, %	$\sigma_{пр}$, МПа	$\gamma_{ср} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, МПа/%
NaCl	273,42	9,96	23,13	2,18
NaCl+Au	333,38	22,01	54,46	2,52
NaCl+Al	272,27	13,15	34,94	2,45
NaCl+Pb	320,8	23,75	48,04	2,021
NaCl+Pt	292,58	13,53	27,75	2,024

При проведении испытаний на сжатие кристаллов, легированных одним и тем же металлом, прилегающих к катоду и к аноду, обнаружено, что в 1 случае увеличивается предел прочности и степень деформации. Это связано с преимущественным направлением диффузии металла от анода к катоду.

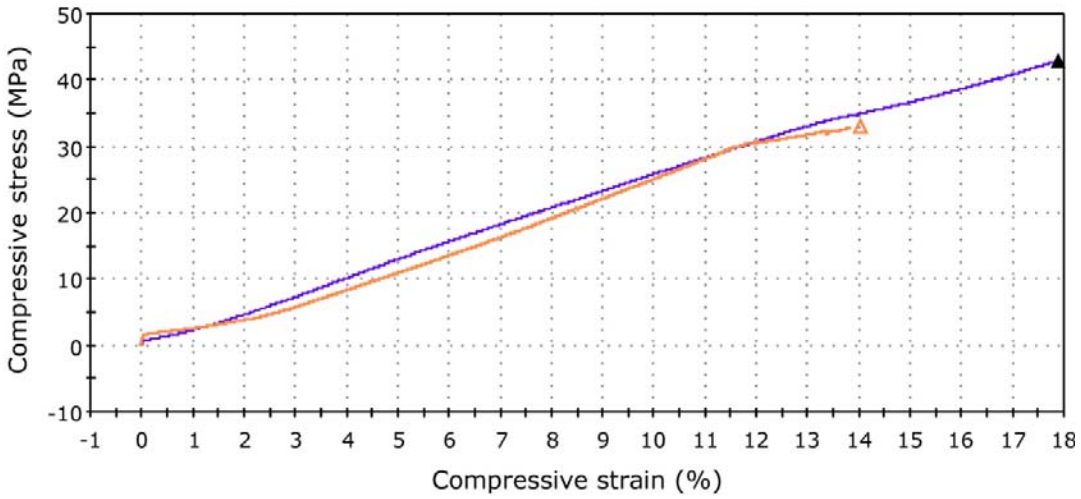


Рисунок 5 – Зависимость $\sigma(\varepsilon)$ для кристаллов NaCl легированных Al

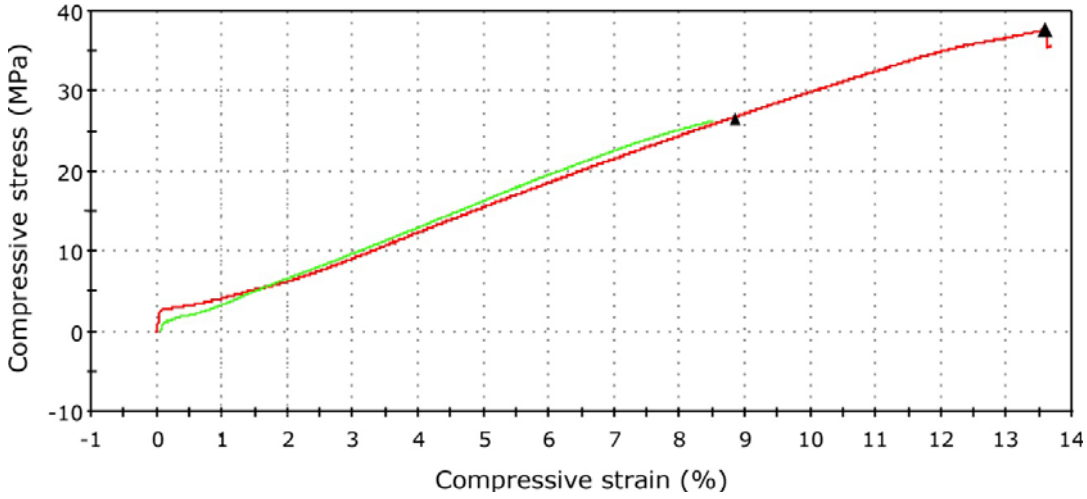


Рисунок 6 – Зависимость $\sigma(\varepsilon)$ для кристаллов NaCl легированных Au

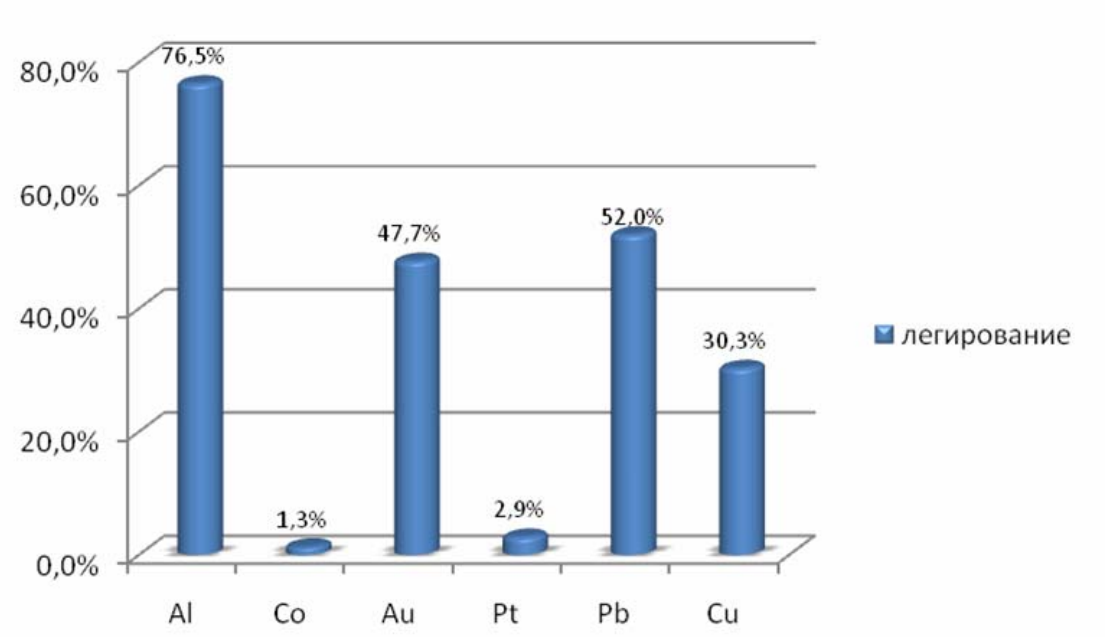


Рисунок 7 – Сравнительная диаграмма процентного увеличения микротвердости легированных кристаллов по отношению к кристаллам, не подвергавшимся обработке.

При измерении твердости по Виккерсу при нагрузке 0,2 Н исследуемых кристаллов было обнаружено увеличение микротвердости легированных кристаллов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-01-97514-а)

Список использованных источников

1. Кочергина Ю.А., Федоров В.А., Карыев Л.Г. Образование поверхностных малоразмерных структур в ЩГК при термоэлектрическом воздействии // Вестн. Тамб. ун-та. Сер. Естеств. и техн. науки. Тамбов, 2008. Т. 13. Вып. 1. С. 65-66.
2. Федоров В.А.. Карыев Л.Г., Мексичев О.А. Влияние теплоэлектрического воздействия на состояние поверхностей ЩГК // Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов. Сб. тр. XXXV семинара "Актуальные проблемы прочности". Псков,1999. С. 280-283.
3. Feodorov V.A., Karicv L.G., Mcksichcv O.A. Influence of heat and electrical field on condition of alkali-halidc crystal cleavage surface // Advanced material and processes. Fundamental problems of developing advanced materials and processes of XXI century: Proc. V Russian-Chinese Int. Symp. Baikalsk, 1999. P. 68.
4. Федоров В.А.. Карыев Л.Г., Мексичев О.А. Аккумуляция электрического заряда у поверхности ионных кристаллов при нагреве в электрическом поле // Физика и химия обработки материалов. 2002. №5. С. 87-89.
5. Кочергина Ю.А., Зайцев С.А. Образование поверхностных малоразмерных структур в ионных кристаллах под действием тепловых и электрических полей // Сб. материалов Всерос. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых по физике. Владивосток, 27-29 апр. 2009 г. Владивосток, 2009. С. 45-46.

ПОВЕДЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ LiF ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОГО ПОТОКА β – ЧАСТИЦ

© Новиков Г. В., Гриднев А. В., Чиванов А. В., Федоров В. А.
ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия
E-mail: feodorov@tsu.tmb.ru

BEHAVIOR OF LiF CRYSTALS UNDER THE INFLUENCE OF DENSITY β - PARTICLES

Novikov G. V., Gridnev A. V., Chivanov A. V., Feodorov V. A.
Derzhavin Tambov State University, Tambov, Russia
E-mail: feodorov@tsu.tmb.ru

In this study, we investigated impulse luminescence of LiF crystals under conditions of continuous exposure to the integrated flux of β - particles. Obtain dependency graphs of the crystal potential and the luminescence yield on the length of ionizing effects.

При упругом рассеянии на атомах β – частиц, для диэлектриков реализуется универсальный механизм создания радиационных дефектов, обусловленный смещением атомов кристаллической решетки из узлов в междоузлия. При умеренных энергиях первичный акт взаимодействия частицы с кристаллом прост - упругое парное соударение, подчиняющееся законам сохранения энергии и импульса, причем достаточным условием образования дефекта является передача атому кристаллической решетки некоторого количества энергии, превышающего характерную для ЩГК кристаллов пороговую энергию *E* порядка 10 эВ [1,2]. Необходимо учитывать, что при взаимодействии частиц с твердым телом основная доля их энергии расходуется не на процессы упругого смещения атомов, а на возбуждение электронной подсистемы кристаллов.

Электронно-ионные процессы преобразования дорадиационных дефектов существенно усложняют многие физические явления в ЩГК [3].

Цель работы: исследование воздействия низкоэнергетического высокоинтенсивного β - излучения на кристаллы LiF и сопровождающее это воздействие явлений.

Методика экспериментов

В качестве источника электронов использовали электронный микроскоп ЭМВ – 100Л. Флюенс и энергия β - частиц составляли - $1{,}2*10^{15}$ м$^{-2}$, 50 и 75 кэВ соответственно. Образцы помещали в основание колонны микроскопа, в которой создавалось давление 10^{-4} торр. В экспериментах использовали оптически прозрачные монокристаллы LiF содержание примесей в которых не превышало 10^{-3}% вес.

Радиационному воздействию подвергали кристаллы, подготовленные по следующим методикам:

1. Использовали свежевыколотые кристаллы (полученные непосредственно перед облучением) - I;
2. Использовали кристаллы предварительно облученные β – частицами в течение часа и затем вылежанные в течение недели при нормальных условиях - II.

Для регистрации излучения кристаллов использовали сурьмяно-цезиевый фотоэлемент “Ф-4”, волновой диапазон которого 215 - 600 нм , селеновый “Ф-54с” с диапазоном 420-700 нм и люксметр “Ю 116”. Исследование морфологии поверхности кристаллов до и после облучения проводили при помощи оптического микроскопа.

Результаты эксперимента

На рисунке 1 представлена схема проведения эксперимента. Кристалл (1) облучался потоком β – частиц после открытия экрана (3). Облучение кристаллов сопровождалось люминесценцией, которая фиксировалась фотоэлементом (4) установленным в непосредственной близости от кристалла. Сигнал от фотоэлемента поступал на АЦП (5) и далее на компьютер. Одновременно с регистрацией люминесценции измерялся потенциал на кристалле при помощи электрода встроенного в изоляционную подложку (2). Образующийся потенциал на кристалле также регистрировался компьютером.

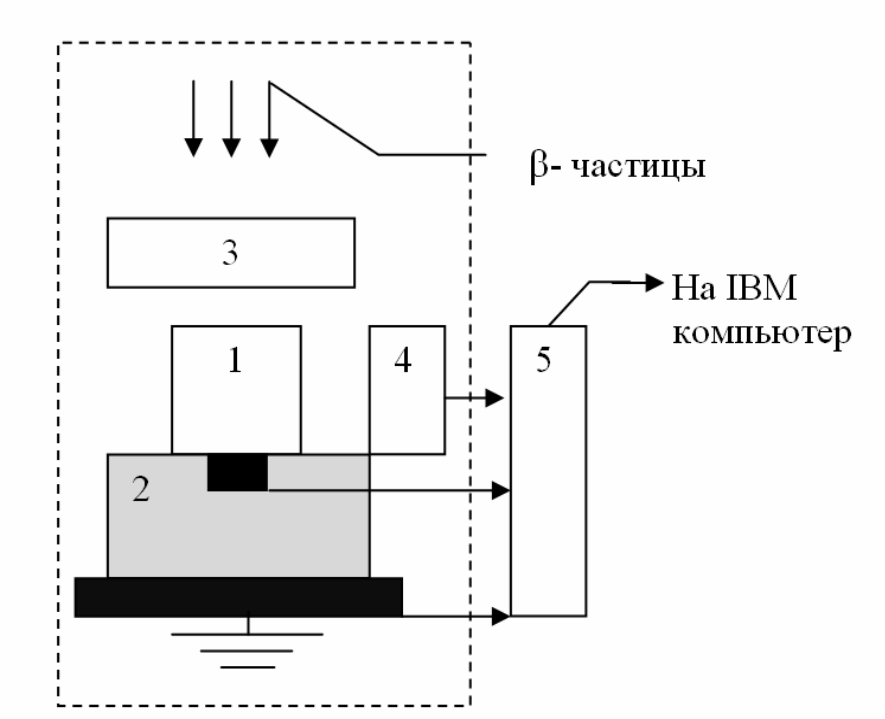


Рисунок 1 – Схема установки. 1 – Ионный кристалл; 2 – изолятор со встроенным электродом; 3 – перекрывающий экран; 4 – Фотоэлемент; 5 – АЦП; 6 – вакуумированное основание колонны ЭМВ – 100Л.

Было установлено, что наряду с постоянным свечением кристаллы LiF дают световые вспышки в видимом диапазоне. Наряду с импульсной люминесценцией было обнаружено, что ее разгорание и тушение сопровождается накоплением и сбросом потенциала кристалла см. рис. 2. Следует отметить, что степень выхода импульсной люминесценции и ее частота зависит от времени облучения и от методики подготовки образцов. Так для кристаллов I при малых временах облучения частота вспышек достигает 10 импульсов в секунду, но с меньшей интенсивностью, а при облучении в течение 1 часа частота вспышек снижается до двух раз, но при этом интенсивность вырастает в среднем до 1,5 раз. При облучении кристаллов II интенсивность и частота вспышек остаются постоянными с течением времени.

Для кристаллов подготовленных по методике I, была произведена оценка зависимости выхода люминесценции и потенциала кристалла от облучаемой площади кристалла, а также от энергии β - частиц. При облучении кристалла с площадью поверхности S = 6 см^2 светимость кристалла достигает ~ 4,5 люксов, величина потенциала на кристалле U~130 мВ, а при S = 0,84 см^2 светимость ~ 2,5 люкса, величина потенциала на кристалле U~35 мВ, при изменении энергии β – частиц с 50 до 75 кэВ все выше изложенные значения измеряемых величин увеличивались в среднем в 1,7 раза.

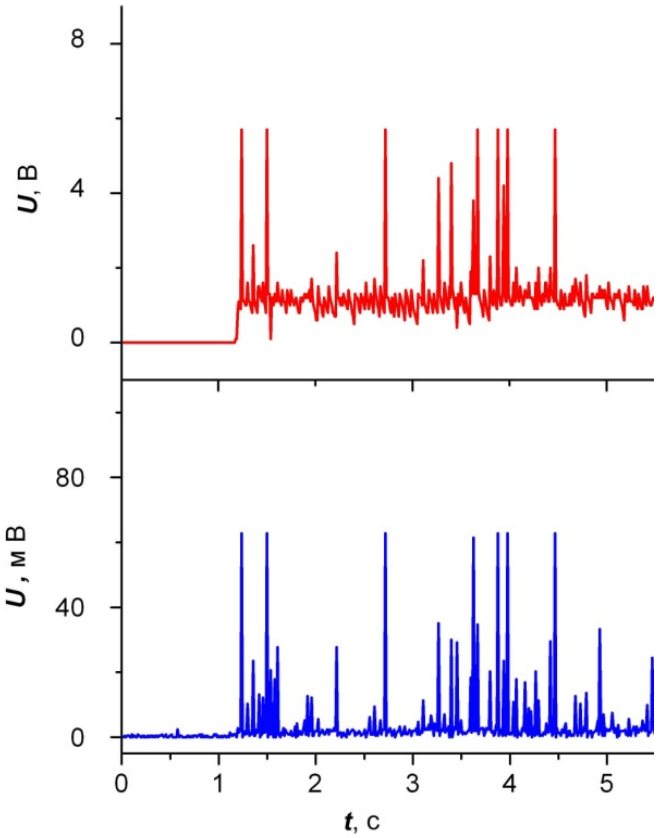


Рисунок 2 – Диаграмма зависимости потенциала кристалла LiF (U, В) и выхода люминесценции (U, мВ), фотоэлемент Ф-4, от времени облучения β- частицами с энергией 50 кэВ.

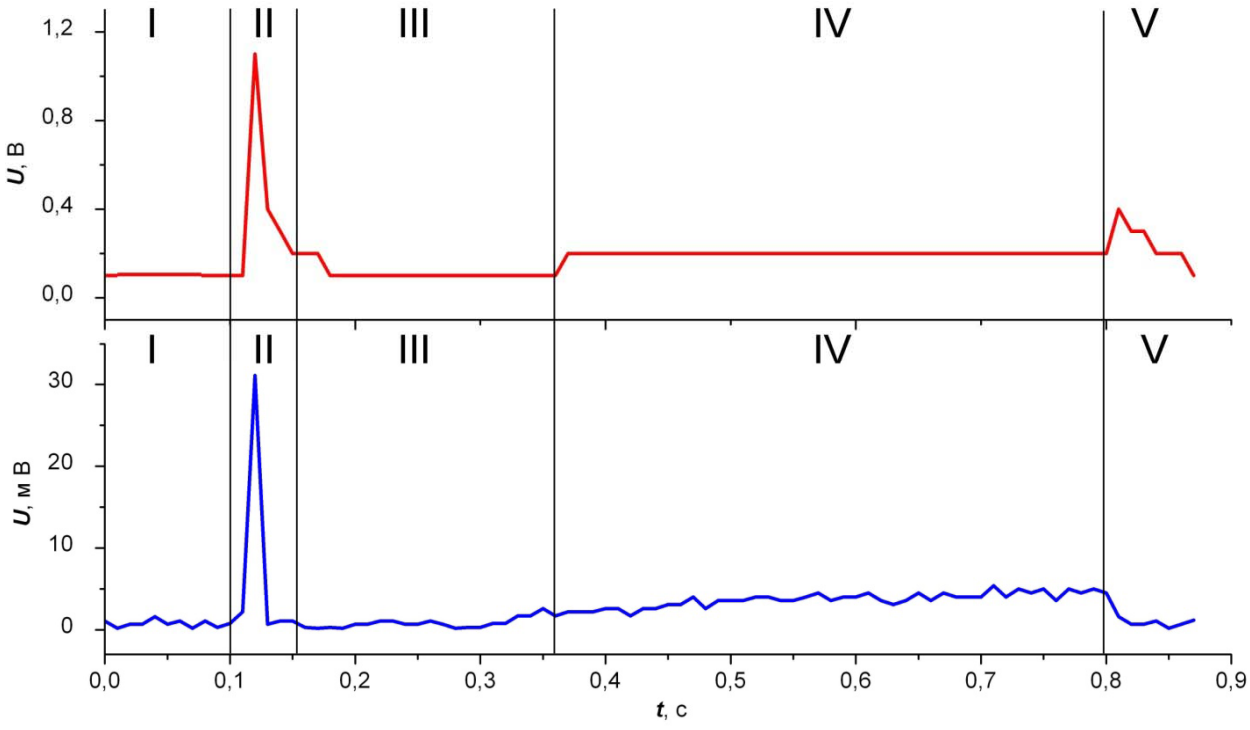


Рисунок 3 – Пошаговая развертка основных этапов люминесценции.

Отмечено, что облучение сопровождается некоторыми особенностями люминесценции. Было обнаружено, что при облучении кристалла I, спектр вспышек изменяется от коротковолнового к длинноволновому, в пределах видимого света. Кристалл II с начала облучения излучал в длинноволновом диапазоне.

На рис. 3 представлен одиночный импульс люминесценции разбитый на стадии. Стадия I – когда на кристалл не попадают электроны, далее, в стадиях II–V, кристалл облучается непрерывным потоком β - частиц; область II – вспышка импульсной люминесценции; область III – фаза релаксации, когда кристалл разряжается и не люминесцирует; область IV – катодолюминесценция кристалла, характеризуется постоянным свечением и потенциалом на кристалле вследствие непрерывного облучения; область V характеризуется увеличением потенциала кристалла с одновременным угасанием катодолюминесценции и возможным. После этого возможен как излучательный переход – очередной импульс люминесценции, так и безызлучательный переход.

При облучении непрерывным потоком β- частиц наблюдали пробой по поверхности кристалла подвергнутой воздействию.

При облучении кристалла LiF (методика I), в течение длительного времени пробой по его поверхности не наблюдали. Для кристаллов подготовленных по методике II, имеет место пробой по поверхности с начала облучения. Это вероятно связано с пострадиационными превращениями происходящими в кристалле в результате вылеживания после облучения.

Обсуждение результатов

Использование интенсивного потока β – частиц с энергией 50 и 75 кэВ позволяет достичь высоких уровней возбуждения электронной системы кристалла вплоть до разрушения поверхности. При передачи некоторой энергии превышающей пороговую энергию запретной зоны у ЩГК кристалла, приводит к появлению свободных электронов и дырок, так называемых неравновесных носителей заряда. При рекомбинации электронов и дырок, естественно, выделяется избыточная энергия, проявляющаяся в виде дополнительных колебаний кристаллической решетки кристалла или образования световых квантов. Рекомбинация электронов и дырок, приводящая к образованию фононов, называется безызлучательной; рекомбинация, приводящая к образованию фотонов, - излучательной. Последняя есть катодолюминесценция кристаллов ЩГК (рис. 3, стадия IV).

Наряду с появлением неравновесных носителей при облучении кристалла образуются кинетические центры окраски, которые при комнатной температуре испытывают более медленную релаксацию. В этом случае накопление центров окраски их последующая рекомбинация с образованием электронов и приводит к росту электронных концентраций, что и приводит к явлению импульсной люминесценции (Рис. 3, стадия II). При изучении спектра излучения кристалла LiF (I), а именно перехода от коротковолнового к длинноволновому излучению, можем говорить, что энергия выхода импульсной люминесценции с течением времени падает. Это вероятно связано с накоплением центров окраски в поверхности кристалла и уменьшением их частоты рекомбинаций.

Каждый пробой поверхности оказывает воздействие на диэлектрик за счет образования активных радикалов, излучения, повышенной температуры. Это ведет к постепенному разложению материала, росту давления в поре, появлению проводящих частиц.

В постоянном электрическом поле, инициируемом потоком β – частиц, кристаллы стареют за счет перемещения ионов разного знака к разным электродам. Ионы металла, будучи заряженными положительно, передвигаются к катоду и формируют вблизи катода металлические, проводящие структуры, способствующие инициированию электрического пробоя.

Выводы

Механизм развития импульсной люминесценции связан с процессами рекомбинации *F*- и других центров окраски.

Пробой диэлектриков обусловлен ионизацией поверхности электронами. Однако, электронные токи, сопровождаемые ударной ионизацией протекают в локальных участках слоя диэлектрика, в которых, в результате облучения произошла генерация линейных и точечных дефектов. Локальное протекание тока по поверхности в свою очередь вызывает еще более интенсивную локальную генерацию дефектов вследствие термопластических явлений, что стимулирует дальнейшее развитие пробоя [4-6].

Установлено что в зоне воздействия потока β – частиц возникают локальные разрушения кристалла LiF в виде поверхностных кратеров и многочисленных разрядных каналов.

Использование образцов подготовленных по двум различным методикам, позволяет учесть пострадиационные превращения в кристаллах, и влияние этих процессов на люминесценцию кристаллов и на пробой поверхности.

Список использованных источников

1. Seitz F. / Disc. Farad. // Soc, - 1949, - v. 5, - p. 271.
2. Кирсанов В. В., Орлов А. Н. // УФН, - 1984, - т. 142, - с. 219.
3. Лущик Ч. В., Лийдья Г. Г. // Тр. ИФА АН ЭССР, - 1958, - т. 7, - с. 193.
4. Радиационные центры окраски в приповерхностном слое кристаллов фтористого лития / А.П. Войтович, В.С. Калинов, Н.Н. Науменко А.П. Ступак. // Журнал прикладной спектроскопии. – 2006. – Т. 73, вып. 6. – С. 775-781.
5. В Франц / Пробой диэлектриков. // М.: - 1961. - 207 с.
6. Г.А. Воробьев, С.Г. Еханин, Н.С. Несмелов. / Электрический пробой твердых диэлектриков // ФТТ 2005 Т.-47, вып. 6, С. 1048-1052.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Буякова С. П., Кульков С. Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, . Томск, Россия

Томский государственный университет, Томск,, Россия

E-mail: sbuyakova@ispms.tsc.ru

MECANICAL BEHAVIOR OF POROUS NANOZIRCONIA

Buyakova S., Kulkov S.

Institute of Strenght Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

Tomsk state University, Tomsk, Russia

E-mail: sbuyakova@ispms.tsc.ru

It has been studied mechanical behavior of nano-zirconia ceramics. It was shown, that stress-strain diagrams are strongly depends on porosity and morphology of pores. It was shown that besides an elastic behavior and accumulation of microdamages in a samples there are nonlinear elasticity due to a rod-like elements which are forms after sintering and has a high strength of grain boundaries. These rod-like elements are losses micromechanical stability and are stipulates a high nonlinear elastic behavior of material. This nonlinear elasticity was observed above critical value of porosity, and correlated with first percolation threshold. It has been shown that microdamages accumulation process has threshold character and after local fracture the material are deformed on the former law.

Деформационное поведение компактных керамик под действием внешней нагрузки вплоть до разрушения характеризуется как линейно-упругое [1-4]. Присутствие в структуре керамик пор приводит к изменению характера деформационного отклика. Для пористых керамических материалов свойственны нелинейные законы связи между напряжением и деформацией [5–10]. Несмотря на возрастающий интерес к пористым керамическим материалам с точки зрения их практического использования, исследования в этом направлении, как правило, ограничиваются анализом влиянием пористости на прочностные свойства. Между тем, знания о связи деформационного поведения с объёмом порового пространства и геометрией пор позволили бы существенно расширить область применения пористых непластичных материалов.

Данная работа посвящена изучению влияния объёма порового пространства и геометрии пор на деформационное поведение и механические свойства нанокристаллической керамики на основе частично стабилизированного диоксида циркония. Циркониевая керамика занимает особое положение в спектре керамических материалов, в силу реализации мартенситного превращения метастабильной высокотемпературной модификации ZrO_2 в низкотемпературную модификацию под действием нагрузки она отличается высокой вязкостью разрушения. Создание стабильной нанокристаллической структуры позволяет добиться в керамике сочетания развитой пористости и высокой прочности пористого керамического каркаса.

В качестве материалов для исследований использовались два класса образцов циркониевой керамики, отличающихся отношением среднего размера пор к среднему размеру зерна. Так часть образцом имела поры, средний размер которых соизмерим с размером зерна (далее в тексте «микропористость»), в другой части образцов средний размер пор на несколько порядков превышал средний размер зерна («макропористость»). Керамика получена из высокодисперсного порошка твёрдого раствора на основе диоксида циркония состава ZrO_2 – 3 % мольн. Y_2O_3. Диоксид циркония в керамике находился преимущественно в высокотемпературной тетрагональной модификации (более 90 %), размер её кристаллитов, определённый по уширению рентгеновских рефлексов, не превышал 50 нм. Образцы подвергались испытаниям на сжатие с постоянной скоростью наружения $1.6 \cdot 10^{-6}$ м/с.

Сопоставление σ-ε диаграмм, полученных при испытаниях на сжатие керамики с микропористостью, показало, что их вид сильно зависит от объёма порового пространства. Деформационные диаграммы керамики с пористостью менее ≈ 20% линейны с незначительным отклонением от линейности на вершине, рис. 1 (*а*), обусловленным диссипацией энергии распространяющейся трещины на тетрагонально-моноклинное превращение в ZrO_2, реализующееся во фронтальной зоне трещины. Диаграммы деформирования керамики ZrO_2 с пористостью выше 20% отличались более сложным видом и в большинстве случаев имели нисходящую ветвь с постепенным уменьшением напряжения в образцах. На восходящих ветвях этих диаграмм линейные участки чередовались с участками резкого падения напряжения и, кроме того, они имели не характерный для диаграмм деформирования консолидированных непластичных материалов прогиб вниз, рис. 1 (*б-г*).

Аналогичный характер деформационных диаграмм, но с большей величиной прогиба вниз восходящей ветви, наблюдался и для керамики ZrO_2 с макропористостью, полученной с использованием порообразующих добавок, рис. 2.

Число вертикальных участков резкого падения напряжения и глубина прогиба деформационных диаграмм возрастали с увеличением пористости в керамике. Чередование на кривых нагружения линейных участков, соответствующих упругому деформированию, с участками резкого падения напряжения свидетельствует о постепенном накоплении микроповреждений пористой керамикой в процессе деформирования. Инициируя процесс разрушения, пористость ограничивает развитие трещин, вследствие чего повреждения имеют локальный характер и материал в целом не утрачивает способности к дальнейшему деформированию.

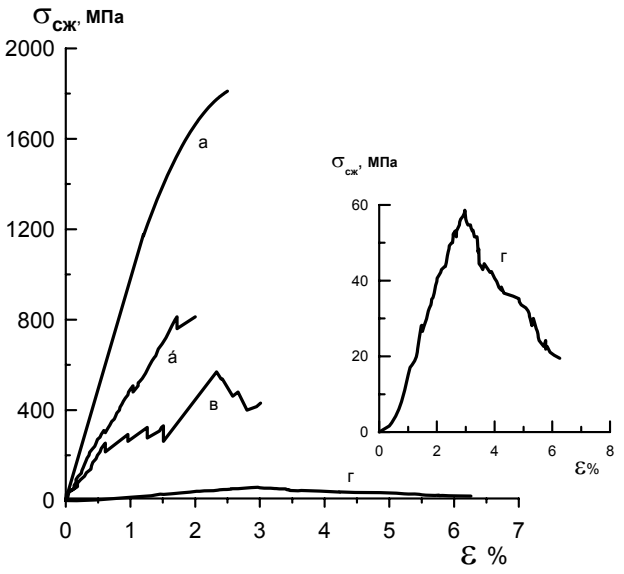


Рисунок 1 – Диаграммы деформирования при сжатии керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ со средним размером пор, соизмеримым с размером зерна. Кривые нагружения характерны для керамики с пористостью: *а*) от 2 до 15%, *б*) от 20 до 30%, *в*) от 30 до 50%, г) более 50%.

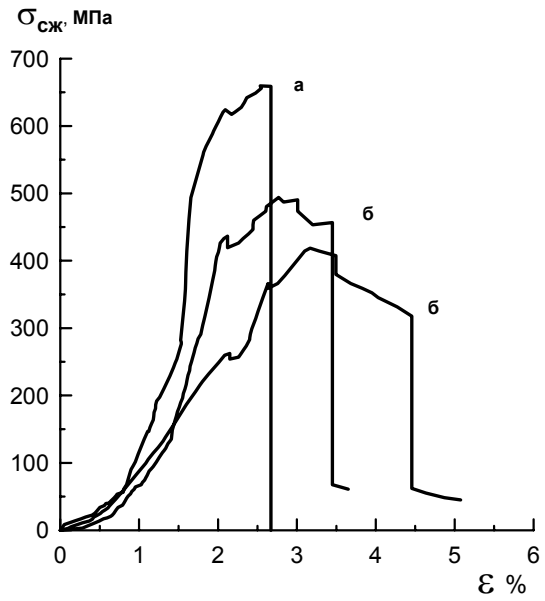


Рисунок 2 – Диаграммы деформирования при сжатии керамики, полученной из высокодисперсного порошка $ZrO_2(Y_2O_3)$ при использовании порообразователя в виде частиц с размером 0,1-250 мкм. Диаграммы получены при испытании образцов, спечённых при $\alpha = 0{,}63$ в течение:
а) 5 часов ($\Theta = 20$ %, <*d*пор> = 98,7 мкм), *б*) 3 часов ($\Theta = 23$ %, <*d*пор> = 99,7 мкм), *в*) 1 часа ($\Theta = 25$%, <*d*пор> = 100,5 мкм).

При перестройке в двойных логарифмических координатах деформационные диаграммы, регистрируемые при сжатии керамики ZrO_2 с пористостью менее 20%, преобразовались в прямую линию. Показатель степенной функции $\sigma=K\varepsilon^n$ для этих диаграмм имеет значения, близкие к единице (n=0.93 ÷ 0.98), поведение под нагрузкой этой керамики линейно-упругое. Деформационные диаграммы керамики с пористостью более 20 % в результате логарифмирования преобразовались в ломаные линии, состоящие из нескольких линейных отрезков с разным наклоном к оси абсцисс. На каждой из логарифмированных кривых нагружения присутствовали отрезки, для которых $n>1$ и $n\leq 1$. С увеличением интегральной пористости в керамике наблюдалась тенденция к увеличению n для всех отрезков логарифмированных диаграмм деформирования.

Характер зависимости показателя параболичности n от объёма порового пространства, рисунок 3, для диаграмм деформирования керамики, полученной из нанокристаллического порошка ZrO_2, даёт основания утверждать, что существует критическое значение пористости, при котором деформационное поведение материала принципиально изменяется – появляется показатель степенной функции n со значением, превышающим единицу, материал фактически разделяется на две подсистемы, по разному деформирующиеся под действием внешнего нагружения. Фиксируемые изменения в характере деформирования керамики связаны с качественным изменением пористой структуры. При пористости в керамике более 20% вклад в интегральную пористость сообщающихся пор начинает превалировать над вкладом изолированных пор.

Керамика ZrO_2 с пористостью более 20% имела каркасную структуру, составленную линейными цепочками нанокристаллических зёрен с высокой прочностью связи на границах. В качестве причин обратного прогиба деформационных диаграмм ($n>1$) рассматривались, во-первых, перемещение локальных объёмов материала в поровое пространство под действием нагрузки и, во-вторых, проявление нелинейной упругости стержневыми элементами, подоб-

но продольно нагруженным стержням в механике. Как показали детальные исследования поверхности деформируемых образцов керамики с сообщающейся пористостью, на участке прогиба деформационных диаграмм в нагружаемых образцах разрушение материала и перемещение локальных объёмов в поровое пространство не происходит. Кроме того, на участке прогиба деформационные диаграммы полностью обратимы по деформации, что также свидетельствует об отсутствии разрушения в нагружаемых образцах.

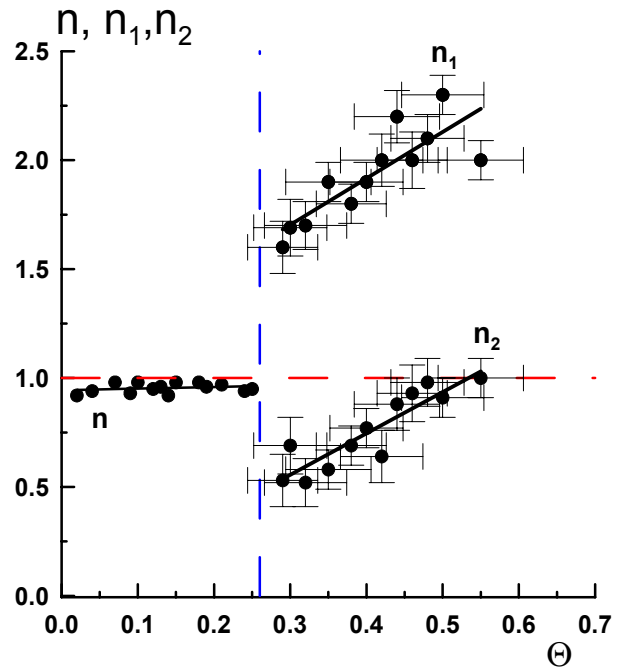


Рисунок 3 – Величина показателя степени уравнения $\sigma = K\varepsilon^n$ для диаграмм деформирования нанокристаллической керамики ZrO_2 в зависимости от объёма порового пространства (n_1 – показатель степени уравнения деформирования первых участков логарифмированных кривых нагружения, n_2 – усреднённое значение показателя степени для всех участков, кроме первого).

Произведённый в работе анализ деформационного отклика на прилагаемую нагрузку стержневых элементов, составляющих структуру керамического каркаса, с позиций механики сплошной среды показал возможность их деформации с потерей механической устойчивости без разрушения. Рассмотрев стержень, состоящий из n частиц диаметром D, спекшихся по площадкам диаметром d, получено условие прочности и определены области значений отношения D/d (для деформации $\Delta\varepsilon = 1\%$), в которых материал деформируется без разрушения, но с потерей устойчивости. В соответствии с этими оценками даже при потере устойчивости малозвенных ($n = 2,3,4\ldots$) стержневых структур, при достаточно малых D/d, возможна их значительная макродеформация как структурных элементов, осуществляемая в упругой области.

Исследования механических свойств пористой нанокристаллической керамики ZrO_2 показали, что в интервале объёма порового пространства от 5 до 70% предел прочности и модуль упругости изменяются по закону, близкому к экспоненциальному (для аппроксимации данных по прочности и эффективному модулю упругости использована зависимость вида $M = M_к e^{-b\Theta}$, где $M_к$ – свойство беспористой керамики, b – константа, учитывающая структуру керамики), рисунки 3, 4.

Независимо от объёма порового пространства в керамике ZrO_2 на поверхности разрушения регистрировалось приращение количества моноклинной фазы диоксида циркония, что является доказательством реализации трансформационного упрочнения. Оценка количества моноклинной фазы диоксида циркония, образовавшейся в образцах керамики при нагружении, показала, что доля превращённой моноклинной фазы составляет от 15 до 20%.

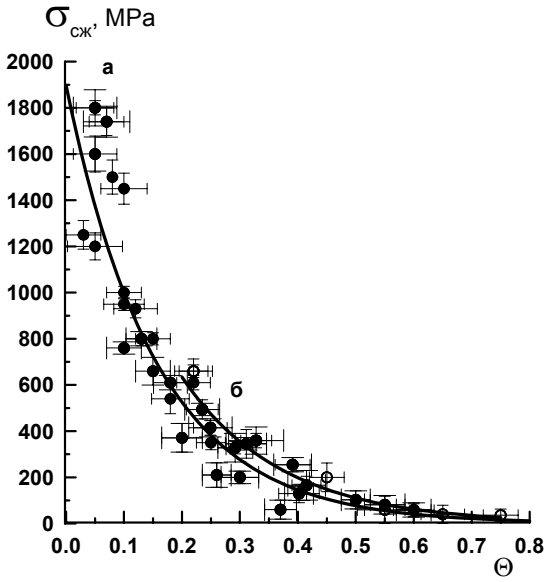


Рисунок 3 – Влияние пористости на предел прочности при сжатии керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$. Зависимости соответствуют: *а*) керамике с микропористостью; *б*) керамике с макропористостью.

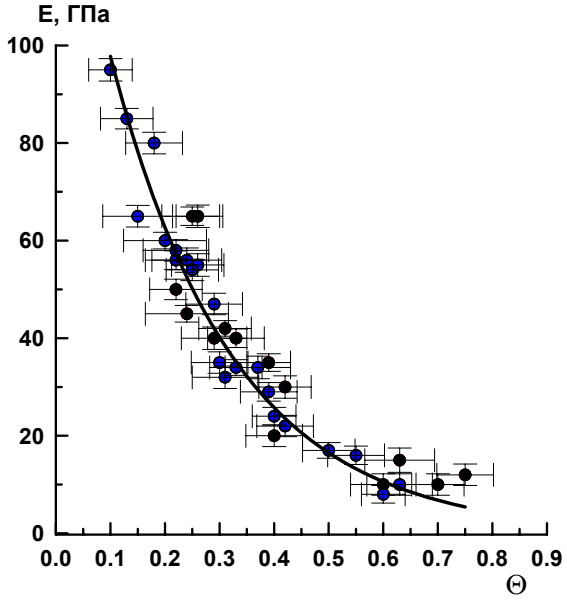


Рисунок 4 – Зависимость эффективного модуля упругости керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ от объёма порового пространства.

Список использованных источников

1. Беляков А.В. Бакунов В.С. Процессы происходящие при разрушении керамики // Стекло и керамика.- 1997.- № 9- с. 15-19.
2. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения.- М.: Наука, 1974.- 640 с.
3. Нотт Дж.Ф. Основы механики разрушения.- М.: Металлургия, 1978.- 256с.
4. Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения М.: Металлургия, 1979.- 278 с.
5. Гогоци Г.А. Островский Д.Ю. Механическое поведение керамики и кристаллов на основе диоксида циркония. Сообщ. II. Испытания при изгибе // Пробл. Прочности.- 1995.- № 7.- с. 41-47.
6. Гогоци Г.А. К вопросу о классификации малодеформирующихся материалов по особенностям их поведения при нагружении.- Проблемы прочности, 1977.-235 с.
7. Гогоци Г.А., Галенко В.И., Завада В.П., Свейн М.В. Деформирование и разрушение диоксидциркониевой керамики, стабилизированной CeO2. 1. Прочность и деформативность // Огнеупоры.- 1995.- № 1.- с. 8-12.
8. Кульков С.Н., Панин С.В.Ю, Буякова С.П., Любутин П.С., Формирование поверхностных структур при деформации пористых непластичных сред Физическая мезомеханика 2006 г. – т 9 спец. выпуск. (83-86)
9. Баранникова С.А., Буякова С.П., Зуев Л.Б., Кульков С.Н. О локализации деформации при сжатии образцов керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ Письма в ЖТФ 2007 г. (57-64).
10. Кульков С.Н., Буякова С.П., Масловский В.И. Структура, фазовый состав и механическое поведение керамики на основе диоксида циркония // Вестник ТГУ. – 2003. – в.13. с. 61-87.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СПОСОБНОСТИ К УПРОЧНЕНИЮ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ, РАБОТЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЦАРАПАНИИ И АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Филиппов М. А., Буров С. В., Легчило В. В., Антонов С. В., Мухаметярова Е. Н.
Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
г. Екатеринбург, Россия
E-mail: leg_1@mail.ru

CONNECTION BETWEEN HARDENABILITY OF WORK SURFACE, WORK FRACTURE AT SCRATCHING AND ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF AUSTENITE MANGANESE STEELS

Filippov M. A., Burov S. V., LegchiloV. V., Antonov S. V., Muchametjarova E. N.
Ural Federal University name First President of Russia B.N. Eltsin, Yekaterinburg, Russia
E-mail: leg_1@mail.ru

By means of durometer, x-ray and metallographic analyses it was studied connection between abrasive wear resistance with hardenability of work surface and work fracture at scratching austenitic steels of system 1,1% C–Fe–Mn with manganese concentration 3-13 % and handling stability of austenite. It was show that steels with metastable austenite provide high level of effective microhardness, level of work fracture at scratching and higher abrasive wear resistance of steels (on 40-50 %) as compare with stabile austenite steel 110G13.

В износостойких сталях и сплавах легированный марганцем углеродистый аустенит является одной из главных структурных составляющих, обеспечивающих высокую износостойкость при абразивном изнашивании и ударную вязкость материалов. Марганцовистый аустенит, содержащий 1,0–1,4% углерода и 10–14% марганца, служит основой широко распространённой высоколегированной износостойкой стали 110Г13Л, применяемой в условиях ударно-абразивного изнашивания. Причиной универсального использования стали 110Г13Л в горно-металлургическом, строительно-дорожном оборудовании, на транспорте и др. отраслях техники является высокая способность стабильного марганцовистого аустенита к деформационному упрочнению благодаря низкой энергии дефектов упаковки в необычайно широком марочном диапазоне концентраций по основным элементам, что обусловливает технологичность стали при выплавке.

Более высокая износостойкость при абразивном изнашивании, чем у стали 110Г13Л, достигается в экономно легированных марганцовисто-углеродистых сталях, одержащих 5–8% марганца при 1,2–1,4 % углерода, аустенит в которых становится метастабильным по отношению к деформационному γ→α превращению и образующийся дисперсный углеродистый мартенсит деформации вносит дополнительный вклад в упрочнение, повышая твёрдость рабочей поверхности [1]. Возможность использования в целях повышения износостойкости стали 110Г13Л деформационных мартенситных превращений в аустенитных сталях системы Fe–Mn–C представляет интерес с точки зрения структурно-энергетического подхода к выбору износостойких материалов, с позиций экономии ферромарганца и улучшения экологической ситуации при производстве отливок вследствие снижения в этих сталях концентрации марганца.

В данной работе рассмотрены стали системы 1,1 % C–Fe–Mn в широком диапазоне концентрации марганца (3–13 %), охватывающем стали с различной стабильностью аустенита по отношению к мартенситным превращениям, с точки зрения особенностей взаимосвязи их способности к упрочнению в процессе изнашивания с работой разрушения при царапании и абразивной износостойкостью.

Материалом исследования служили стали системы Fe–Mn–C: 110Г13; 110Г8; 110Г6; 110Г3Х3, химический состав которых указан в табл. 1. Слитки выплавлялись в

индукционной печи емкостью 60 кг и были прокованы в прутки сечением 12х12. Из закалённых в воде от 1100 ^{0}С заготовок изготавливались образцы размером 10х10х25.

Таблица 1 – Химический состав сталей

Сталь /химический элемент (% по массе)	C, %	Mn, %	Si, %	P, %	S, %
110Г6	1,12	5,96	0,57	0,048	0,018
110Г8	1,05	7,90	0,60	0,042	0,015
110Г13	1,10	13,00	0,65	0,050	0,01
110Г3Х3	1,03	2,99	0,55	0,053	0,022

Изучение абразивной износостойкости проводили на установке, смонтированной на базе строгального станка. Образцы с площадью рабочей части 10х10 мм совершали возвратно–поступательное движение по шлифовальной бумаге 14А32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Путь трения образца за одно испытание при скорости движения 0,158 м/сек составлял 78 м. Нормальная нагрузка, действующая на образец, 10 Н (удельная нагрузка 1 МПа). Величина поперечного смещения шлифовальной бумаги за один двойной ход образца равнялась 1,2 мм. Абразивная износостойкость определялась по результатам двух параллельных испытаний (эталон – сталь 110Г13Л), сравнение результатов производили через относительные единицы:

$$K_{изн} = M_э/M_{о,}$$

где $K_{изн}$ – коэффициент относительной износостойкости, $M_э$ – потеря массы стали Гадфильда, $M_о$ – потеря массы испытуемого образца.

Основу установки для измерения работы разрушения при царапании составляет модернизированный прибор для измерения микротвёрдости ПМТ-3, в котором индентор закреплён на свободном конце тензометрической балки[*)]. В качестве индентора применялась четырехгранная алмазная пирамида с углом при вершине 136° по ГОСТ 9450-76 от прибора ПМТ-3. Оптическая система прибора используется для ориентации рабочего органа прибора по месту и направлению трассы царапания в исследуемой области микрошлифа. Исследуемый образец жестко закрепляется на рабочем столике прибора, снабжённом электромеханическим приводом перемещения и тензометрическим датчиком этого перемещения. Установка позволяет автоматически регистрировать нормальную составляющую усилия вдавливания алмазной пирамиды и изменение усилия при разгрузке, а также усилие царапания при перемещении образца под вдавленной алмазной пирамидой. Кроме того, фиксировалась глубина внедрения индентора. В данном случае, характер взаимодействия индентора и образца наиболее точно соответствует условиям абразивного изнашивания. Критерием оценки износостойкости представляют напряжение царапания, равное отношению тангенциальной составляющей усилия при склерометрировании к площади сечения царапины. Сигналы тензодатчиков усилия царапания и величины перемещения, усиленные двухканальным тензоусилителем, регистрируются самопишущим двухкоординатным миллиамперметром. Таким образом, получаем диаграмму горизонтальной составляющей усилия царапания по длине царапины, по которой возможно определить усилие царапания в любой точке трассы. Расчётное выражение для определения удельной энергии разрушения получено как отношение усилия царапания в определённой точке трассы к площади удалённого металла в данной точке:

$$\Delta U = 4 \cdot T / B^2 \cdot \text{tg } 22 ,$$

*) Выполнено А.М. Фивейским [2].

где U – удельная работа разрушения, кДж/м^2, B – ширина царапины, см, T – горизонтальная составляющая силы, Н

Рентгеноструктурный анализ фазового состава проведён на аппарате ДРОН-2.0 в Co-K_α-излучении[**)]. Расчёт температуры $M_н$ исследуемых сталей выполнен по формуле А.А. Попова [3].

Результаты испытаний после абразивного изнашивания приведены в табл. 2. Видно, что абразивная износостойкость сталей с 1,1 % С закономерно возрастает по мере уменьшения концентрации марганца от 13 до 3 %. С уменьшением концентрации марганца так же монотонно увеличиваются такие параметры, как микротвёрдость на поверхности изнашивания и удельная работа разрушения при царапании. Помимо этого, в табл. 2 приведены результаты расчёта коэффициента упрочнения ($H_{пов}$/ $H_{исх}$), исходной микротвёрдости, точки начала мартенситного превращения и количества мартенсита на поверхности после абразивного износа.

Таблица 2 – Результаты испытаний при абразивном изнашивании ($K_{изн}$), микротвёрдость поверхности до ($H_{исх}$) и после ($H_{пов}$) испытания, удельная работа разрушения при царапании (W) и количество мартенсита на поверхности (∑М) исследуемых сталей

Марка стали	$K_{изн}$	$H_{пов}$, кг/мм^2	$H_{исх}$, кг/мм^2	$H_{пов}$/ $H_{исх}$	W, кДж/см^3	$M_{н(расч)}$, ^{0}С	∑М,%
110Г13	1,00	550	230	2,26	8,36	-269	0
110Г8	1,39	617	224	2,93	9,04	-195	35
110Г6	1,41	657	201	3,07	9,54	-124	40
110Г3Х3	1,57	845	297	2,85	10,56	-13	35

Изменение коэффициента износостойкости при абразивном износе показано на рис. 1. Видно, что с увеличением марганца в сталях с 1,1 % С коэффициент убывает, что объясняется вкладом образования мартенсита деформации и упрочнения поверхности при абразивном изнашивании.

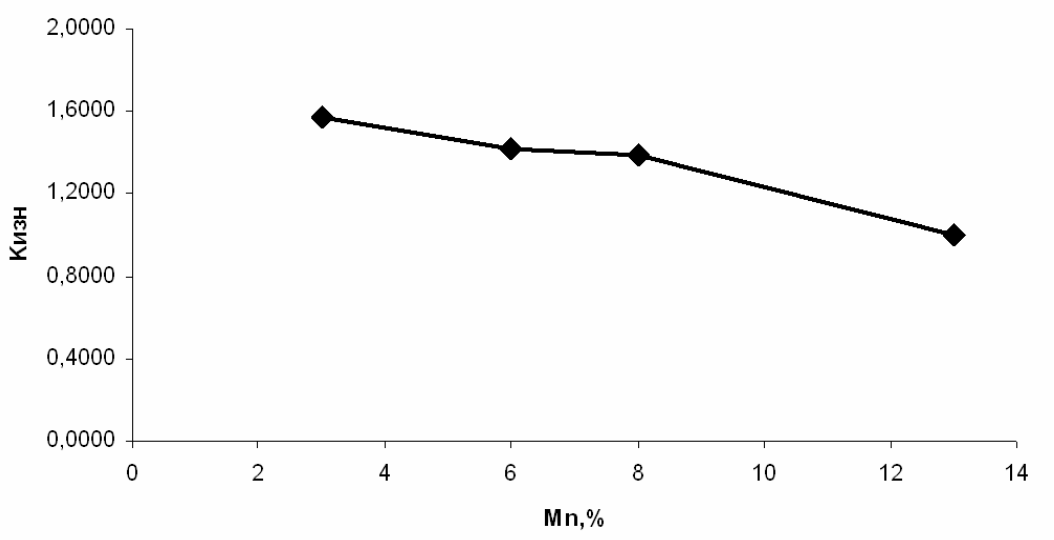


Рисунок 1 – Изменение коэффициента относительной износостойкости при абразивном износе от количества Mn в сталях с 1,1 % С

**) Выполнено Л.Д. Чумаковой.

Изменение коэффициента упрочнения показано на рис. 2. В метастабильных сталях с 3…8 % Mn коэффициент выше, чем у стали Гадфильда, однако у стали 110Г3Х3 несколько ниже сталей 110Г6 и 110Г8 за счет более высокой исходной микротвёрдости поверхности.

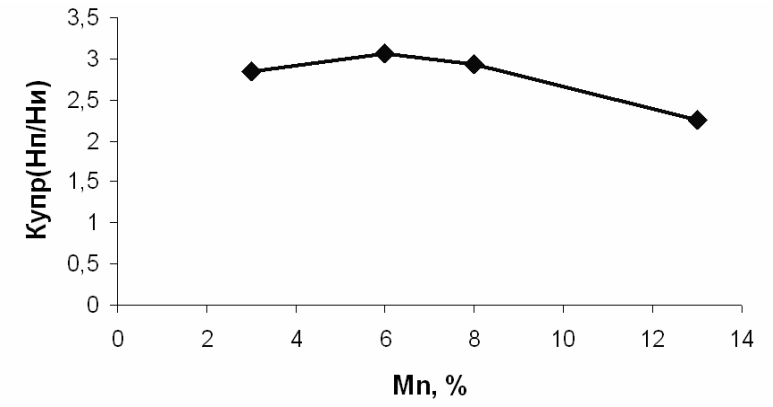


Рисунок 2 – Изменение коэффициента упрочнения поверхности при абразивном изнашивании от количества Mn в сталях с 1,1 % С.

Как показано Л.Г. Коршуновым, для сравнительной оценки сопротивления изнашиванию марганцевых аустенитных сталей целесообразно использовать величину не исходной перед испытанием микротвёрдости, а эффективной микротвёрдости ($H_{эф.}$), которая складывается из суммы исходного значения микротвёрдости (H_0) и его прироста (ΔH) на поверхности изнашивания: $H_{эф} = H_0 + \Delta H$ [4]. Эффективная микротвёрдость, в отличие от отдельных значений механических свойств, служит комплексной характеристикой прочности поверхностного слоя материала, учитывающей, наряду с исходной твердостью, также и упрочнение, вносимое фазовыми превращениями в процессе изнашивания и деформационным упрочнением присутствующих и вновь образующихся фаз, в частности, упрочнение от образования мартенсита деформации. Эффективная микротвердость исследуемых сталей после абразивного износа представлена на рис. 3.

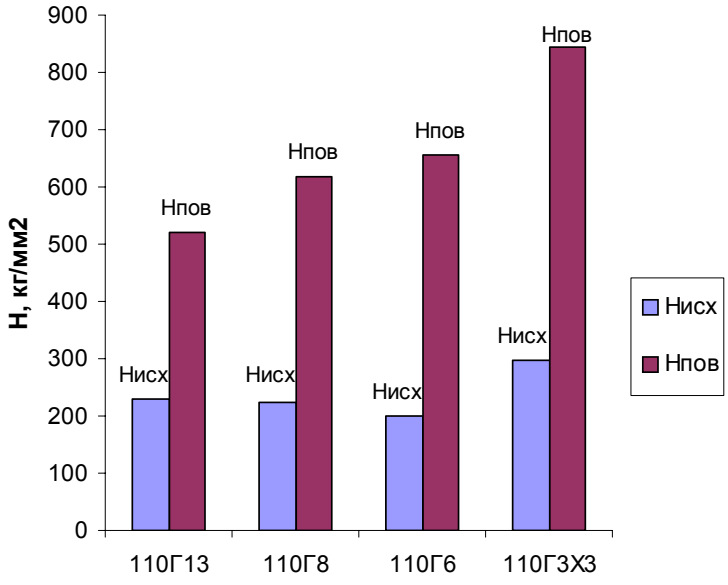


Рисунок 3 – Эффективная микротвёрдость исследуемых сталей при абразивном изнашивании в сталях системы Fe–Mn–1,1%C.

Стабильность аустенита возрастает по мере увеличения содержания как марганца, так и хрома [3], однако в данной работе закономерного уменьшения количества мартенсита деформации на рабочей поверхности образцов МАС 110Г6, 110Г8 и 110Г3Х3 после испытания на изнашивание по закреплённому абразиву не обнаружено (табл. 2), то есть тесной взаимосвязи между количеством «мартенсита трения» и степенью упрочнения поверхности для исследуемых сталей не наблюдается. Количество мартенсита на поверхности образцов МАС 110Г6, 110Г8 и 110Г3Х3 составляет 35…40 % и находится в пределах ошибки определения фазового состава методом рентгеноструктурного анализа. Возможно, что поскольку глубина слоя, с которого получена интерферограмма при рентгеноструктурном анализе в Co-K_α-излучении, составляет до 9 мкм, непосредственно на поверхности разрушения имеет место различная интенсивность образования мартенсита.

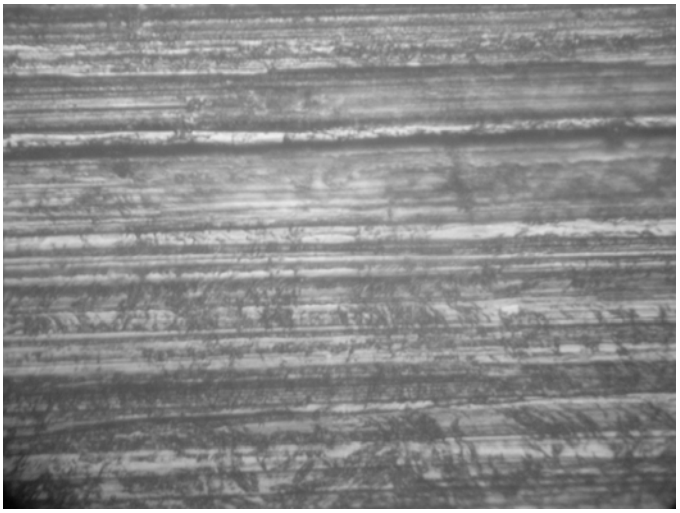


Рисунок 4 – Микроструктура стали 110Г8 на поверхности после абразивного изнашивания: $^{x}800$

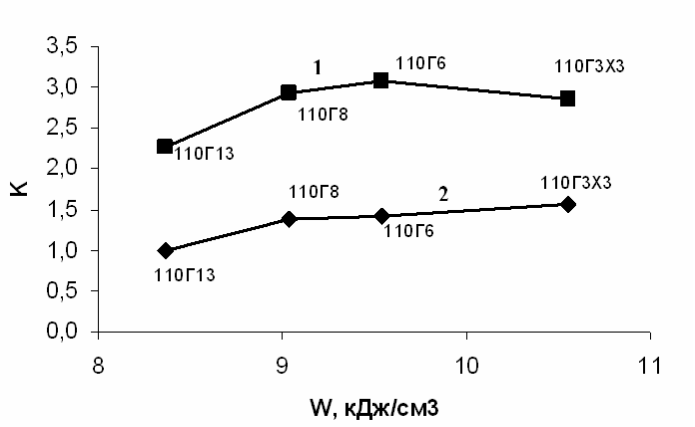


Рисунок 5 – Изменение коэффициента износостойкости и коэффициента упрочнения в зависимости от удельной работы разрушения при царапании исследуемых сталей: 1 – коэффициент упрочнения ($K_{упр}$); 2 – коэффициент износостойкости ($K_{изн}$).

Дисперсные кристаллы мартенсита деформации в сталях 110Г3Х3, 110Г6, 110Г8, размеры которых ограничены шириной следа царапины после абразивного изнашивания, образуются под определенными углами в виде параллельных рядов (рис. 4). В стали 110Г13 образование мартенсита деформации металлографически также не обнаружено. Известно, что кристаллы мартенсита деформации образуются при прохождении частиц абразива в зоне растяжения в соответствии с известными ориентационными соотношениями решеток аустенита и мартенсита. Механизм разрушения поверхности при абразивном изнашивании моделируется испытаниями на удельную работу разрушения при единичном акте царапания. Величина удельной работы разрушения увеличивается по мере уменьшения стабильности аустенита исследуемых сталей от стали 110Г13 к стали 110Г3Х3 аналогично величине эффективной микротвёрдости рабочей поверхности (табл. 2). Даная зависимость объясняется тем, что образование мартенсита деформации в процессе царапания увеличивает прочность металла при оттеснении и срезе, поэтому удельная работа разрушения увеличивается с уменьшением марганца в стали.

Из сравнения графиков зависимости коэффициента износостойкости и коэффициента упрочнения от удельной работы разрушения при царапании на рис. 5 видно, что обе эти величины закономерно уменьшаются в зависимости от удельной работы разрушения, то есть абразивная износостойкость однозначно связана с этой характеристикой, как удельная работа разрушения сталей при царапании. С другой стороны, абразивную износостойкость

можно прогнозировать с помощью более просто определяемой характеристики эффективной микротвёрдости рабочей поверхности.

Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем воздействии наиболее эффективно производится структурой с метастабильным аустенитом, превращающимся в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита, в сочетании с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя и формирование сжимающих напряжений обеспечивают высокую стойкость при контактном воздействии на поверхность. Метастабильные аустенитные стали рассматриваются в качестве эффективного материала, удовлетворяющего принципам синергетического подхода к диссипативным системам [5-7].

Выводы

1. Проведено сравнительное изучение абразивной износостойкости при испытании по закреплённому абразиву закалённых от 1100 ^{0}С в воду сталей с 1,1 % углерода и переменной концентрацией марганца – 3, 6, 8 и 13 % во взаимосвязи с деформационными мартенситными превращениями, работой разрушения при царапании и способностью к упрочнению под действием абразивных частиц.
2. Использование критерия М.М. Хрущова для предварительной оценки абразивной износостойкости применительно к сталям системы Fe-Mn-C со структурой метастабильного аустенита, превращающегося в мартенсит в процессе изнашивания, имеет ту особенность, что оценивать необходимо не исходную перед испытанием твёрдость, а так называемую «эффективную микротвёрдость», величина которой после измерения на рабочей поверхности адекватно характеризует сопротивление абразивному изнашиванию метастабильных аустенитных сталей.
3. Образование до 40 % дисперсных кристаллов α-мартенсита деформации на поверхности образцов исследуемых сталей 110Г3Х3, 110Г6 и 110Г8 с метастабильным аустенитом обусловливает высокий уровень эффективной микротвёрдости, более высокий уровень работы разрушения при царапании и более высокую на 40-50 % износостойкость сталей по сравнению со стабильным аустенитом стали 110Г13.

Список использованной литературы

1. Филиппов М.А. Метастабильный марганцевый аустенит как структурная основа сталей с высокой стойкостью в условиях динамического контактного нагружения. Металловедение и термическая обработка металлов. 1995, № 10. С.10–15
2. Королев Н.В., Фивейский А.М. Метод оценки удельной энергии разрушения наплавочных сплавов. Материалы докладов 19^{й} н.-т. конф. сварщиков Урала.- Челябинск, ЦНТИ, 2000. с. 166-168.
3. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. М.Металлургия, 1988. 257 с.
4. Коршунов Л.Г. Изнашивание металлов при трении // Металловедение и термическая обработка стали / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1991. Т. 1, кн. 2. С. 387 – 413.
5. Богачёв И.Н., Минц Р.И. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин. М.: Машиностроение, 1964. 144 с.
6. Попов В.С., Брыков Н.Н., Дмитриченко Н.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства. М.: Металлургия, 1971. 160 с.
7. Погодаев Л.И., Цветков Ю.Н. и др. Структурно-энергетический критерий износостойкости металлов и сплавов с учётом жёсткости напряжённого состояния поверхности // Проблемы машиноведения и надёжности материалов. 1997. № 6. С. 40–52.

ВЛИЯНИЕ ДВУХЧАСТОТНОГО НАГРУЖЕНИЯ В ОЦЕНКАХ РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Чернякова Н. А.
Специальное конструкторско-технологическое бюро «Наука» КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия
E-mail: fortuna@icm.krasn.ru

INFLUENCE OF BIFREQUENCY LOADING IN LIFE TIME ASSESSMENTS OF CONSTRUCTIONAL ELEMENTS

Chernyakova N. A.
Special Designing and Technological Bureau "Nauka" KSC SB RAS, Krasnoyarsk, Russia
E-mail: fortuna@icm.krasn.ru

Proposed is a modified multiparametric model for growth rate of fatigue cracks at bifrequency loading. Influence of loading parameters on life time of constructional elements are studied.

Длительный опыт создания и эксплуатации конструкций различного назначения доказал невозможность полного исключения технологических и эксплуатационных дефектов. Исследование роли дефектов позволили разработать методы оценки их безопасных размеров и перейти к концепции эксплуатации конструкций по состоянию, с учетом наличия дефектов (без снижения требований безопасности).

Применительно к циклически нагруженным конструкциям это означает возможность увеличения ресурса за счет допустимости стадии устойчивого роста усталостных трещин. Малоизученными в настоящее время остаются вопросы роста усталостных трещин при многочастотном нагружении, характерном для целого ряда конструкций. Классические оценки ресурса при циклическом нагружения основаны на использовании эмпирических моделей роста трещин, параметры которых определяются экспериментально в заданных условиях нагружения. Многообразие конструкций, условий и характера нагружения, конструкционных материалов диктует необходимость разработки многопараметрических моделей роста трещин, позволяющих оценить влияние вариаций параметров нагружения на ресурс конструкций.

Анализ известных литературных источников, который показал, что в большинстве случаев оценки ресурса конструкций на стадии роста усталостных трещин основываются на эмпирических моделях, параметрами которых являются характеристики циклической трещиностойкости и размах коэффициента интенсивности напряжений в вершине трещины. Особенности процесса нагружения в них учитываются опосредованно путем оценки соответствующих параметров C и n, при заданном спектре частот нагрузок.

В основном, при расчетах ресурса рассматривают малоцикловую усталость материала. Но как показывают практические расчеты, оборудование может продолжать работу и в многоцикловой области. Для таких расчетов целесообразно использовать модели скорости роста усталостных трещин, работающих в обеих областях усталости, и учитывающих особенности нагружения технического устройства.

Одна из таких моделей предложена в работах [1,2]. Она представляет собой модифицированную многопараметрическую модель скорости роста усталостных трещин при двухчастотном нагружении, учитывающую характерный размер зоны необратимых циклических повреждений χ:

$$V(l) = \chi \left\{ 1 + (1-\beta) \frac{(1-\bar{K}_{th}^2)^2 - (\bar{K}_{\max}^2 - \bar{K}_{th}^2)^2 \omega \mu^4}{(\bar{K}_{\max}^2 - \bar{K}_{th}^2)^2 \omega \mu^4} \right\}^{1/(\beta-1)}, \qquad (1)$$

где $\overline{K}_{\max} = K_{\max}/K_{fc}$; $\overline{K}_{th} = K_{th}/K_{fc}$, μ, ω – коэффициенты влияния вида напряженного состояния конструкции, высокочастотной и пиковой нагрузок; $K_{\max}$ – максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений нормального отрыва; K_{th}, K_{fc} – пороговый и критический КИН при циклическом нагружении; β – коэффициент циклического упрочнения.

При параметризации модели процесс нагружения рассматривается как двухчастотный, описываемый амплитудами σ_1 и σ_2, и их соответствующими частотами ω_1 и ω_2, максимальным $\sigma_{\max}$, минимальным $\sigma_{\min}$, средним σ_m напряжениями.

Были выполнены исследования по применимости модифицированной модели скорости роста усталостных трещин. Решалась задача определения скорости роста трещины для пластины с краевым надрезом из стали 09Г2С в условиях двухчастотного нагружения при различных уровнях нагруженности $\sigma_{\max}/\sigma_т$ и отношения частот нагружения ω_2/ω_1, где выявились ограничения на работу модели (рис. 1).

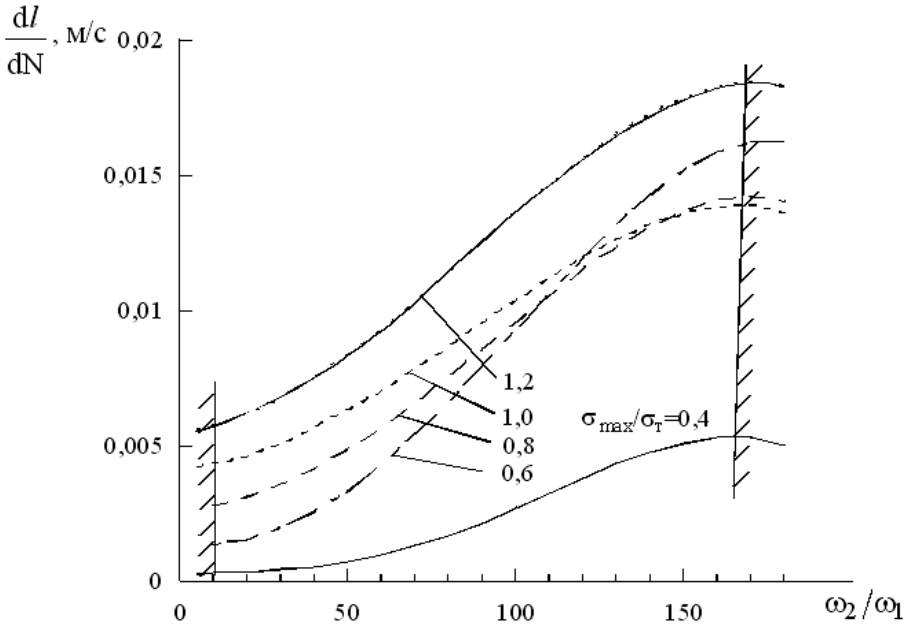


Рисунок 1 – Изменение скорости роста трещин в зависимости от уровней нагруженности и частот нагружения

Размер пластической зоны определяется, согласно модели Дагдейла-Панасюка:

$$\chi = q(R)\frac{\pi}{8}\left(\frac{K_{\max}}{\sigma_т}\right)^2, \qquad (2)$$

параметрами которой являются максимальный коэффициент интенсивности напряжений $K_{\max}$ и предел текучести материала $\sigma_т$. В этой зоне выделяется область необратимых циклических повреждений, отражаемая параметром

$$q(R) = a\cos^2\frac{\pi R}{2}.$$

В свою очередь, согласно [3], коэффициент асимметрии цикла представляет собой зависимость от параметров нагружения

$$R = \frac{(\sigma_m/\sigma_1) - (\sigma_2/\sigma_1) - \cos\left[2\pi/(\omega_2/\omega_1)\right]}{(\sigma_2/\sigma_1) + (\sigma_m/\sigma_1) - \cos\left[2\pi/(\omega_2/\omega_1)\right]}.$$

Проведено исследование влияние отношения частот нагружения ω_2/ω_1 и уровня нагруженности отношения максимально действующего напряжения к пределу текучести ($\sigma_{max}/\sigma_т$) элементов конструкций на ресурс. Получены зависимости влияния отношения среднего действующего напряжения к пределу текучести $\sigma_m/\sigma_т$ и отношений частот ω_2/ω_1 на среднее значение ресурса (рис. 2).

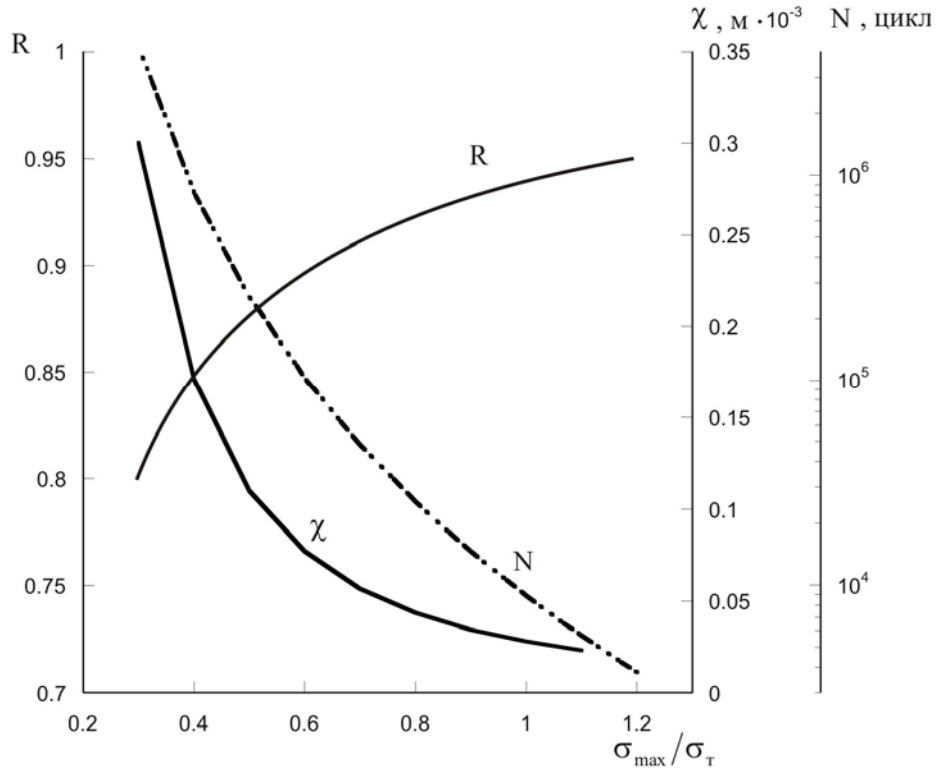


Рисунок 2 – Изменение значений ресурса, коэффициента асимметрии цикла, пластической циклической зоны от уровня нагруженности

Модель апробирована при расчетах ресурса и надежности типовых сварных соединений, сосудов давления, резервуаров, подверженных двухчастотному нагружению.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке интеграционного проекта СО РАН № 116 «Антропогенные риски угледобывающих и нефтегазодобывающих территорий Сибири».

Список использованных источников

1. Лепихин А.М., Чернякова Н.А. Многопараметрическое вероятностное моделирование роста трещин в задачах оценки ресурса повреждаемых конструкций. // Вычислительные технологии. - 2002. - Т. 7. - Совм. выпуск. - Ч.3. - С. 216-219.
2. Чернякова Н.А. Статистическое прогнозирование ресурса элементов конструкций на стадии роста усталостных трещин при двухчастотном нагружении. - Красноярск: ИВМ СО РАН, 2005. - 18 с.
3. Михеев Н. Н. Живучесть элементов тонкостенных конструкций при двухчастотном нагружении // Механика разрушения и надежность судовых конструкций: Межвузовский сборник. – Горький: Горьков. политехн. ин-т, 1987. – С. 60-67.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО ТЕПЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Семенова Л. М.[1], Бахрачева Ю. С.[2], Семенов С. В.[3]
[1] Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
[2] Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ), Волгоградский филиал, Волгоград, Россия,
[3] Волжский политехнический институт, Волжский, Россия
E-mail: Bakhracheva@yandex.ru

PHASE COMPOSITION AND MECHANISM OF FORMATION OF DIFFUSIVE LAYER AT THERMOCYCLIC NITROCEMENTATION

Semenova L. M.[1], Bakhracheva J. S.[2], Semenov S. V.[3]
[1]Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia
[2]Moscow State University of Railway Engineering (MIIT), Volgograd branch, Volgograd, Russia
[3]Volgskii polytechnic institute, Volgskii, Russia
E-mail: Bakhracheva@yandex.ru

It is shown, that cyclic heating and cooling considerably accelerate kinetics of process of chemicothermal processing of iron-carbon alloys. Laws of formation of the strengthened layers are considered at thermocyclic nitrocementation of a steel 20Cr.

Знание качественных и количественных закономерностей формирования структурно-фазовых состояний при нитроцементации лежит в основе усовершенствования технологий химико-термической обработки, повышающей износостойкость и прочность деталей машин, эксплуатирующихся при повышенных нагрузках. В отличие от других видов термообработки, структурные и фазовые превращения при термоциклической и химико-термоциклической обработке совершаются многократно при изменяющейся температуре нагрева-охлаждения. Необходимость многократного повторения обработки, как правило, обусловлена стремлением накопить изменения, которые коренным образом улучшают качество изделий и придают им свойства, не достижимые при одноразовой термической обработке.

В настоящей работе была поставлена задача исследования структуры и диффузионных процессов нитроцементации стали 20Х в условиях термоциклирования.

В процессе ХТЦО после происходит образование в диффузионном слое четко выраженных характерных структурных зон.

Формирование этих зон можно объяснить исходя из различного содержания в них углерода и, как следствие, термоциклирования в различных областях диаграммы Fe–Fe_3C. Содержание углерода в слое изменяется от 0,2 до 2 %.

В сердцевине и в переходном слое с содержанием углерода 0,2–0,4 % температура нагрева 900 ^{0}C выше A_{c3} для стали 20Х. Поэтому в процессе ХТЦО происходят неоднократные $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения, способствующие протеканию процессов накопления искажений кристаллической решетки и сопровождающиеся развитием релаксационных процессов, заканчивающиеся рекристаллизацией аустенита с формированием очень мелкого зерна размером менее 0,2 мкм. Мелкое аустенитное зерно обеспечивает получение после закалки скрытоигольчатого мартенсита 1 балла.

Применение выдержки при верхней температуре циклирования способствует растворению цементита. Углерод цементита, растворяясь в аустените, получает возможность участвовать в диффузионном процессе. В этом случае цементит как бы становится внутренним источником углерода.

На рис. 1 приведено распределение концентрации углерода после 5 циклов с выдержкой при верхней температуре в каждом цикле в течение 30 минут и после 5 циклов с вы-

держкой при верхней температуре в первых 4 циклах – 30 минут, а в пятом цикле – 2 часа. Как следует из приведенного рисунка, выдержка в последнем цикле приводит к уменьшению содержания углерода в поверхностной зоне и увеличению его концентрации на глубине 0,4-1,0 мм. В результате чего толщина эвтектоидной зоны диффузионного слоя возрастает. Толщина слоя до содержания углерода 0,4%, т.е. до середины переходного слоя возрастает с 0,7 мм в первом случае до 1,0 мм в случае применения длительной выдержки в последнем цикле.

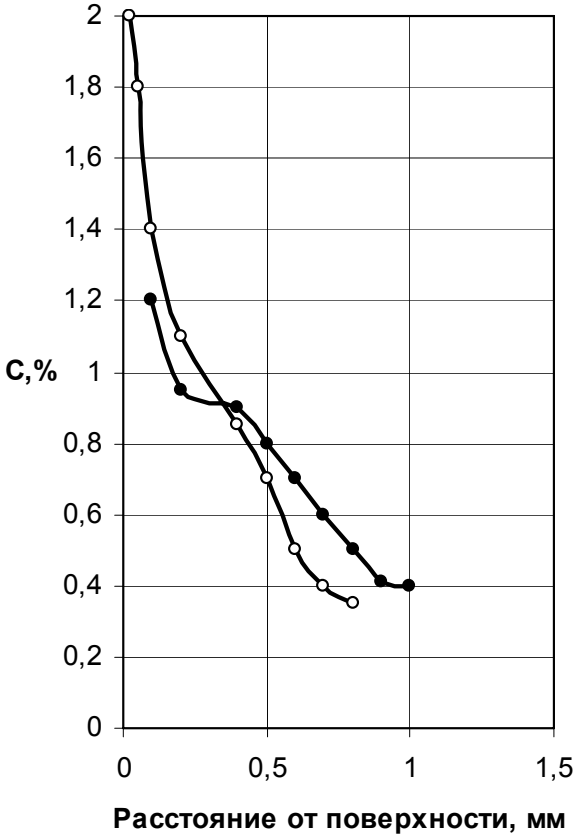


Рисунок 1 – Кривая распределения углерода по глубине слоя
○ – 5 циклов с выдержкой при верхней температуре 30 минут в каждом цикле;
● – 5 циклов с выдержкой при верхней температуре в четырех циклах 30 минут, в пятом – 2 часа

Проведенное металлографическое исследование показало, что применение выдержки в последнем цикле в течение 2 часов приводит к уменьшению количества цементита в поверхностной зоне и размеров выделений. Мелкокристаллическое строение мартенсита наблюдается по всей толщине диффузионного слоя.

Таким образом, применение в процессе ХТЦО длительной выдержки в последнем цикле значительно увеличивает массоперенос углерода в стали. Это можно объяснить тем, что наиболее существенный вклад в увеличение скорости диффузии вносят подвижные дислокации, особенно подвижная диффузионная сеть. Многократное полиморфное превращение может вызвать движение сети дислокаций. При полигонизации и движении границ зерен также возможно движение сети дислокаций. Движущаяся дислокационная сеть не только переносит атомы растворенного вещества в движущейся дислокационной «трубке», но и сами подвижные дислокации могут быть источником различных дефектов типа вакансий, ускоряющих диффузионные процессы. Поэтому можно предположить, что выдержка при верхней температуре циклирования, приводя к развитию релаксационных процессов в какой то момент полигонизации, приводит в движение дислокационную сеть, которая, перемещаясь по диффузионному слою, переносит углерод из поверхностной зоны вглубь, при этом измельчается структура всего слоя, в том числе и бывшей эвтектоидной зоны. Отток дислокаций и углерода из поверхностной зоны приводит к растворению части цементитных включений в этой зоне.

При насыщении поверхности концентрация диффундирующего вещества изменяется по закону [1]:

$$c(x,\tau) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_{\frac{h}{2\sqrt{D\tau}}}^{\infty} \Phi\left(\tau - \frac{h^2}{4D\mu^2}\right)^{\frac{1}{2}} e^{-\mu^2} d\mu$$

где Ф (τ) – концентрация на поверхности как функция времени; μ – переменная интегрирования, h – глубина диффузионной зоны, D – коэффициент диффузии углерода, τ – время насыщения.

В таблице 1 представлены результаты расчета энергии активации и коэффициента диффузии углерода.

Таблица 1 – Результаты расчета коэффициента диффузии углерода и энергии активации

Режим	D_0, см/с^2	Q,,Ккал/г-атом
5 циклов с выдержкой при верхней температуре 30 минут в каждом цикле	0,0039	24,12
5 циклов с выдержкой при верхней температуре в четырех циклах 30 минут, в пятом – 2 часа	$2{,}32 \cdot 10^{-3}$	30,2

Как видно из таблицы 1, нитроцементация с выдержкой при верхней температуре в четырех циклах 30 минут, в пятом – 2 часа существенно влияет на энергию активации углерода.

Таким образом, каждый цикл нагрева и охлаждения, в результате фазовых превращений, протекающих в присутствии потока углерода из внешнего источника, приводит к наклепу твердого раствора и развитию релаксационных процессов, направленных на установление равновесия и нейтрализации внешних воздействий. Степень развития релаксационных процессов определяется технологическими параметрами процесса. В каждом последующем цикле частично наследуется структура и свойства предыдущего цикла и вновь формирующаяся структура, таким образом, определяется развитием процессов упрочнения - разупрочнения во всех циклах.

Как следует из рассмотренных результатов проведенных исследований в зависимости от технологического параметров ХТЦО: количества циклов и времени выдержки при верхней температуре циклирования можно достичь следующих результатов:

- измельчение аустенитного зерна диффузионного слоя и получение структуры скрытоигольчатого мартенсита при непосредственной закалке наследственно крупнозернистой стали без существенного увеличения массоотдачи углерода из атмосферы в сталь;
- увеличение массоотдачи углерода из атмосферы в сталь по сравнению с изотермическим процессом и получение мелкого аустенитного зерна по всей толщине диффузионного слоя при непосредственной закалке.

На основании проведенных исследований установлены оптимальные режимы химико-термоциклической обработки деталей и инструментов, разработаны технологические процессы нитроцементации сталей в условиях циклического теплового воздействия.

Список использованных источников

1. Криштал М.А. Механизм диффузии в железных сплавах. М. Металлургия, 1972, с.399

ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В МЕДИ С РАЗЛИЧНОЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Покрышкина Д. К. [1], Дегтярев М. В. [1], Копылов В. И. [2], Воронова Л. М.[1], Чащухина Т. И.[1]

[1]*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,*

[2]*Физико-технический институт НАНБ, г. Минск, Беларусь*

E-mail: highpress@imp.uran.ru

DYNAMIC RECRYSTALLIZATION IN COPPER WITH VARIOUS INITIAL STRUCTURES UPON SHEAR UNDER PRESSURE

Pokryshkina D. K.[1], Degtyarev M. V. [1], Kopylov V. I. [2], Voronova L. M. [1], Chashchukhina T. I. [1]

[1]*Institute of Metal Physics, Ural Division, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia,*

[2] *Fiziko-tehnicheskij institut Naczionalnoj Akademii nauk Belarusi, Minsk, Belarus*

E-mail: highpress@imp.uran.ru

The development of dynamic recrystallization at the room temperature in copper М0б with various initial structures was studied. The ultrafine grain-subgrain structure with an average size of the element 0.4 μm was obtained by an equal canal angular pressing. The recrystallizating annealing led to the coarsegranular condition with an average grain size 60 μm. The grain size refinement in the coarsegranular copper according to the mechanism of the dynamic recrystallization was fixed after the next deformation by shear under pressure. In the ultrafine copper the grain size refinement occurred in the deformation hardening stage before the dynamic recrystallization stage. In the latter case the dynamic recrystallization led to the grain form factor reduction and at the same time, to the increase of grain structure volume. The changing of stages of the structural condition under dynamic recrystallization is determined by the temperature and rate of deformation and is not depends on initial structure of copper.

Введение

Большая пластическая деформация меди при комнатной температуре принципиально отличается от деформации многих других металлов тем, что приводит к развитию динамической рекристаллизации (ДР) [1, 2]. Вследствие снижения температуры начала рекристаллизации после большой пластической деформации в материалах с низкой гомологической температурой рекристаллизация может происходить при комнатной температуре. В меди такое снижение наблюдали после деформации с $e \sim 2$ по разным схемам: после низкотемпературной прокатки [3], в ходе деформации кручением цилиндрических образцов [4], при деформации сдвигом под высоким давлением [1, 5]. Особенностью ДР является ее циклический характер. Цикл ДР включает по достижении критической степени деформации зарождение новых зерен, их рост и деформацию. Наклеп «чистых» зерен снижает градиент плотности дислокаций через границу и тормозит рост зерна. По достижения деформацией критического значения происходит новое зарождение [6, 7]. Циклы рекристаллизации могут идти друг за другом или накладываться. Проявление циклов упрочнения и разупрочнения при ДР определяется соотношением между «критической» деформацией и деформацией, происходящей в процессе рекристаллизации. Осцилляция на кривой упрочнения наблюдается в том случае, когда зерна успевают значительно вырасти до того, как станет возможным новое зарождение. Если рекристаллизующиеся области достигают критической деформации для повторного зарождения до завершения полного цикла рекристаллизации – осцилляция не проявляется. Кроме того, форма кривой упрочнения зависит от соотношения размеров исходного (D_0) и рекристаллизованного зерна ($D_р$). Осцилляции напряжения течения появляются, когда $D_0/D_p<2$ [6]. В зависимости от соотношения размеров исходного и рекристаллизованного зерна при ДР может происходить как измельчение, так и укрупнение структуры [7]. Измельчение

наблюдается, когда исходное зерно намного больше рекристаллизованного. В этом случае зарождение сначала происходит на границах исходных зерен, а затем на границах динамически рекристаллизованных зерен, вплоть до полной рекристаллизации всего объема материала. Если размер рекристаллизованного зерна соизмерим с размером исходного, то местами зарождения служат только границы исходных зерен и измельчения не происходит. Таким образом, исходный размер зерна оказывает значительное влияние на эволюцию структуры при ДР. Целью настоящей работы было сравнить развитие ДР в меди с разной исходной структурой различной дисперсности.

Методика эксперимента

Медь марки М0б (чистотой 99.97%) для получения ультрадисперсной зеренно-субзеренной структуры деформировали равноканальным угловым прессованием (РКУП) по режиму «Б» с углом пресечения каналов 90^o [8] и числом циклов $N = 16$. Часть деформированного материала рекристаллизовали при 873К, 1ч. После отжига средний размер рекристаллизованного зерна составляет 60 мкм, в дальнейшем – крупнокристаллическое состояние (КК). Как деформированные, так и КК образцы диаметром 5 мм, толщиной 0.3 мм подвергли деформации сдвигом под давлением 6 ГПа с углом поворота наковальни от 15^o до 10 оборотов, а также осадке под тем же давлением без поворота наковальни ($e = 0.5$). Образцы для осадки и деформации сдвигом вырезали поперек направления последнего сдвига при РКУП.

В литературе степень деформации при РКУП оценивают по разным методикам, дающим расхождение в несколько раз [8, 9]. На плоскости пересечения каналов сосредоточена однородная локализованная деформация простого сдвига с интенсивностью $\Delta\Gamma = 2\mathrm{ctg}\Phi$. Многократная циклическая обработка материала по этой схеме обеспечивает интенсивность деформации за N циклов:

$$\Gamma = N\Delta\Gamma = 2N\mathrm{ctg}\Phi \qquad (1)$$

При однородном напряжённо-деформированном состоянии материала и сохранении неизменных поперечных размеров заготовки истинная логарифмическая деформация определяется по формуле:

$$e = \mathrm{Arsh}(\Gamma/2) = \ln\left\{\Gamma/2 + \left[\left(\Gamma/2\right)^2 + 1\right]^{1/2}\right\} \qquad (2)$$

В настоящей работе угол пересечения каналов составлял $2\Phi = \pi/2$, в этом случае за $N = 16$ в соответствии с формулами (1) и (2) $\Gamma = 32$, а $e = 3.5$.

При сдвиге под давлением для расчета истинной логарифмической деформации использовали формулу [2]:

$$e = e_{сдвига} + e_{осадки} = \ln\left(1 + \left[\frac{\varphi * r_i}{h_{ir}}\right]^2\right)^{0.5} + \ln\frac{h_0}{h_{ir}} \qquad (3).$$

где φ –угол поворота наковальни, r_i-расстояние от оси вращения, h_0 и h_i – толщина образца до и после деформации на соответствующем r_i. Экспериментальная погрешность определения степени деформации составляла ± 0.2 единицы логарифмической деформации. Максимальная деформация при сдвиге под давлением достигала $e = 12$.

Формирование структуры при ДР идет в соответствии с температурой и скоростью деформации. Совместное влияние температуры и скорости деформации учитывается параметром Зинера-Холломона (З-Х) [10]. Применение этого формализма, разработанного для описания высокотемпературной ползучести к активной деформации возможно при условии, что коэффициент деформационного упрочнения стремится к нулю, когда деформация проходит в установившемся режиме [11]. В соответствии с данными работы [2] при деформации

меди со степенью $e > 2$ упрочнение не происходит, значит, это необходимое условие выполняется. На практике удобно представить параметр Зинера-Холломона в виде:

$$\ln Z = \ln \dot{e} + \Delta H / RT \ , \qquad (4)$$

где $\dot{e}$ – истинная скорость деформации, $с^{-1}$; ΔH= 107 кДж/моль [12] – энергия активации высокотемпературной деформации, для чистых металлов ее значение близко к энергии активации самодиффузии; R – газовая постоянная; T – температура деформации, 300К.

Скорость деформации при РКУП составляла $\dot{e}$~1 $с^{-1}$, а при сдвиге под давлением уменьшалась от 10^{-1} до 10^{-4} $с^{-1}$ с увеличением поворота наковальни от 15^{o} до 10 оборотов. Скорость деформации при сдвиге под давлением рассчитывали по формуле:

$$\dot{e} = \Delta e / \Delta \tau \qquad (5)$$

где Δe – деформация, при которой произошло изменение структуры по сравнению с образцом, деформированным с меньшим углом поворота наковальни, $\Delta\tau$, с – время, за которое достигается соответствующее приращение степени деформации.

Следует отметить, что на формирование структуры оказывают влияние процессы, протекающие не только при деформации, но также и при последеформационной релаксации. Обычно после высокотемпературной деформации применяют быстрое охлаждение до комнатной температуры для подавления постдинамической рекристаллизации (ПДР) [11]. В настоящей работе, когда комнатная температура является температурой деформации, избежать ПДР невозможно. Вылежка деформированных образцов может существенно изменить структуру меди [1, 5]. Поэтому время после деформации сдвигом под давлением до измерения твердости и исследования структуры не превышало 2-х суток.

Измерения твердости проводили по двум взаимно перпендикулярным диаметрам образцов на приборе ПМТ-3 при нагрузках 0.125Н. Для построения усредненной зависимости твердости от степени деформации все значения, полученные на разных образцах, разбивали по интервалам логарифмической деформации Δe = 0.4, и в каждом интервале определяли среднее значение.

Структуру исследовали с помощью электронного микроскопа JEM 200CX на расстоянии 1.5 мм от центра образцов. Размер элементов структуры определяли по электронно-микроскопическим светлопольным изображениям и темнопольным изображениям в рефлексе $(111)_{\gamma}$ по результатам более 200 измерений с погрешностью менее 10%. Рассчитывали коэффициент вариации линейных размеров зерен как отношение среднеквадратичного отклонения к среднему размеру зерна. С использованием программы «STATISTICA 5.5» строили гистограммы распределения элементов структуры по размерам. Определяли максимальный, минимальный и наиболее вероятный размер элемента структуры.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Деформация РКУП не привела к образованию однородной по типу структуры (рис.1). В ней присутствуют дислокационные ячейки, субзерна и рекристаллизованные зерна, средний размер элементов структуры составляет 0.4 и 0.5 мкм поперек и вдоль направления последнего сдвига соответственно. Коэффициент формы в обоих направлениях равен 2, что говорит о слабом развитии рекристаллизации. После рекристаллизационного отжига средний размер зерна превышает средний размер элементов структуры после РКУП на 2 порядка (60 мкм).

Твердость меди после РКУП в 1.5 раза превышает твердость КК меди, однако уже деформация осадкой приводит к выравниванию ее значений, и при последующей деформации сдвигом твердость практически не меняется и не зависит от исходного состояния материала (рис.2). После деформации осадкой (e = 0.6) структура исходно деформированной меди меняется слабо, а в КК (e = 0.9) на фоне слаборазориентированной ячеистой структуры начинается формирование отдельных центров рекристаллизации

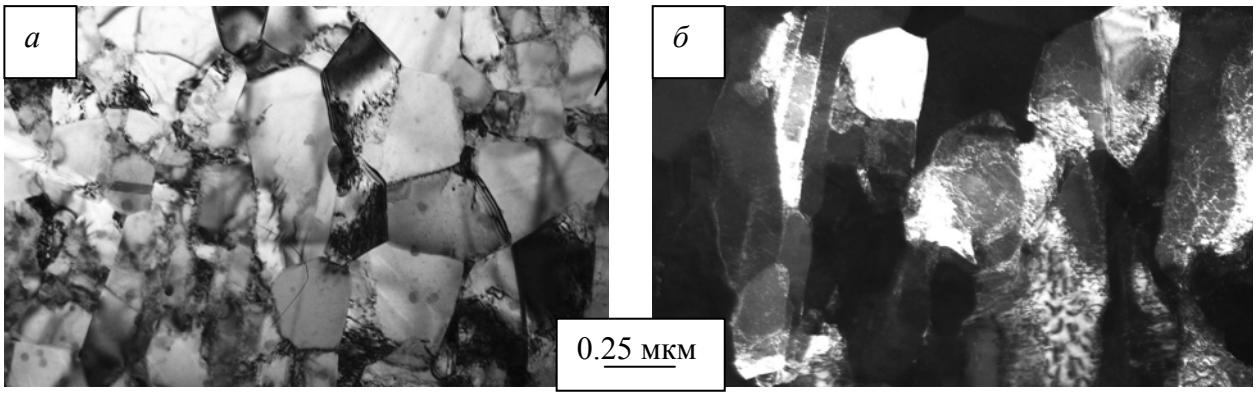


Рисунок 1 – Микроструктура меди после РКУП в направлении поперек последнего сдвига; *б* – темнопольное изображение в рефлексе типа (111)γ

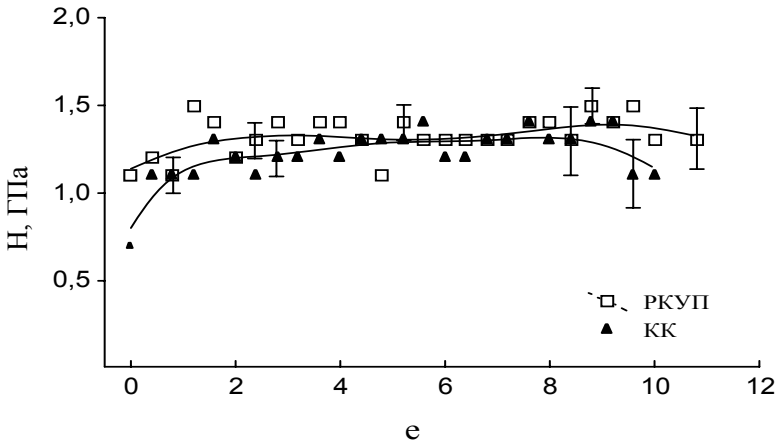


Рисунок 2 –Изменение твердости меди при деформации

После деформации сдвигом под давлением с φ=15° (*e*=2) в КК меди количество центров рекристаллизации увеличивается. Начиная с деформации сдвигом на малый угол, характер структуры не зависит от исходного состояния меди (рис.3) и различается только размерными параметрами.

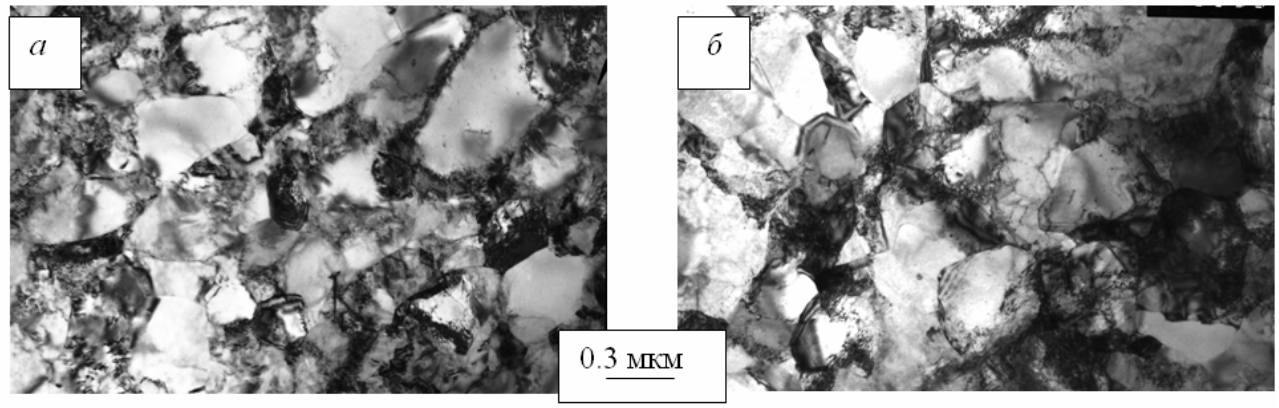


Рисунок 3 – Микроструктура меди с различной исходной структурой после деформации сдвигом под давлением с *e*=2 (φ=15°); *а* – исходно КК, ln*Z*=42; *б* – исходно деформированная РКУП, ln*Z* = 42.2.

Тип структуры и стадийность структурообразования в условиях ДР определяется параметром З-Х. В работе [10] установлено, что при высокотемпературной деформации ГЦК монокристаллов ДР развивается в интервале значений параметра ln*Z* 34–42. Причем при уве-

личении ln$Z$ от 38 до 42 доля рекристаллизованной структуры уменьшается, и выше 42 ДР не развивается, уступая место деформационному упрочнению, а при снижении ln$Z$<34 ДР подавляется динамическим возвратом. Для меди чистотой 99.99%, деформированной сдвигом под давлением при комнатной температуре, в пределах значений ln$Z$ 37–43 установлены те же стадии структурных состояний [2]. Температурно-скоростные параметры деформации, реализованные в настоящей работе, приведены на рисунке 4. Видно, что деформация сдвигом под давлением в образцах с различной исходной структурой происходила в близких условиях. Формирование структуры при деформации с углом поворота наковальни 15^{o} соответствует переходу от стадии наклепа к стадии отдельных динамически рекристаллизованных зерен, и когда значение ln$Z$≤42 структурные исследования в КК меди, в которой исходно не было мелких зерен, обнаруживают образование центров рекристаллизации размером около 0.3 мкм (рис.3*а*).

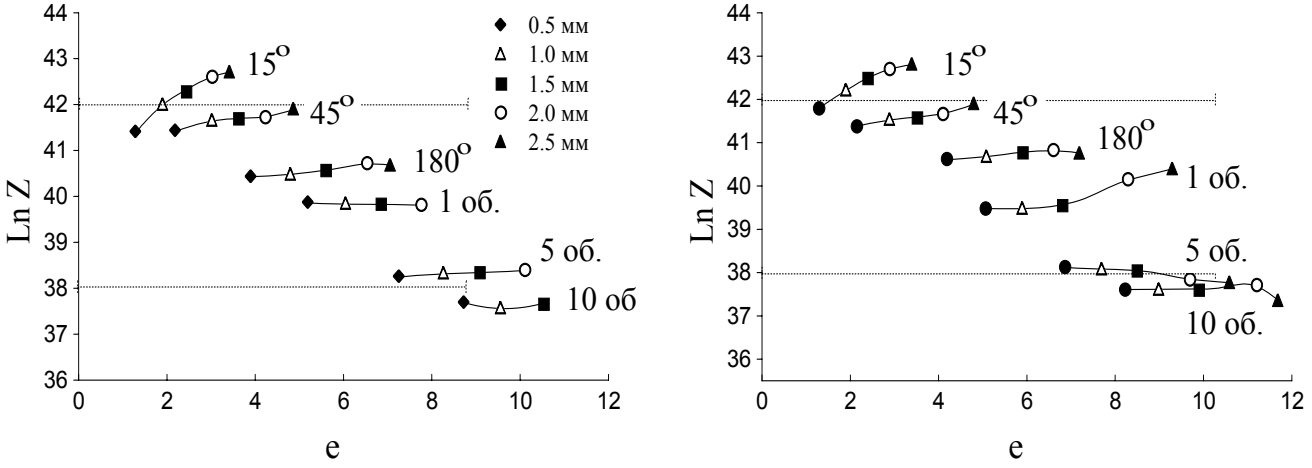


Рисунок 4 – Температурно-скоростные условия деформации при сдвиге под давлением меди с различной исходной структурой; а – исходно КК, б – исходно деформированная РКУП.

В исходно деформированном материале мелкие зерна присутствовали после РКУП, поэтому сложно сказать образуются ли новые зерна при деформации сдвигом (рис.3*б*). При увеличении степени деформации и соответствующем снижении ln$Z$ на структуру все большее влияние оказывает ДР. Независимо от исходного состояния, возрастает доля зеренной структуры, часть зерен содержит двойники отжига, кроме того, в исходно деформированных РКУП образцах значение коэффициента формы уменьшается от 2 до 1. Все это свидетельствует о протекании ДР и ПДР (рис.5).

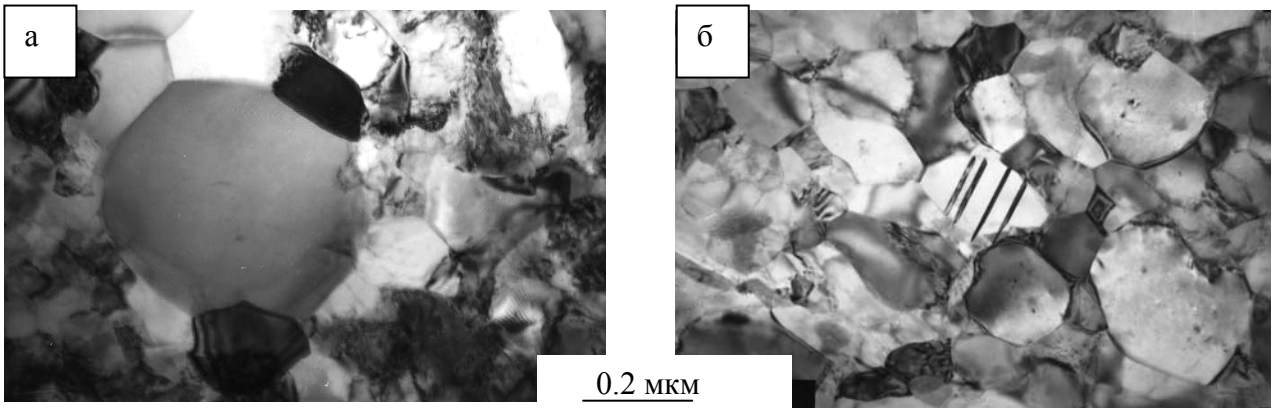


Рисунок 5 – Микроструктура меди; *а* – исходно деформированная РКУП + сдвиг с *e*=6, ln$Z$=40.8; *б* – исходно КК + сдвиг с e=10.5, ln$Z$=37.7

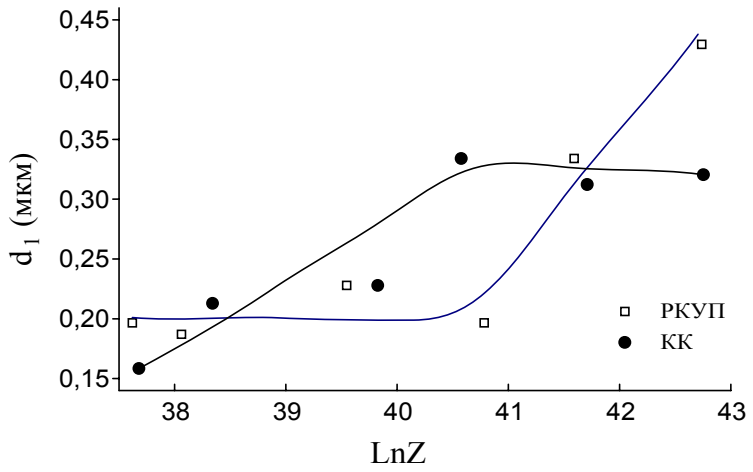


Рисунок 6 – Зависимость размера рекристаллизованных зерен от температурно-скоростных условий деформации

При максимальной степени деформации (10 оборотов наковальни) структура формируется в условиях полной ДР (ln$Z$<38), в этом случае структура образована однородными по размеру рекристаллизованными зернами (рис.5*б*). Поскольку избежать роста зерна по окончании большой пластической деформации меди невозможно, средний размер элементов структуры отражает совместное действие ДР и ПДР. Последняя искажает структурные изменения, происходящие при деформации, и приводит к появлению «хвостов» на распределении элементов структуры по размерам. В отсутствии крупных постдинамически рекристаллизованных зерен значение коэффициента вариации линейных размеров (отношение среднеквадратичного отклонения к среднему размеру элементов структуры) составляет 0.5–0.6 и соответствует размерно однородной структуре [13]. Поэтому из распределения исключили самые крупные зерна так, чтобы коэффициент вариации уменьшился до 0.6 и определили d_1 – среднее значение размера зерна в измененных таким образом распределениях. Данные анализировали по температурно-скоростным условиям деформации (рис.6). Исходно ультрадисперсная структура, сформированная при РКУП, при последующей деформации сдвигом под давлением дополнительно измельчается до 0.2 мкм. Это происходит, пока деформация еще осуществляется в условия преобладания наклепа (ln$Z$>40). Когда ведущую роль приобретает ДР (ln$Z$<40), дальнейшего измельчения не происходит. Напротив, в исходно КК материале именно развитие ДР приводит к измельчению структуры. При ln$Z$>40 в исходно КК меди d_1 составляет 0.30-0.35 мкм и соответствует размеру формирующихся в ходе ДР центров рекристаллизации. На рис. 6 наблюдается тенденция к большему измельчению исходно КК материала. Это не противоречит литературным данным [7].

Заключение

Подтверждена известная из литературы тенденция изменения размера зерна при динамической рекристаллизации. Обнаружено, что в исходно деформированной ультрадисперсной меди дополнительное измельчение элементов структуры при деформации сдвигом под давлением происходит на стадии деформационного упрочнения. Уменьшение коэффициента формы и увеличение доли зеренной структуры свидетельствует о динамической рекристаллизации, а образование двойников отжига подтверждает протекание постдинамической рекристаллизации. В крупнокристаллической меди зерно измельчается по механизму динамической рекристаллизации. После деформации сдвигом с e>2 структура не зависит от исходного состояния материала. Смена стадий структурного состояния при ДР определяется температурно-скоростными условиями деформации и не зависит от исходной структуры меди.

Работа выполнена при частичной поддержке программы Президиума РАН № 09-П-2-1025 и гранта РФФИ 08-03-00370.

Список использованных источников

1. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.П. и др. Эволюция структуры ГЦК монокристаллов при больших пластических деформациях // ФММ. 1986. Т.61. №6. С.1170-1177.
2. M.V. Degtyarev, T.I.Chashchukhina, L.M. Voronova A.M. Patselov, V.P. Pilyugin. Influence of the relaxation processes on the structure formation in pure metals and alloys under high-pressure deformation.// Acta Mater. 2007. V.55. P.6039-6050.
3. Гиндин И.А., Лазарев Б.Г., Стародубов Я.Д., Лазарева М.Б. О низкотемпературной рекристаллизации меди, прокатанной при 77 и 20 К // ДАН СССР. 1966. Т.171. №3. С.552-554.
4. Быков В.М., Лихачев В.А., Никонов Ю.А и др. Фрагментирование и динамическая рекристаллизация меди при больших и очень больших пластических деформациях // ФММ. 1978. Т.45. №1. С.163-169.
5. Дегтярев М.В., Чащухина Т.И., Романова М.Ю., Воронова Л.М. О связи структуры меди с температурно-скоростными параметрами деформации сдвигом под давлением // ДАН. 2004. Т.397. №2. С.193-197.
6. Sakai T., Jonas J.J. Dynamic recrystallization: mechanical and microstructural considerations// Acta Met. 1984. v. 32. №2. P.189-209.
7. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСИС. 2005. 432с.
8. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Навука і тэхніка, 1994. 232 с.
9. Гусев А.И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 200с.
10. Левит В.И., Смирнов М.А. Высокотемпературная термомеханическая обработка аустенитных сталей и сплавов. Челябинск: ЧГТУ, 1995. 276с.
11. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина М.Л. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
12. Амирханов Н.М., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З. Релаксационные процессы и рост зерен при изотермическом отжиге ультрамелкозернистой меди, полученной интенсивной пластической деформацией // ФММ. 1998. Т.86. Вып.3. С.99-105.
13. Новиков В.Ю. Вторичная рекристаллизация. М.: «Металлургия», 1990. 128с.

РАЗРАБОТКА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Жолдошов Б. М., Муратов В. С., Кенис М. С.
Самарский государственный технический университет, Самара, Россия.
E-mail: muratov@sstu.smr.ru

TERMOCYCLIC TREATMENT ELABORATION OF HIGH SPEED STEEL

Zholdoshov B. M., Muratov V. S., Kenis M. S.
Samara State Technical University, Samara, Russia
E-mail: muratov@sstu.smr.ru

In a scientific paper we consider the possibility of using multiple hardenings of the undercritical and subcritical regions with a view to enhancing the redistribution of alloying elements in steel, changes in dispersion and possible composition of the phases in the decay of solid solution in the vacation.

Данные исследований [1,2] показывают эффективность применения термоциклической обработки (ТЦО) маятникового типа для повышения стойкости изделий из быстрорежущих сталей (литых и пластически деформированных). Рекомендуемые режимы характеризуются достаточно большим числом термоциклов (8 и более), что существенно увеличивает энергозатраты и удлиняет процесс термообработки. В связи с этим представляет

интерес проверить возможность использования кратных закалок из надкритической и субкритической областей с целью активизации перераспределения легирующих элементов в стали, изменения дисперсности и, возможно, состава фаз при распаде твердого раствора в процессе отпуска. Исследовательская программа выполнена с использованием экстремального планирования на сверлах из стали Р18 (0,81%C; 0,15%Si; 0,33%Mn; 3,77%Cr; 0,44%Mo; 18,25%W; 1,07%V; 0,12%Ni) диаметром 1,89 мм. На рис. 1 приведены исследуемые варианты термоциклической обработки.

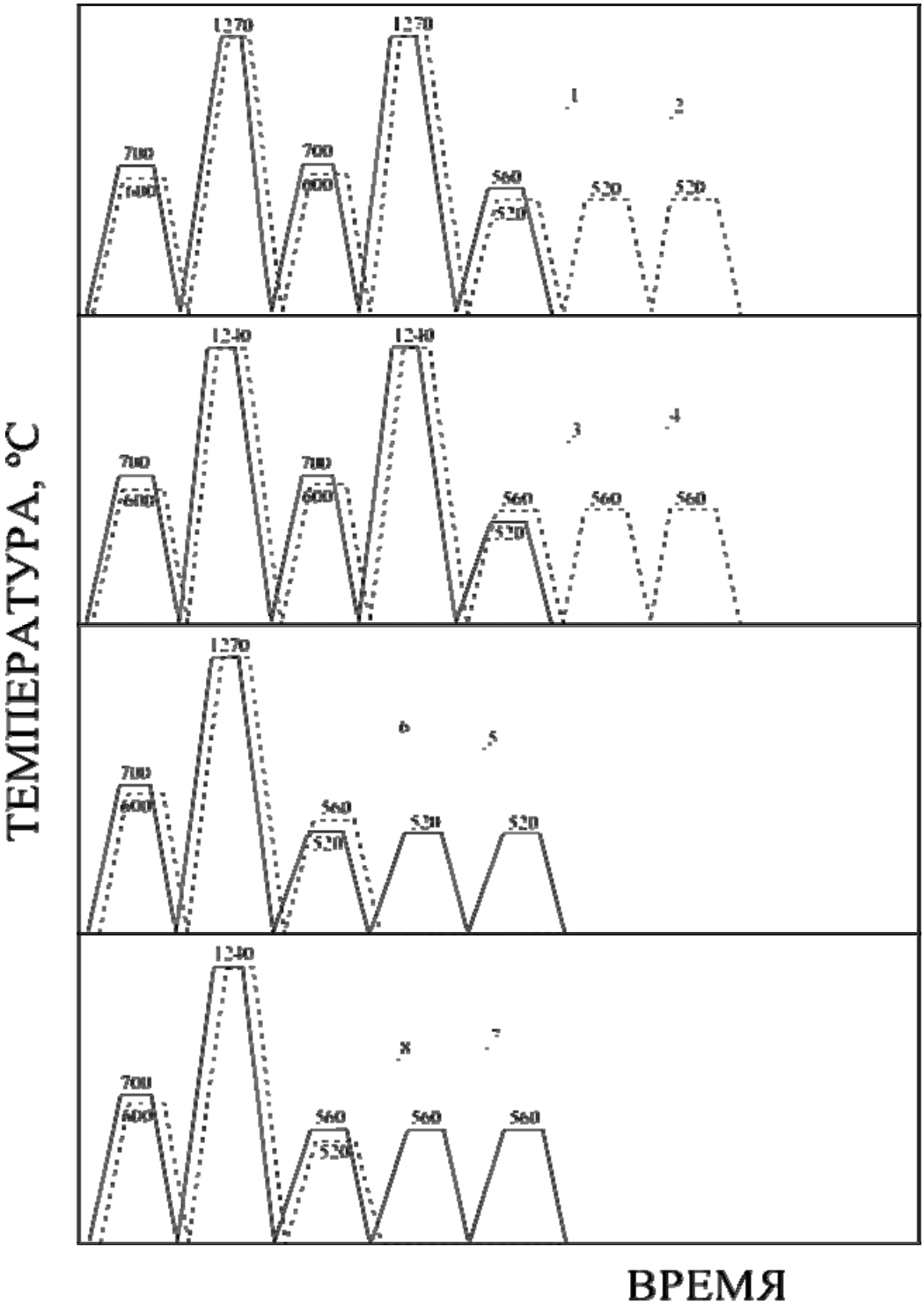


Рисунок 1 – Варианты термоциклической обработки стали Р18 (цифры 1-8 – исследуемые режимы термоциклической обработки стали Р18).

Нагрев под закалку и отпуск осуществлялся в соляных ваннах. В качестве варьируемых параметров ТЦО выбраны: температура $T_н$ нагрева из субкритической области (фактор x_1); температура $T_з$ закалки из надкритической области (фактор x_2); число $m \rightarrow (x_3)$ нагревов до $T_н$ и $T_з$; температура $T_о$ отпуска $\rightarrow (x_4)$ и количество циклов отпуска $n \rightarrow (x_5)$. Ниже в таблице 1 представлена матрица планирования 2^{5-2} линейно-экстремального плана с определяющим контрастом $x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 \cdot x_4 = 1$, $x_1 \cdot x_2 \cdot x_3 \cdot x_4 = -1$ и результаты эксперимента. В качестве выходных параметров рассматривались: твердость после ТЦО при комнатной температуре *HB*; теплостойкость $HB_т$ определена измерениями холодной твердости, для определения теплостойкости образцы после исследуемых режимов дополнительно нагревали на 4 ч до температуры 625°С, после чего измеряли твердость $HB_т$; коэрцитивная сила $H_с$; максимальная магнитная проницаемость μ_{max}; индукция насыщения B_s; *N* – число изделий, обработанных одним сверлом. Для сравнения с табличными данными отметим результаты испытаний для Р18, полученные после типового варианта обработки ($T_з$ = 1280°С, $T_о$ = 560 °С, $\tau_о$ = 1ч , n = 3); *HB* = 7600 МПа, $HB_т$ = 6940 МПа, $H_с$ = 4460 А/м, μ_{max} = 97,72, B_s = 2,92 Тл, *N* = 1200 шт.

По данным таблицы построены регрессионные уравнения:

$$HB = 7729 + 135x_2 + 76x_3 - 128x_4 - 98x_5 - 45x_1x_2 + 108x_2x_3, \text{ МПа} \quad (1)$$

$$HB_т = 6239 + 90x_1 + 76x_2 - 279x_3 + 178x_5 + 185x_1x_2 - 182x_2x_3, \text{ МПа} \quad (2)$$

$$H_с = 4294 - 233x_1 + 314x_2 - 103x_3 - 103x_4 + 118x_5 + 214x_1x_2 - 86x_2x_3, \text{ А/м} \quad (3)$$

$$\mu_{max} = 94 - 7{,}4x_4 + 2{,}2x_5 \quad (4)$$

$$B_s = 2{,}86 - 0{,}01x_1 - 0{,}032x_2 - 20{,}01x_4 - 0{,}029x_1x_2 - 0{,}01x_2x_3, \text{ Тл} \quad (5)$$

$$N = 2620 + 438x_1 - 432x_3 - 232x_4 + 130x_5 + 775x_1x_2, \text{ шт.} \quad (6)$$

Эти уравнения построены для доверительных интервалов коэффициентов (при 0,05 уровне значимости); $\Delta b_j(HB)$ = 65 МПа; $\Delta b_j(HB_т)$ = 55 МПа; $\Delta b_j(H_с)$ = 22 А/м; $\Delta b_j(\mu)$ = 0,36; $\Delta b_j(B_s) = 4 \cdot 10^{-3}$ Тл; $\Delta b_j(N)$ = 70.

Таблица 1 – Матрица планирования и результаты испытаний стали Р18

№ п/п	Факторы					*HB*, МПа	$HB_т$, МПа	$H_с$, А/м	μ_{max}	B_s, Тл	*N*, шт
	$T_н$, °С	$T_з$, °С,	*m*, циклы	$T_о$, °С	*n*, циклы						
1	700	1270	2	560	1	7930	5990	4201	93,22	2,78	3100
2	600	1270	2	520	3	8170	5720	4652	82,70	2,84	1400
3	700	1240	2	520	1	7790	5760	3494	92.65	2,90	1890
4	600	1240	2	560	3	7340	6380	4467	111,22	2,89	2360
5	700	1270	1	520	3	7620	7190	5006	79,97	2,79	4590
6	600	1270	1	560	1	7740	6360	4632	90,25	2,88	1440
7	700	1240	1	560	3	7400	6380	3572	110,90	2,91	2650
8	600	1240	1	520	1	7850	6140	4437	91	2,85	3530

Анализ полученных табличных данных и уравнений регрессии показывает, что предварительный нагрев перед закалкой в низкотемпературной (субкритической) области с последующим ускоренным охлаждением полезен. При этом важно отметить, что для повышения стойкости *N* необходимо $T_н$ поддерживать на верхнем уровне. В то же время

одновременно желательно повышение $T_з$ до 1270 °С при сохранении $T_о$ на нижнем уровне (520 °С), а кратность окончательного отпуска n должна быть равна 3. В целом длительность отпуска не превышала 60 мин, что в 3 раза короче типового отпуска. Из уравнения (1) видно, что взаимодействие факторов x_1x_2 весьма эффективно для увеличения стойкости инструмента, и это имеет место в то время, когда линейное слагаемое, отражающее влияние x_2 мало значимо. Сравнивая коэффициенты уравнений (1–6) видно, что теплостойкость инструмента коррелирует со стойкостью, однако о стойкости N по данным для $HB_т$ следует судить с определенной осмотрительностью. Тем не менее видно, что в целом действие основных параметров и их взаимодействий одновременно повышают или понижают и $HB_т$ и N.

Из анализа характера изменения параметров $H_с$, μ_{max} и B_s, из которых первые два структурно-чувствительны, а B_s – структурно нечувствительная характеристика, можно отметить следующее. При нагреве под закалку до $T_з$ растворяются карбиды, содержащие Cr и частично W и V. Чем выше $T_з$, тем, при равных условиях, выше содержание легирующих элементов в твердом растворе. В результате после закалки увеличивается количество остаточного аустенита, а при распаде мартенсита из раствора выделяются более дисперсные карбиды. Отсюда можно ожидать увеличения теплостойкости и коэрцитивной силы $H_с$, величина которой определится, согласно Е.И. Кондорскому, по формуле

$$H_c = \frac{\kappa_1 \delta}{2\mu_0 J_s d} v^{2/3} \quad , \tag{7}$$

где κ_1 – константа анизотропии, δ – толщина границы домена, J_s – намагниченность насыщения, d – размер включений в матрице, v – объемная доля включений, μ_0 – проницаемость вакуума.

С повышением дисперсности выделений и роста количества $A_{ост}$ уменьшается d и увеличивается v, что приводит к росту $H_с$ и снижению $\mu_с$ одновременно. Действие предварительного нагрева перед закалкой сводится: к снятию остаточных напряжений в поверхностных зонах после пластической деформации при изготовлении; полигонизационным процессам, конкурирующим с рекристаллизацией матрицы при закалке; к наведению дополнительных центров роста аустенита при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении (за счет пластической деформации при ускоренном охлаждении после низкотемпературного нагрева). В итоге предварительного нагрева до $T_н$ обеспечивается неупорядоченная перекристаллизация при $\alpha \rightarrow \gamma$-превращении. Это должно способствовать росту HB, $HB_т$ и N и снижению $H_с$.

Режим обработки 5 (см. таблицу 1) был реализован при термообработке опытной партии сверл d = 10 мм из стали Р18. Параметры обработки следующие: $T_н$ = 700 °С с охлаждением в масле; $T_з$ = 1270°С, m = 1, $T_о$ = 520°С, τ_0 = 30 мин, n = 3 (общая длительность отпуска 1 час). Установлено двукратное повышение стойкости сверл при сверлении отверстий в стали 40Х по сравнению с типовой обработкой.

Список использованных источников

1. Федюкин В.К. Термоциклическая обработка сталей и чугунов. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1977. – 144 с.
2. Баранов А.А. Фазовые превращения и термоциклирование металлов. – Киев: Наукова думка, 1984. – 231 с.

МЕТОД НЬЮТОНА В ЗАДАЧЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОЛОЖЕНИЙ РАВНОВЕСИЯ БАЛКИ ИЗ РАЗУПРОЧНЯЮЩЕГОСЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ЧИСТОМ ИЗГИБЕ

Бахарева Е. А. [1], Стружанов В. В. [2]
[1] Уральский Государственный университет им. А. М. Горького, Екатеринбург, Россия,
[2] Институт Машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
E-mail: bahareva.e.a@mail.ru, stru@imach.uran.ru

NEWTON'S METHOD FOR CALCULATING THE EQUILIBRIUM PARAMETERS OF THE BEAM FROM WEAKENING MATERIAL EXPOSED TO PURE BENDING.

Bahareva E. A. [1], Struzhanov V. V. [2]
[1] Ural State University, Yekaterinburg, Russia
[2] Institute of Theoretical Engineering of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg, Russia
E-mail: bahareva.e.a@mail.ru, stru@imach.uran.ru

The article is concerned with pure bending of the long beam with rectangular cross-section which is made of weakening material. This material is described by the total strain diagram with ascending branch and falling branch. State of system is characterized by the equilibrium operator equation. In order to solve this equation and investigate the equilibrium parameters, the numerical method of Newton is used. Since the falling branch of the total strain diagram is taken into account, introduced technique enables us to capture all the equilibrium positions of mechanical system. The convergence conditions of this method are researched for a steel beam. The direct numerical simulations corroborate the results, derived in earlier surveys.

Рассматриваем длинную балку прямоугольного поперечного сечения с шириной b и высотой $2h$. Балка подвергается чистому изгибу под действием изгибающего момента M (рис. 1). Свойства материала определяет полная диаграмма деформирования $\sigma(\varepsilon)$, имеющая восходящую и ниспадающую ветви (рис. 2). Символами σ_B и ε_B обозначены соответственно напряжение предела прочности и деформация ему отвечающая, ε_z - деформация разрушения. Функцию $\sigma(\varepsilon)$ полагаем непрерывно дифференцируемой с монотонно восходящим и падающим участками.

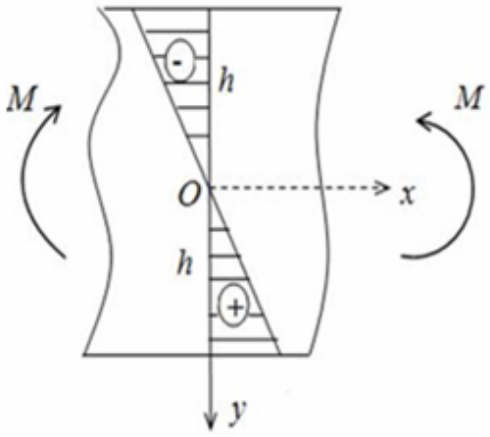


Рисунок 1

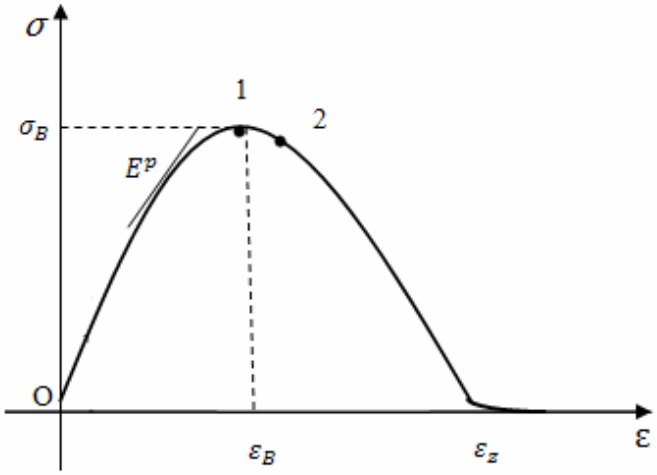


Рисунок 2

В задаче чистого изгиба единственной ненулевой компонентой тензора напряжений является продольное напряжение $\sigma_x = \sigma(y)$, а продольная деформация $\varepsilon_x = \varepsilon(y)$ линейно

распределена по высоте балки. Полагаем, что свойства материала при сжатии и растяжении одинаковы. Поэтому диаграмма $\sigma(\varepsilon)$ симметрична относительно начала координат. Это также означает, что положение нейтральной плоскости, в точках которой продольные напряжения и деформации равны нулю, неизменно.

Наклон диаграммы деформирования характеризует четная функция $E^p(\varepsilon) = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, имеющая смысл касательного модуля. Её знак определяет состояние материала. Если $E^p > 0$, то материал находится в состоянии упрочнения, если $E^p < 0$, то в состоянии разупрочнения.

Для исследования равновесия балки опираемся на тот факт, что каждый элемент образца находится в состоянии активного деформирования. В этом случае любой материал не отличим от нелинейно упругого материала, и тогда можно выписать потенциал напряжений в виде работы деформаций материального элемента

$$G(\varepsilon) = \int_0^{\varepsilon} \sigma(e)\, de.$$

Считая теперь при нагружении изгибающий момент M параметром управления, а кривизну κ параметром состояния выражение для полной энергии механической системы запишем в виде

$$\Pi(\kappa, M) = 2b \int_0^h G(\kappa y) dy - \int_0^{\kappa} M d\kappa \qquad (\varepsilon = \kappa y). \tag{1}$$

Здесь первое слагаемое отвечает внутренним усилиям, возникающим в балке при деформировании, а второе - внешним активным силам. Эта функция при заданном изгибающем моменте M является функцией только параметров состояния. Тогда критические точки, в которых (1) имеет экстремум, находим из следующего уравнения

$$\frac{\partial \Pi}{\partial \kappa} = 2b \int_0^h \sigma(\kappa y) y dy - M = 0. \tag{2}$$

Полученное уравнение является статическим уравнением равновесия и связывает параметры управления и состояния в положениях равновесия балки. Уравнение (2) можно записать в виде операторного уравнения

$$F(\kappa, M) = 0, \tag{3}$$

где

$$F(\kappa, M) = 2b \int_0^h \sigma(\kappa y) y dy - M$$

– нелинейный оператор. Далее его будем обозначать $F(\kappa)$, предполагая, что зафиксировано некоторое значение изгибающего момента.

Найдем корни $\kappa(M)$ уравнения (3) при заданном M. Для этого воспользуемся численным методом Ньютона, который основан на построении последовательных приближений κ_n к решению κ уравнения с помощью последовательной линеаризации уравнения.

А именно, пусть задано некоторое значение управляющего параметра M_0. Разрешим уравнение равновесия относительно κ. Допустим, что первое приближение к решению κ_0 выбрано произвольным образом из области определения. Для нахождения последующего приближения κ_1 уравнение (3) заменим линеаризованным в точке κ_0 уравнением [1]

$$F\kappa_0 + F'(\kappa_0) \cdot (\kappa - \kappa_0) = 0.$$

Если определен обратный оператор $[F'(\kappa_0)]^{-1}$, то приходим к следующему выражению для κ_1.

$$\kappa_1 = \kappa_0 - [F'(\kappa_0)]^{-1} F\kappa_0$$

Повторяя аналогичные рассуждения уже для нового приближения κ_n, записываем производную $F'(\kappa_n)$, и в случае невырожденности обратного оператора $[F'(\kappa_n)]^{-1}$ получаем последовательность

$$\kappa_{n+1} = \kappa_n - [F'(\kappa_n)]^{-1} F\kappa_n \qquad (4)$$

приближенных решений уравнения (3). Процедуру (4) для заданного M_0 повторяем до тех пор, пока разность последующих приближений $|\kappa_{n+1} - \kappa_n|$ будет пренебрежительно мала.

В полученных соотношениях производная оператора $F'(\kappa)$ предполагается в общем случае производной по Фреше [2]. А поскольку рассматриваемая задача является одномерной, то производная функционала является обыкновенной производной от одномерной функции. Вычислим её, учитывая (2) и соотношение для касательного модуля

$$F'(\kappa) = \frac{\partial^2 \Pi}{\partial \kappa^2} = 2b \int_0^h \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \cdot \frac{\partial \varepsilon}{\partial \kappa} \cdot y dy = 2b \int_0^h E^p \cdot y dy \qquad (5)$$

Выражение (4) будет не корректно, если производная $F'(\kappa)$ в некоторой точке обратится в нуль, то есть

$$2b \int_0^h E^p \cdot y dy = 0 \qquad (6)$$

Тогда метод Ньютона дает решение, не соответствующее реальности.

Данный алгоритм сходится не всегда. Сходимость метода Ньютона обеспечивается следующими условиями:

1) функция $F(\kappa)$ и её производные $F'(\kappa)$ и $F''(\kappa)$ непрерывны на промежутке, на котором ищется решение;
2) значения функции F на концах промежутка имеют разные знаки;
3) обе производные $F'(\kappa)$ и $F''(\kappa)$ на рассматриваемой области сохраняют каждая определенный знак [3].

Первое условие выполнится вследствие непрерывной дифференцируемости главной зависимостью напряжений от деформации $\sigma(\varepsilon)$. Однако второе и третье условия не удовлетворяются, если функция $F(\kappa)$ на области определения имеет экстремум. Причем точка экстремума определяется из соотношения (6). Следовательно, область определения разбивается на участки монотонности функции $F(\kappa)$, на каждом из которых отдельно применяется метод Ньютона.

Такие промежутки называются “области притяжения” корней [1], поскольку при любом выборе начального приближения параметра состояния κ из этих промежутков последовательность (4) сходится к соответствующему решению, поскольку на областях притяжения выполняются условия сходимости метода. Таким образом, предложенный алгоритм можно использовать отдельно на каждой области притяжения и получать соответствующее решение

$$\kappa = \lim_{n \to \infty} \kappa_n$$

уравнения (3) при заданном изгибающем моменте. Получившуюся пару (M, κ) отмечаем точкой на диаграмме “изгибающий момент - кривизна”, которая характеризует динамику разрушения балки.

Применим изложенный алгоритм для исследования параметров равновесия стальной балки $\left(E = 2 \cdot 10^4 \frac{кГ}{мм^2}, \varepsilon_B = 0{,}01\right)$ высотой $2h = 20$ мм и шириной $b = 1$мм. Свойства материала балки описывает симметричная относительно начала координат диаграмма растяжения (рис. 3), заданная следующей формулой

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \cdot e^{-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_B}} \qquad (\varepsilon = \kappa y).$$

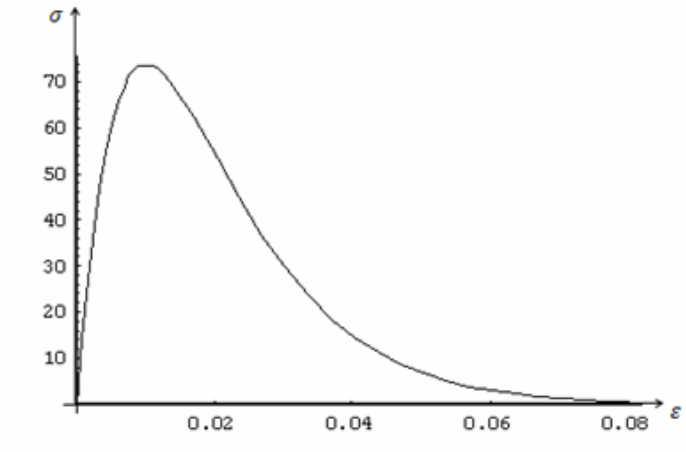


Рисунок 3

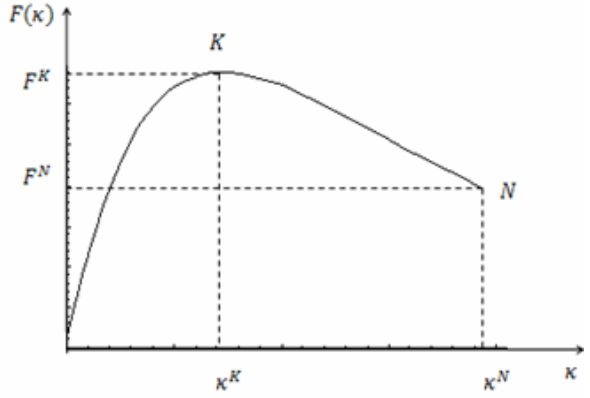


Рисунок 4

В этом случае соотношение для касательного модуля и уравнение равновесия примут вид

$$E^p(\varepsilon) = E\left(1 - \frac{\varepsilon}{\varepsilon_B}\right)e^{-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_B}}, \tag{7}$$

$$F(\kappa) = 2bE\kappa \int_0^h e^{-\frac{\kappa y}{\varepsilon_B}} \cdot y^2 dy - M = 0. \tag{8}$$

Функция $F(\kappa)$, график которой представлен на (рис. 4) при нулевом управляющем параметре ($M = 0$), имеет два участка монотонности OK и KN. Причем точку экстремума функции определяем из условия (6). В зависимости от значения изгибающего момента функция может иметь разное число нулей (рис. 5).

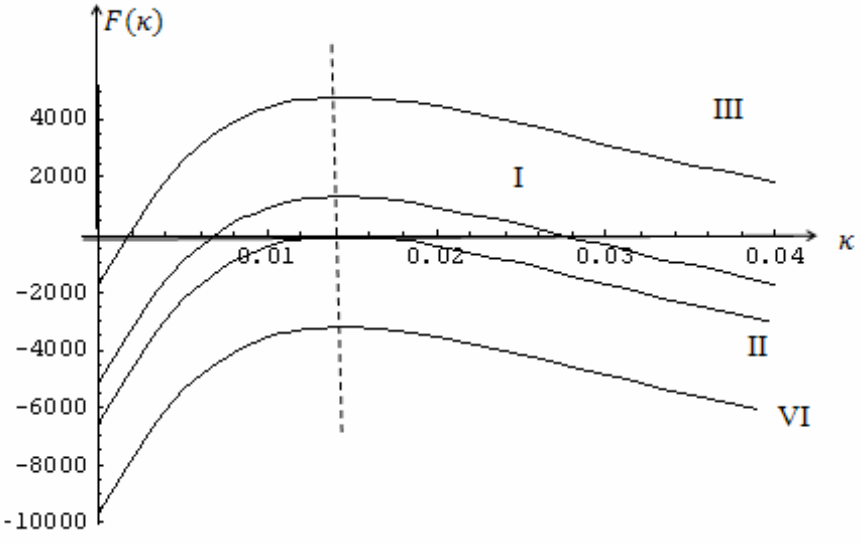


Рисунок 5

Кривая I на (рис. 5) отвечает параметру M^1из промежутка $[F^N, F^K)$ см. (рис. 4). Для неё уравнение (3) имеет два корня. Чтобы их найти методом Ньютона, всю область определения $[0, \kappa^N]$ функции F необходимо разбить на две области притяжения $L_1 = [0, \kappa^K)$ и $L_2 = (\kappa^K, \kappa^N]$, после чего применить алгоритм на каждой отдельно. Здесь координата κ^K является вырожденной точкой, в которой обратный оператор $[F'(\kappa)]^{-1}$ не существует, поэтому κ^K находится из соотношения (6). Координаты точки N отвечают деформации разрушения ε_z (рис. 2).

На введенных областях притяжения функция $F(\kappa)$ непрерывно дифференцируема вместе со своими производными

$$F'(\kappa) = 2bE \int_0^h \left(1 - \frac{\kappa y}{\varepsilon_B}\right) e^{-\frac{\kappa y}{\varepsilon_B}} \cdot y^2 dy,$$

$$F''(\kappa) = 2bE \int_0^h \left(-\frac{2y}{\varepsilon_B} - \frac{y^2 \kappa}{\varepsilon_B^2}\right) e^{-\frac{\kappa y}{\varepsilon_B}} \cdot y^2 dy$$

На концах промежутков L_1 и L_2 значения функции имеют разные знаки ($F(0) < 0$, $F(\kappa^K) > 0$ в L_1 и $F(\kappa^K) > 0$, $F(\kappa^N) < 0$ в L_2), При этом производные $F'(\kappa)$ и $F''(\kappa)$ на областях притяжения каждая сохраняют определенный знак, а именно обе отрицательные на L_1 и L_2.

Тогда для любого управляющего параметра M из области $[F^N, F^K)$ и для любого начального приближения κ_0 метод Ньютона будет сходиться и последующие приближения уравнения (3)

$$\kappa_{n+1} = \kappa_n - \frac{2bE\kappa_n \int_0^h e^{-\frac{\kappa_n y}{\varepsilon_B}} \cdot y^2 dy - M}{2bE \int_0^h \left(1 - \frac{\kappa_n y}{\varepsilon_B}\right) e^{-\frac{\kappa_n y}{\varepsilon_B}} \cdot y^2 dy}, \quad (9)$$

вычисленные, учитывая (5), (6), (7), будут “притягиваться” к решению, соответствующему области, из которой берется κ_0. Причем, если начальное приближение из области L_1, то получаем восходящую ветвь OK диаграммы “изгибающий момент - кривизна” (рис. 6), если κ_0 из L_2, то подающий участок KN. Необходимо отметить, что кривизна, отвечающая пределу прочности, лежит на восходящем участке диаграммы “изгибающий момент - кривизна” и обозначена точкой 1. На этой стадии происходит переход наиболее растянутых волокон балки на стадию разупрочнения.

Если изгибающий момент M равен $M^2 = F^K$, то функции F отвечает кривая II на (рис. 5). В этой ситуации метод Ньютона не приводит к реальным результатам, поскольку не выполняются условия сходимости, указанные ранее, и формула (9) становится не корректна. Однако кривизну κ_K, которую задает изгибающий момент M^2, можно получить из условия (6). При этой кривизне начинается разрушение в балке. Причем точка K соответствует вершине диаграммы $F(\kappa)$ (рис. 4) и точке 2 на полной диаграмме деформирования (рис. 2).

При дальнейшем увеличении нагрузки $M > F^K$ функция F не будет иметь нулей (кривая IV на (рис. 5)), то есть задаваемая нагрузка M^4 будет закритической и приведет к мгновенному разрушению балки. На (рис. 6) этому случаю отвечает прямая IV.

Отметим также, что если изгибающий момент задается из области $M^3 \in [0, F^N]$, то исследуемая функция имеет только одно нулевое значение (кривая III на (рис. 5)). В этом случае метод Ньютона можно применять на обеих областях притяжения, но на второй L_2 решение уравнения (3) не отражает реальную ситуацию. Поэтому решения из этой области при

постепенном увеличении нагрузки M отбрасываем до тех пор, пока не получим точку N, символизирующую разрушение крайних наиболее растянутых волокон балки.

Таким образом, четыре рассмотренные случая полностью исчерпывают все возможные равновесные состояния балки, возникающие во время нагружения. Предложенный численный метод Ньютона позволяет получить все возможные положения равновесия и построить диаграмму “изгибающий момент - кривизна” (рис. 6), как её восходящий участок, так и падающий.

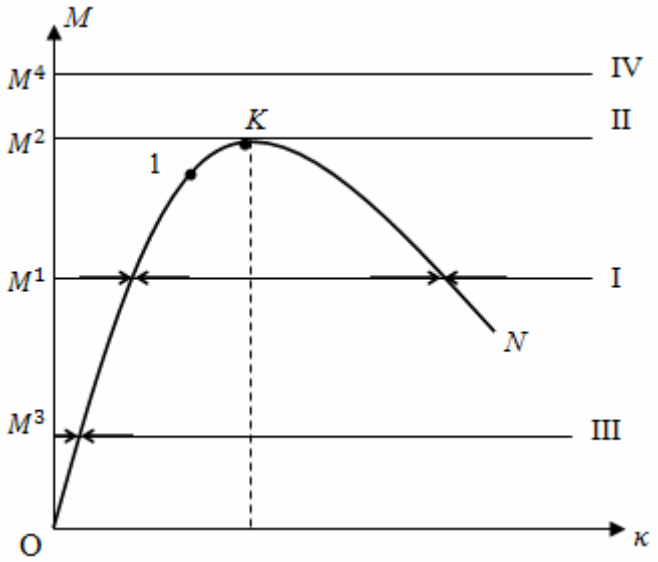


Рисунок 6

Все полученные результаты не противоречат физической картине разрушения, которое происходит в образце при нагружения и согласуется с проведенными ранее исследованиями [4].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 10-01-96018, РФФИ-Урал).

Список используемых источников

1. Колмогоров А. Н., Фомин С. В. Элементы теории функций и функционального анализа, М.: Наука, 1989, - 624 с.
2. Красносельский М. А., Вайникко Г. М., Забрейко П. П. Приближенное решение операторных уравнений, М.: Наука, 1969, - 456 с.
3. Фихтенгольц Г. М. Курс дифференциального и интегрального исчисления, Т. 1, М.: Наука, 1970. – 608 с.
4. Бахарева Е. А., Стружанов В. В. Итерационные процедуры расчета параметров равновесия и устойчивость процесса чистого изгиба балок из пластичных и хрупких разупрочняющихся материалов // *Вестн. Сам. гос. техн. ун-та*, 2010. - №1(20). – С. 84-95.

НЕРАВНОВЕСНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПРИ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА В ЖЕЛЕЗЕ И СТАЛИ

Шашкова Л. В., Савченков Э. А.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
E-mail: lvshashkova@bk.ru ; Earnest@list.ru

NONEQUILIBRIUM PHASE TRANSITIONS AT NONLINEAR DIFFUSION OF HYDROGEN IN FERROUM AND STEEL

Shashkova L. V., Savchenkov E. A.
The Orenburg state university, Orenburg, Russia
E-mail: lvshashkova@bk.ru ; Earnest@list.ru

The estimation of a degree supersaturation of vacancy of crystallite is made at hydrogen charging without cathodic polarization at room temperature. At a stage of nonlinear diffusion supersaturation makes ≈ 3000 %, there are the local situations close to limiting temperature, so-called cold fusion or amorphization. The review on the given question is given.

Произведена оценка степени вакансионного пересыщения кристаллитов при наводороживании без катодной поляризации при комнатной температуре. На этапе нелинейной диффузии пересыщение составляет ≈ 3000% , возникают локальные ситуации, близкие к предельной температуре, так называемое холодное плавление или аморфизация**.** Дан обзор по данному вопросу.

Исследование механизмов водородного охрупчивания, структурных превращений и водородной деградации физико-механических свойств металлических материалов является фундаментальной научной проблемой, изучаемой в нашей стране и за рубежом почти более 150 лет. Не ослабевает интерес к этим исследованиям и в настоящее время, о чем свидетельствуют не только международные симпозиумы и конференции, но и все возрастающее число журнальных публикаций, периодически появляющиеся (как у нас, так и за рубежом) обзоры и монографии по "водородной" тематике. В них затрагиваются как фундаментальные вопросы состояния водорода в металлах, природы аномально высокой диффузионной подвижности водорода в железе, палладии и других металлах, так и вопросы часто технологически неизбежного и во многих случаях нежелательного присутствия водорода в конструкционных материалах. Изучение реакции металлов на введение водорода связано с решением ряда проблем атомной, ядерной и водородной энергетики.

Образование низкоэнергетических субструктур и микротрещин, в зависимости от активационного объема металл – водородного взаимодействия, при нестационарной диффузии рассматриваются как кинетические фазовые переходы с точки зрения самоорганизации диссипативных структур в точках бифуркационной неустойчивости насыщенных водородом зон. Фазовые переходы в открытых системах М-Н являются неравновесными. В отличие от обычных фазовых переходов, для которых характерно постоянство соответствующего состава сплава и реализация фазового перехода только за счет изменения температуры, неравновесные фазовые переходы могут происходить при постоянной температуре и изменении концентрации одного или нескольких компонентов сплава. Необходимым условием реализации этого пути фазовой трансформации является высокий коэффициент диффузии второго компонента при температурах существования тех или иных фаз. Экспериментально установлено, что нестационарный водород гиперподвижен. При комнатной температуре его коэффициент диффузии в α-железе на 12-13 порядков выше, чем других примесей внедрения, и в $10^{20} – 10^{30}$ раз превышает коэффициент самодиффузии атомов железа.

Примененная в [1] оригинальная методика по изучению in sity кинетики изменения тонкой структуры железа и его сплавов при наводороживании позволила определить, что пе-

ренос водорода в ОЦК-решетке – процесс анизотропный и локальный. Установлено [1], что массоперенос водорода через кристаллическую решетку феррита при комнатной температуре создает ориентированные, преимущественно по линии (110), концентрационные микронапряжения, которые нарастали и релаксировали в процессе наводороживания и зависели от исходной структуры и термообработки. Различные величины микронапряжений по отдельным кристаллографическим плоскостям и высокий уровень микронапряжений в плоскости скольжения можно объяснить неоднородной диффузией водорода по кристаллической решетке. Структура и фазовый состав стали также влияют на подвижность и распределение водорода [2]. Диффузия водорода через феррит, имеющий объемноцентрированную решетку, протекает значительно легче, чем через аустенит, имеющий гранецентрированную решетку. Цементит, имеющий орторомбическую решетку, обладает низкой водородопроницаемостью. Мартенсит обладает меньшей проницаемостью, чем троостит, а последний – меньшей, чем сорбит и структура нормализованной стали. Следовательно, к неоднородной диффузии водорода по кристаллической решетке феррита добавляется неоднородная диффузия через фазы и межфазные границы. К тому же, зерна структуры различно ориентированы относительно фронта диффузии, что дополнительно создает градиенты напряжений и концентраций. Все перечисленные особенности неравномерной, избирательной, анизотропной диффузии водорода объясняют высокий уровень концентрационных микронапряжений (локально превышающий предел текучести), наблюдаемый на стадии нестационарной диффузии водорода при комнатных температурах. Причем стохастичность в поведении системы металл-водород выражена тем более, чем выше исходная структурно-химическая неоднородность.

Следует отметить, что обычно эквивалентную фугитивность $f_э$ водорода оценивают по закону Сивертса и величине j – скорости максимального стационарного потока водорода. Оценки по Сивертсу не дают уровень микронапряжений, оцененных с помощью рентгеноструктурного анализа. Закон Сивертса отражает термодинамическое равновесие и не выполняется в нестационарных условиях, когда определяющим является фактор нелинейности.

Индуцируемые водородом ориентированные концентрационные микронапряжения сдвигают химический потенциал примесных и собственных точечных дефектов (вакансий и междоузлий) и активируют процессы их диффузии. Начинает работать механизм «вакансионного насоса» - диффузия вакансий из области сжатия в область растяжения. Оценка в соответствии с [3] степени вакансионного пересыщения кристаллитов составляет:

$$\frac{C}{C_0} = \exp\frac{\sigma_н V_м}{\kappa T},$$

где $\kappa T = 4 * 10^{-21}$Дж; $V_м = 1{,}2 * 10^{-29}$м^3 – атомный объем железа.

При водородных микронапряжениях 600 МПа степень вакансионного пересыщения оказывается равной 600%. Из мест пересыщения происходит сток вакансий на дислокации и в области растяжения, образуются вакансионные кластеры и петли, стимулируется неконсервативное движение дислокаций (рис. 1). При уровне локальных микронапряжений 1100 МПа пересыщение составляет 2700% , возникают локальные ситуации, близкие к предельной температуре, так называемое холодное плавление. Рентгеновский метод дает усредненные по всему облучаемому объему значения микронапряжений. Естественно ожидать, что уровень локальных микронапряжений будет выше. Вакансии всегда увеличивают свободный объем материала, а в твердой фазе эта величина не может быть слишком большой [4–6].

При оценки равновесной концентрации вакансий c в гидростатически растянутой кристаллической решетке металла были получены следующие результаты: при значениях $0.01 \leq c \leq 0.2$ величина свободного объема в конденсированном веществе уже соответствует жидкому состоянию, а при $c > 0.2$ свободный объем тела становится настолько большим, что вещество может существовать только в газообразном виде [4–6].

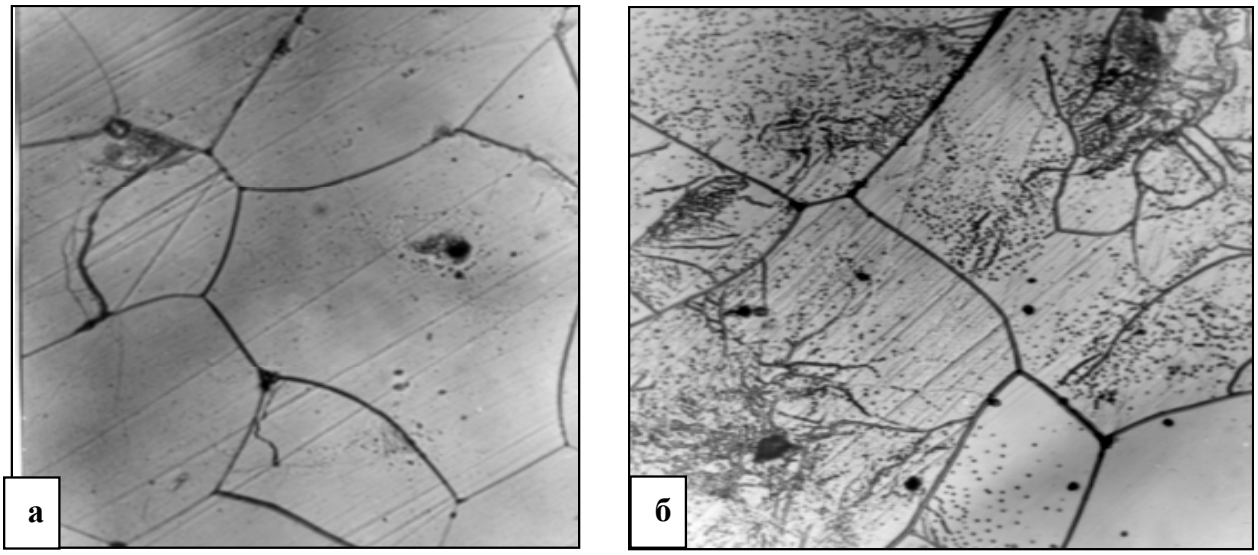


Рисунок 1 – Микроструктура отожженного кремнистого железа (×250): *а*) исходное состояние; *б*) после наводороживания.

Полученные результаты по оценке степени вакансионного пересыщения и холодному плавлению при нелинейной диффузии водорода согласуются с сенсационными сообщениями, появившимися в последние годы, о совершенно необычном характере взаимодействия водорода с металлами. В этих экспериментах обнаружена неизвестная ранее способность водорода, при его сверхравновесных концентрациях в некоторых металлах кардинально, изменять их физическую природу. Вот некоторые эффекты, приведшие к пересмотру сложившихся представлений о состоянии вещества. Это аномальная пластическая автодеформация железа в присутствии водорода [7–9], синергетические эффекты микропластичности (например, [10–11]), эффект обратимой потери формы в аморфных металлических сплавах [12–13], получение аморфного состояния металлических сплавов при очень высоких концентрация водорода [14] и др. Господствующая дислокационная парадигма не смогла объяснить данных эффектов. Согласно ей взаимодействие водорода с дислокациями или ограничивает движение дислокаций и способствует деградации пластических свойств металла, или наоборот, способствует движению дислокаций и приводит к снижению напряжения течения. В случае аномальной пластической автодеформации роль дислокационного фактора ничтожна, как и в экспериментах [14]. Вопрос о существовании дислокаций в аморфных металлических сплавах (см. [15]) до сих пор остается дискуссионным. В металлах Va группы заметной дислокационной деформации металлов при насыщении водородом также не обнаружено. Теория дислокаций связывает (см. [16]) напряжение течения при пластической деформации, τ, длину свободного пробега дислокации L, вектор сдвига, вектор Бюргерса b, и относительную деформацию ε следующим соотношением: $\tau = G\left(\varepsilon b / L\right)^{1/2}$. Из этого соотношения видно, что снижение напряжения течения может быть обусловлено либо облегчением движения дислокаций (увеличение длины свободного пробега L) по тому или иному механизму, либо снижением модуля сдвига G. Последнее предполагает изменение фундаментальных свойств вещества, поскольку упругие константы опосредованно характеризуют силы межатомного (межмолекулярного) взаимодействия. Поэтому естественно считать, что снижение сопротивления сдвиговой деформации, в первую очередь, связано с изменением, уменьшением, модуля сдвига G. Между вязкостью и модулем сдвига существует прямолинейная зависимость. В интервале затвердевания модуль сдвига пропорционален вязкости жидкости, а в точке стеклования достигает постоянной величины, характерной для кристаллических твердых тел. Кристаллическое твердое тело характеризуется высокими значениями модуля нормальной упругости E и модуля сдвига G. В жидкости модуль Юнга и модуль Гука стремятся к ни-

чтожно малым значениям. В приведенных выше примерах взаимодействия водорода с металлами возникает принципиально иная ситуация: катастрофически снижается модуль сдвига, что характерно для жидкого состояния вещества, при сохранении относительно высоких значений модуля Юнга, что характерно для твердого состояния. Поэтому, есть основание определить по этим критериям возникающее при пересыщении водородом некоторых металлов и сплавов состояние как "квазижидкое".

Рассмотрим данную проблему с точки зрения физики прочности конденсированных сред. Согласно ей, для всех конденсированных сред имеет место явная зависимость температур межагрегатных фазовых переходов от параметров приложенной механической нагрузки. В то же время хорошо известна сильная зависимость пластических и прочностных свойств материалов от приложенного внешнего давления. Важно, что обе эти зависимости имеют во многом сходный характер. Несомненно, учет этих эффектов должен быть важен для понимания физической природы явлений, дающих начало процессам разрушения твердых тел. При анализе механических свойств материалов и конструкций, всегда следует считаться с возможностью того, что условия, необходимые для зарождения и развития очагов разрушения, могут стать зависимыми от особенностей протекания агрегатных превращений в твердой фазе. В подтверждение этого приведем несколько примеров.

Допустим, что в твердом теле имеется какой-либо дефект сплошности материала, например, сферическая пора. Ее объем не может быть пустым, поскольку из диаграммы равновесных фазовых состояний любого вещества следует, что твердая фаза может находиться в равновесии только со своим паром или расплавом, а не с вакуумом. Тогда любой дефект сплошности твердой фазы, всегда должен быть заполнен либо паром, либо жидким расплавом. Исключение составляет тройная точка, в которой пора может содержать одновременно смесь жидкой и газообразной фаз. Если объем пор увеличить, количества жидкой и газообразной фаз соответственно также увеличатся. Поскольку возникновение и увеличение в размерах дефектов сплошности по определению является процессом разрушения [17, 18], отсюда следует, что процесс разрушения твердого тела неразрывно связан со структурно-фазовыми превращениями на множестве агрегатных состояний вещества. Либо он сопровождается испарением твердой фазы в пору, либо при разрушении происходит плавление (аморфизация) материала вокруг поры. Подобные же явления протекают и в том случае, когда в начальных состояниях поры не было совсем, и она зародилась лишь во время действия внешней силы.

Существуют экспериментальные подтверждения сказанному. В работах [19–22] приведены многочисленные наблюдения (в том числе в динамическом режиме в колонне электронного микроскопа [19]), свидетельствующие о том, что процессы разрушения твердой фазы часто сопровождаются и даже предваряются структурно-фазовыми агрегатными превращениями в виде локальной аморфизации или плавления вблизи концентратора напряжений. Полезно рассмотреть и противоположный пример, когда внутри твердого тела по каким-либо причинам происходят процессы локального плавления [6] или сублимации. Они неизбежно должны сопровождаться появлением дефектов сплошности, заполненных расплавом или паром. В противном случае новую фазу негде было бы разместить внутри сплошного объема твердого тела. Из этого следует, что любые процессы локальных агрегатных превращений в объеме твердой фазы должны одновременно сопровождаться ее локальными разрушениями.

Главный вывод состоит в том, что термодинамические условия зарождения очагов локального плавления и сублимации в твердом теле должны полностью совпадать с термодинамическими условиями зарождения сопутствующих им дефектов сплошности. И наоборот, условия возникновения очагов локального разрушения твердой фазы всегда должны быть идентичны условиям протекания процессов локального испарения или плавления материала, сопровождающих появление и развитие дефектов сплошности. Осуществление какого-нибудь одного из этих процессов в принципе невозможно без соответствующего сопровождения его другим, неразрывно связанным с ним, процессом [23].

Список использованных источников

1. Савченков Э.А., Шашкова Л.В., Шашкова В.К. Влияние диффузионного движения водорода на характеристики тонкой структуры и микродеформацию феррита // Изв. РАН РФ. Металлы. −М., 1997. − № 4. − с. 75 - 79.
2. Гельд П.В. Водород и несовершенства структуры металлов.− М.: Металлургия, 1979. – 221с.
3. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. − М.: Наука, 1983. – 236 с.
4. Скрипов В.П. Метастабильная жидкость.− М.: Наука, 1972.− 312с.
5. Френкель Я.И. Собр. избр. трудов. Т. III. Кинетическая теория жидкостей. − М.-Л.: АН СССР, 1959. − 459 с.
6. Лифшиц И.М. Избр. тр. Физика реальных кристаллов и неупорядоченных систем.− М.: Наука, 1987. − 552 с.
7. Шаповалов В.И., Карпов В.Ю. Явление аномальной пластической автодеформации при термоциклировании Fe – H сплавов // ДАН УССР, 1981. −№ 7. – С. 90 - 94.
8. Шаповалов В.И., Карпов В.Ю. О природе аномальной спонтанной деформации железа в присутствии водорода // ФММ, 1983. – Т. 55. − № 4. – С. 805 - 810.
9. Диплом на открытие 313. Явление возникновения подвижных водородонасыщенных метастабильных зон при полиморфном превращении металлов/ В.И. Шаповалов, В.Ю. Карпов// Открытия. Изобретения, 1986. − № 31. – С. 13.
10. Спивак Л.В., Скрябина Н.Е., Кац М.Я. Водород и механическое последействие в металлах и сплавах. Пермь: Из-во ПермГУ, 1993. − 344 с.
11. Спивак Л.В., Скрябина Н.Е. Эффекты пластичности превращения и памяти формы в системе Zr-H //ФММ. 1996.− Т.81.− в.5. −С.167-171.
12. Скрябина Н.Е., Спивак Л.В., Вылежнев В.П., Хоминский В.А. Влияние водорода на свойства аморфного сплава Fe78Nb3,5Cu1B4Si13,5 //Письма в ЖТФ, 1996. − Т.22.− в.23.− С.36-39.
13. Скрябина Н.Е., Спивак Л.В., Хоминский М.А.Э Вылежнев В.П., Ладьянов В.И. Влияние водорода на свойства аморфных сплавов на основе железа и кобальта // ФММ, 1997.− Т.83.− № 3. −С.139-144.
14. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимобо К. Аморфные металлы.− М.: Металлургия, 1987. − 328 с.
15. Zhang T.Y., Chu W.Y., Hsiao C.M. Mechanism of hydrogen indused softening // Scr. Met., 1986.− V.20.− № 2.− P. 225-230.
16. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов.− М.: Мир, 1972.- 408 с.
17. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов.− М.: Металлургия, 1984.− 280с.
18. Разрушение. Т. I-VII. /под редакцией Либовица Г.М.− М.: Мир, 1973-1976.
19. Тутнов А.А., Доровский В.М., Елесин Л.А. Аморфизация кристаллических материалов в зоне перед вершиной развивающейся трещины/Синергетика и усталостное разрушение металлов.− М.: Наука, 1989. − С. 45-57.
20. Павлов В.А. Аморфизация структуры металлов и сплавов с предельно высокой степенью пластической деформации/ / ФММ, 1985.− Т. 59.− Вып. 4. − С. 629-649.
21. Иванова В.С. Механика и синергетика усталостного разрушения// ФХММ, 1986.− № 1.− С.62-68.
22. Осипов К.А. Новые идеи и факты в металловедении.− М.: Наука, 1986. − 71с.
23. Васильев Л.В. О связи процессов зарождения очагов разрушения с явлениями деформационно - индуцированной неустойчивости кристаллических решеток / Сборник статей по материалам I международной конференции. – М., 2006. – С. 66 - 69.

О МЕХАНИЗМЕ ВОДОРОДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ СТАЛИ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЕРОВОДОРОДНОЙ СТРЕСС-КОРРОЗИИ

Савченков Э. А.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
E-mail: Earnest@list.ru

HYDROGEN FRACTURE OF STEEL AND ALLOYS UNDER STRESS-CORROSION AT HYDROGEN-SULPHIDOUS MEDIUM

Savchenkov E. A.
The Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: Earnest@list.ru

Mechanism hydrogen fracture of steel and alloys under stress-corrosion at hydrogen-sulphidous medium are discussed**.**

Автор [1] аналитического обзора по долговечности и разрушению металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов (МГП), опубликованного в журнале УФН (июль 2008г.), справедливо отмечает: «Исследование физических механизмов водородного охрупчивания и деградации физико-механических свойств металлических материалов является фундаментальной научной проблемой, интенсивно изучаемой в мире на протяжении последних нескольких десятков лет».

По данным ОАО “Газпром” за период 1991−2005 гг. 62% аварий МГП произошло по причине стресс- коррозии (КРН). Давление природного газа (метана) в МГП достигает 8 МПа, содержание сероводорода в очищенном природном газе составляет 0,0047гм $^{-3}$. На внутренних поверхностях стенок труб наблюдали отложения сажи (углерода) и сернистые отложения толщиной до 1мм. Содержание водорода в стенках аварийных труб на участке разрушения газопровода составляло 6,4−12 см^3/100г стали (0,032−0,06 ат. %), что в несколько раз превышает исходное содержание водорода (2,6−3см^3 на 100г стали (0,013−0,015ат.%)). Длительная эксплуатация МГП приводит к тому, что температура перехода металла в хрупкое состояние (T_{50}) повышается до комнатной температуры, а время до разрушения при испытании на замедленное разрушение металла труб из сталей типа 17ГС снижается. Пик стресс-коррозионных аварий МГП диаметром 1020−1420 мм наблюдается в интервале 10−25 лет эксплуатации [1]. Таким образом, происходит старение металла МГП, накапливаются водородные дефекты, хладостойкость снижается.

Коррозия и водородное охрупчивание являются причиной аварийных разрушений стальных баллонов для транспортировки газообразного водорода при высоком давлении (до 80 МПа). Проблема технологической совместимости металлических материалов и водорода приобрела особую актуальность при создании инфраструктуры водородной энергетики. Актуальная тематика отражается в названиях Международных и Всемирных конференций: “Expanding Hydrogen”− “Водородная атака” (Франция,2006); “Hydrogen Safety” − “ Водородная безопасность” (Испания,2007).В Трудах американской конференции по фундаментальным основам производства, хранения и использования водорода (2003г.) сформулировано: коррозия и водородное охрупчивание металлов тесно связаны с элементами их микроструктуры и, в частности, с сегрегационными и диффузионными процессами, протекающими на внутренних структурно-фазовых поверхностях и ассоциированных дефектах дислокационного типа; отмечается, что микромеханизмы таких процессов мало изучены [1]. В 2006 г. в Нижнем Новгороде проводился научно-практический семинар на тему «Проблемы старения магистральных трубопроводов» [1].

Автор [1] предложил следующую модель развития водородной хрупкости при старении сталей магистральных газопроводов. В процессе старения происходит массоперенос углерода и водорода и их выделение в виде карбогидридоподобных (типа $Fe_2CH_{0,6-2}$) одно-

мерных на дислокациях или двумерных адсорбированных на границах зёрен наносегрегаций кластерного типа. На межзёренных границах возможно образование сплошной сетки наносегрегаций толщиной ~ 1 нм. Термодинамическая стабильность нанофазы на границе с металлом может быть обусловлена низкой величиной натяжения в результате аморфизации нанофазы. Данную фазу нельзя выделить и идентифицировать в виде изолированной от дислокаций или границ зёрен трёхмерной фазы. Сегрегации не могут коагулировать. В зависимости от химического состава металла возможно образование $Fe_2(C,N)H_{0,6\text{-}2}$, интерметаллидогидридоподобных (Ni_3 Ti $H_{1\pm D}$) и других наносегрегаций на дислокациях и границах зерен в металлических материалах (сталях). Наносегрегации, по мнению [1], являются основной причиной межзёренного водородного охрупчивания, способствующего стресс-коррозии материала.

Модель [1] водородной хрупкости (ВХ) стали допускает существование адсорбированных "квазигидридных" нанофаз в негидрообразующих металлах (α–Fe) и учитывает образование химических соединений водорода с гидридообразующими примесями (C,N) и легирующими элементами стали. Отметим, что речь идет о механизме необратимой ВХ, которая только «готовит» границы металла к стресс-коррозии. Влияние фугитивности (летучести) водорода на механизм стресс-коррозии не обсуждается.

Представления о внутренней адсорбции в металлах развивал академик Архаров В.И.[2]. В 70-е годы углеродную гипотезу необратимой ВХ предложил и исследовал углерод-водородное влияние на прочностные и коррозионно- механические свойства стали Миндюк А.К [3].На предприятиях газовой отрасли содержание углерода в трубных сталях допускается до 0,2%.

Рассмотрим основные результаты и представления о водородной хрупкости и долговечности стали в условиях сероводородной стресс-коррозии, полученные в наших исследованиях [4,5].

В работе [4] по экспериментальным данным хрупкого разрушения при растяжении наводороженных цилиндрических образцов с острым кольцевым надрезом определили энергии активации разрушения и активационные объёмы микросколов − локальных зон металл-водородного взаимодействия в семи марках сталей. Предел текучести сталей был представлен диапазоном от 300 до 1700 МПа. Предполагая активационные объёмы плоскими кластерами толщиной, равной диаметру внедренного атома водорода ~ 0,06 нм, оценили диаметры металл - водородных кластеров при разрушении стали хрупким отрывом. Оказалось, что диаметры кластеров для разных структур металла имеют размеры 2–4 нм.

Tabata [6] наблюдал дископодобные металл – водородные образования на плоскостях $\{100\}$ и $\{110\}$ in situ при катодном наводороживании и деформировании монокристаллов железа в колонне высоковольтного электронного микроскопа. Диски имели диаметры от 50 нм до 200 нм. Вокруг плоских дисков возникали деформационный рельеф и микротрещины [6].

Таким образом, водород в железе и стали образует дископодобные нано кластеры в плоскостях скола и сдвига ОЦК решетки. По существу микротрещины. Поле приложенных напряжений стимулирует этот процесс.

Сероводородное растрескивание (стресс-коррозия) сталей относится к сложным явлениям коррозионно-механического разрушения в связи с одновременным влиянием растягивающих напряжений, хемосорбции сероводорода, электрохимической коррозии и водородного охрупчивания. Не случайно высказываются различные точки зрения на ведущие микромеханизмы разрушения. Состав сероводородного электролита, структура и свойства стали, уровень растягивающих напряжений влияют на зарождение и механизм развития трещин.

Результаты по долговечности и водородной хрупкости стали в процессе сероводородной стресс-коррозии были опубликованы в работе [5] − рисунки 1−3. Долговечность изучалась до появления микротрещин на цилиндрических образцах диаметром 5мм с острым кольцевым надрезом, т.е. на стадии инкубационного периода.

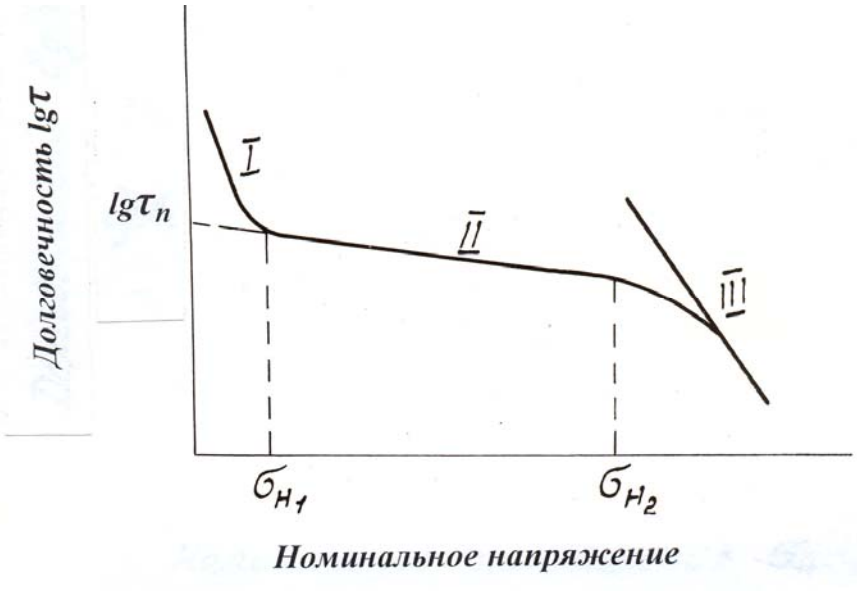


Рисунок 1 − Схема типичного изменения долговечности напряжённых сталей в сероводородных электролитах: участок 3 − испытания на воздухе.

На участке 1 кривой долговечности (рис. 1) ниже критического напряжения $\sigma_{н1}$ наблюдается значительное увеличение долговечности и разброс экспериментальных данных. Вид разрушенных образцов позволил заключить, что с учётом pH сероводородного электролита и поляризации разрушение происходит путем анодного растворения и необратимого водородного охрупчивания (образование и вскрытие подповерхностных пузырей-блистеров с молекулярным водородом).

На участке 2 кривой долговечности (рис. 1) в интервале напряжений $\sigma_{н1} - \sigma_{н2}$ (ориентировочно от предела упругости до 0,9 сопротивления отрыву) разрушение образцов происходит всегда хрупко по месту концентратора напряжений. В изломе видна начальная поверхностная трещина, плоскость которой перпендикулярна направлению растягивающих напряжений. Зависимость $\lg \tau - \sigma_н$ на участке 2 имеет линейный характер. Для трубных сталей долговечность кратковременна и изменяется от нескольких минут до 10–15 суток. В работе [5] установлено, что на участке 2 кривой долговечности (рис.1) разрушение контролируется обратимой водородной хрупкостью под влиянием летучего (фугитивного), то есть диффузионно-подвижного водорода.

При напряжениях больших $\sigma_{н2}$ долговечность определяется адсорбционным влиянием среды и высокими напряжениями.

Образец 1 находился под напряжением 100 МПа ниже критического напряжения $\sigma_{н1}$ и разрушился через восемь месяцев (вид слева − до, справа − после удаления продуктов коррозии). Разрушение произошло путём среза по сечению, расположенному на границе водной и паровой фаз после утонения этого сечения в результате общей коррозии. Надрезанное сечение образца (концентратор напряжений 2,2), которое находилось в водной фазе, не стало местом разрушения, несмотря на то, что металл испытывал трехосное растяжение.

Образец 2 при напряжениях выше предела текучести разрушился хрупким отрывом по надрезу (участок 2 на рис. 1). Образец 3 также разрушился по надрезу при напряжениях, превышающих $\sigma_{н2}$ и близких к пределу прочности надрезанного образца (поворот кривой 2 к участку 3 на рис.1).Излом имел вид смешанного вязко-хрупкого отрыва.

Параллельность графиков $\lg \tau - \sigma_Н$ на участке 2 (рис. 1) наблюдается для широкого класса испытанных сталей. Эта параллельность сохраняется с изменением pH среды и условий поляризации. Некоторые примеры представлены на рис. 3.



1 1 2 3

Рисунок 2 − Внешний вид разрушенных образцов стали 18ХГМФ (предел текучести 650 МПа) на участках соответственно 1,2,3 кривой долговечности (рис. 1): среда − водный раствор сероводорода pH 4.

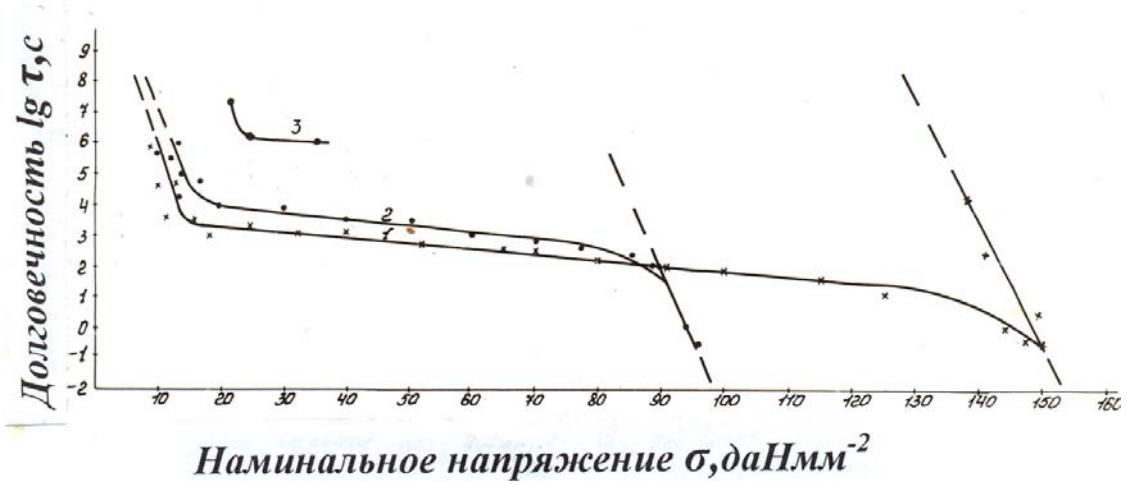


Рисунок 3 − Экспериментальная зависимость долговечности трубных сталей в сероводородных электролитах от уровня приложенных напряжений: 1− сталь 18ХГМФ, режим pH 0,6 при токе 10 мА/см ^{2}; 2− сталь 20, режим тот же; 3 − сталь 20, испытаны трубы Ø 168 ×14 × 500 мм по режиму pH 0,6 [5] .

В соответствии с кинетической природой прочности твёрдых тел [7], участок 2 кривой долговечности (рис. 1 и рис. 2) можно описать уравнением вида

$$\tau = \tau_0 \exp(\frac{u_o - \gamma\sigma}{kT}), \quad (1)$$

которое можно представить следующим образом:

$$\tau = \tau_n \exp[-\frac{\gamma\sigma}{kT}] \ . \quad (2)$$

Здесь τ_n названа приведённой долговечностью, которая определяется энергией активацией разрушения u_o при нулевом внешнем напряжении σ и находится экстраполяцией участка 2 на рис.1 и 2 на нуль σ. В работе [5] показано, что τ_n или логарифм этой величины характеризует сталь на склонность к стресс-коррозии в сероводородсодержащей среде по механизму охрупчивания летучим водородом.

Из параллельности участков 2 кривых долговечности (рис.3) и формулы (2) следует, что существует универсальная для всех сталей зависимость вида

$$\ln\frac{\tau_n}{\tau}=\frac{\gamma}{kT}\sigma=\alpha\sigma \qquad (3)$$

Соотношение (3) было экспериментально проверено. Испытания проводились по методике работы [5] на образцах, аналогичных рис.2. Полученные результаты, сведения по сталям и режимам испытаний представлены ниже на рис. 4.

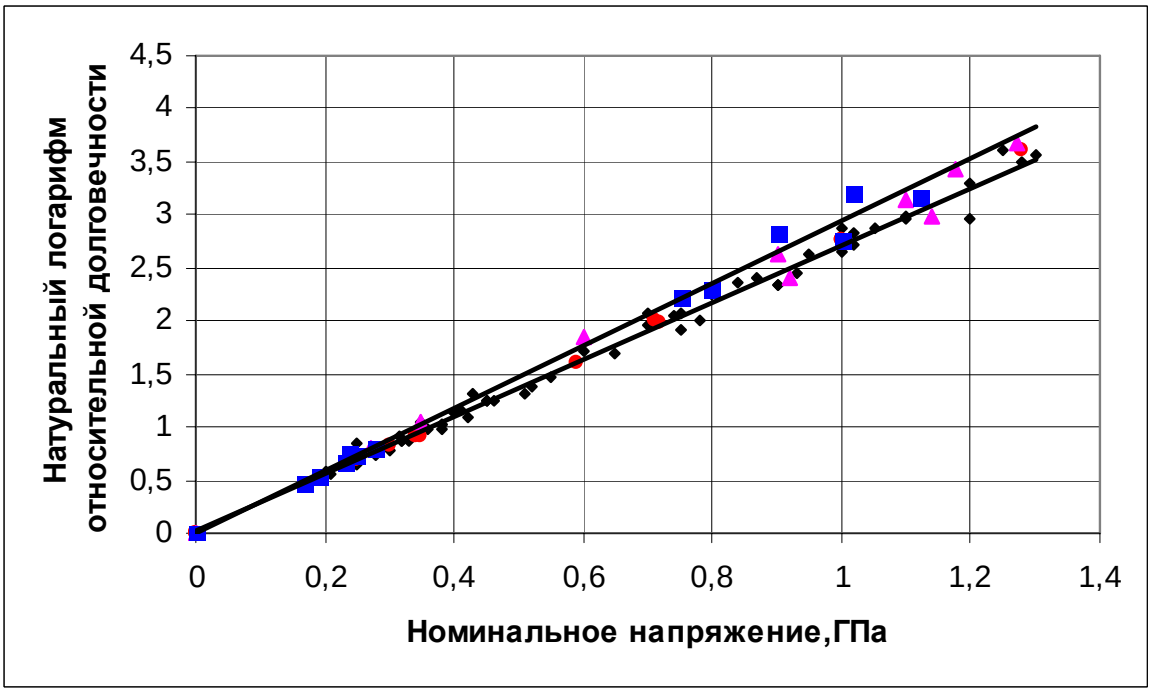


Рисунок 4–Универсальная зависимость между относительной долговечностью $\frac{\tau_n}{\tau}$ и номинальным (средним в сечении надрезанного образца) напряжением при стресс-коррозии стали в сероводородсодержащей среде по механизму охрупчивания летучим водородом:

▪ – стали марок: Х17Н13М2Т (закалка, предел прочности σ_b = 540 МПа); труба без надреза из стали 20 (σ_b = 480 МПа), сталь 20 Ø8мм(σ_b = 430 МПа), сталь 20 Ø2мм(σ_b = 430 МПа); 20Х13 (σ_b = 770 МПа); 07Х3ГНМ (σ_b = 680 МПа); 30ХМА (σ_b = 920 МПа и σ_b = 1140 МПа); 12Г2Ф с кальцием(σ_b = 580 МПа); 30ХГСАШ (σ_b = 1060 МПа); 20ХР(σ_b = 870 МПа); 30ХГСА(σ_b = 1010 МПа и σ_b = 1310 МПа); 38ХМЮА(σ_b = 1020 МПа и σ_b = 1240 МПа); 08КП(σ_b = 400 МПа); 20Х(σ_b =900 МПа и σ_b =1230 МПа);30Х(σ_b = 980 МПа и σ_b = 1300 МПа); 40Х(σ_b = 980 МПа и σ_b = 1230 МПа); 18ХГМФ(σ_b = 850 МПа; σ_b = 1060 МПа и σ_b = 1450 МПа); 20ХНР(σ_b = 1450 МПа); У8А(σ_b = 940 МПа); среда с подкислением соляной кислотой до pH 0,6.

■ – сплав ЭП-543 после дисперсионного твердения (σ_b = 1170 МПа); стали марок: 20Х2Г20ЮЧ с прокатки (σ_b = 780 МПа); сталь20п (σ_b = 480 МПа);12ХМФ(σ_b = 500 МПа); С-75 импортная (σ_b = 640 МПа); 18ХГМФ(σ_b = 850 МПа); среда с подкислением соляной кислотой до pH 0,6 при катодной поляризации током 10 мА/см^2.

● – стали марок: 20Х13(σ_b = 790 МПа); сталь20п(σ_b = 430 МПа); 07Х3ГНМ(σ_b = 680 МПа); 18ХГМФ(σ_b = 850 МПа); среда pH 4.

▲ – сталь 18ХГМФ(σ_b = 850 МПа), сероводородсодержащий электролит с ингибитором «Виско» pH 6,3 ; то же, но ингибитор «Донбасс» pH 5,9; 18ХГМФ(σ_b = 850 МПа), среда pH 4 с 20% метанола; сталь К (σ_b = 790 МПа) в статическом сероводородсодержащем газе; то же в динамическом сероводородсодержащем газе.

На графике рис.4 отложено ≈ 90 точек по результатам испытаний свыше 20 марок сталей и сплавов на стресс-коррозию в сероводородсодержащих газах и жидких средах с pH от 0,6 до 6,3, в том числе, при ингибировании общей коррозии. Были испытаны аустенитная и ферритная нержавеющие стали, малоуглеродистые и малолегированные трубные и конструкционные стали, среднеуглеродистые и перлитная сталь. Видно, что формула (3) является универсальной.

По графику рис.4 установлено, что коэффициент α формулы (3) варьирует в пределах $(2{,}73 - 2{,}96)10^{-9}$ Па$^{-1}$, что предсказывает величину активационного объёма микроскола при стресс-коррозии по механизму водородного охрупчивания равной $\gamma = (11-12)10^{-30}$ м^3. Величина γ мала и соответствует объёму α^3 ОЦК решётки железа.

По результатам, представленным на рис.4 (значениям τ_n), и формуле (1) рассчитана энергия активации стресс-коррозионного разрушения в сероводородсодержащих средах испытанных металлических материалов. Величины находятся в интервале $u_o = (13500 - 16400)$ МДж/м^3, что не противоречит другим публикациям [5]. В работе [4] получены значения энергий активации хрупкого разрушения наводороженных трубных сталей (сталь 20, Х46) и улучшенной стали 30ХМА $u_o = (7000 - 13500)$ МДж/м^3, а сталь 20 после субструктурного упрочнения методом ВЗТО увеличила u_o до величины 23400 МДж/м^3. Ясно, что сероводородная стресс-коррозия на 2 участке кривой долговечности происходит по механизму ВХ.

Данные по энергиям активации стресс-коррозии совпадают с известной для железа величиной энергии активации самодиффузии. Эффект ползучести в ослабленном сечении образца наблюдается экспериментально. О механизме зарождения поверхностной микротрещины стресс-коррозии можно судить по величине активационного объёма γ, который оказался очень мал. Водород, проникая в металл в виде протона, чрезвычайно подвижен, усиливает флуктуации атомных колебаний, что подтверждается рентгеновской дифракцией кристаллической решетки, поэтому вероятен фононный механизм генерации зародышевой трещины [7]. В соответствии с [7] активационный объём зарождения поверхностной микротрещины равен

$$\gamma = \frac{n\alpha^3}{G}, \qquad (4)$$

где G − параметр Грюнайзена, n − число оборванных связей в микротрещине.
Зная γ, по формуле (4) найдём n и оценим длину микротрещины $\ell = n\,\alpha$. Учтём, что на поверхности G раз в пять больше, чем в объёме металла. Тогда $\ell \approx 2$нм, что совпадает с размером плоского водородного кластера.

Таким образом, результаты испытаний образцов на долговечность при сероводородной стресс - коррозии в условиях стесненной деформации (трёхосное растяжение) показали:

− второй участок кривой долговечности контролируется растрескиванием под влиянием летучего водорода;

− номинальные внешние напряжения на этом участке высокие (от предела текучести до сопротивления отрыву);

− для конструкционных сталей растрескивание на втором участке кривой долговечности является критической стадией, поскольку свойства металла практически не влияют на механизм разрушения, а по времени на критическую стадию разрушения приходится 20% общей долговечности (рис.3).

Для решения практических задач долговечности конструкций важно исследовать на трубных заготовках процессы разрушения на первой докритической стадии и диагностировать момент наступления второй критической стадии.

Список использованных источников

1. Нечаев Ю.С. Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных газопроводов / Ю.С. Нечаев // УФН, 2008. −Т.178. − № 7. −С. 709 −726.
2. Архаров В.И. Об одном из новых направлений развития материаловедения / В.И. Архаров // Физ.-хим. механика материалов, 1976.− Т. 12.− №3.− С. 17-20.
3. Миндюк А.К. Об углерод-водородном влиянии на прочностные и коррозионно-механические свойства стали / А.К.Миндюк. − Львов: Препринт №12 ФМИ АН УССР. − 44 с.
4. Савченков Э.А. Параметр повреждаемости и кластерный механизм водородной хрупкости стали / Э.А.Савченков // Вестник Оренбург.гос. ун-та. Т.2. Естественные и технические науки, 2006. − №2. −С. 83-86.
5. Савченков Э.А. Долговечность и водородная хрупкость сталей при сероводородном растрескивании / Э.А.Савченков, А.Ф. Светличкин. − В кн.: Свойства конструкционных материалов при воздействии рабочих сред. Сб. науч. тр. − Киев: Наукова думка,1980. − С. 142 − 145.
6. Tabata Teizo. Direct Observation of the Effect of Hydrogen on the Mechanical Properties of Iron / Teizo Tabata // Нихон киндзуку гаккай найхо, Bull. Jap. Inst. Metalls, 1985. − V.24. − № 6. − P.458 − 493.
7. Физика прочности и пластичности: сб. статей участников I Всесоюзной школы-семинара, апрель 1983г., Ленинград / отв. ред. академик С.Н.Журков. − Л.: Наука,1986. −152 с.

ПОВЫШЕНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ СТАЛИ ВНУТРЕННЕМУ ВОДОРОДНОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОСЛЕ СУБСТРУКТУРНОГО ВЗРЫВНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Савченков Э. А., Айткулов Р. Р.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
E-mail: Earnest@list.ru; Rafael-ait@Iandex.ru

PROMOTION OF STEEL STABILITY OF INTERNAL HYDROGEN FRACTURE BY SUBSTRUCTURAL EXPLOSIVE TREATMENT

Savchenkov E. A.,Aitkulov R. R.
Orenburg State University,Orenburg,Russia
E-mail: Earnest@list.ru; Rafael-ait@Iandex.ru

It is experimentally established that the two – level cellular – polygonal substructure, received on technology of explosive hardening and thermal processing, in one and a half − three times improves parameters of resistance of internal hydrogen fracture of steel in hydrogen-sulphidous medium.

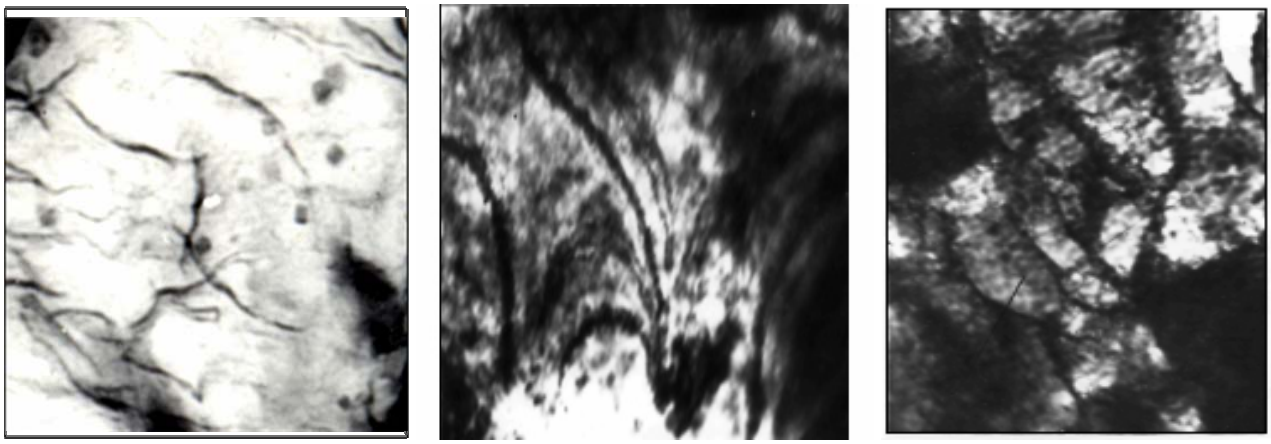
Известно [1], что одним из видов повреждений оборудования и трубопроводов, эксплуатируемых в сероводородсодержащих наводороживающих средах, является появление поверхностных вздутий (блистеров) и внутреннее водородное растрескивание (ВВР), или расслоение. Причиной таких повреждений является накопление на границах вытянутых неметаллических включений молизованного водорода.

Ранее установлено[2], что комбинированная взрывная и термическая обработка (ВЗТО) стали 20 существенно влияет на состояние карбидной фазы и микрораспределение углерода. Способ ВЗТО включает предварительное измельчение зерна стали термической обработкой, взрывное нагружение скользящей ударной волной, последующий нагрев в интервале температур 600-650^{o} С. Использовались методы рентгеновского микролокального (на микроанализаторе «Camebax» МВХ-100) и структурного (на камере КРОС) анализов. После взрывного упрочнения число пиков с высоким уровнем интенсивности излучения углерода уменьшилось, интенсивность фона возросла, а распределение углерода в перлитной и фер-

ритной фазах стало более равномерным. Последующий нагрев до температуры 350°С способствовал дальнейшей диссоциации цементита.

В данной статье представлены результаты изучения влияния ВЗТО на устойчивость стали ВВР и образованию блистеров. На рис. 1 показано изменение структуры феррита стали 20 исходной (1), после взрывного упрочнения (2) и после взрывного упрочнения и нагрева при 620°С (3)− режим ВЗТО. При взрывном упрочнении стали 20 по технологии ВЗТО возникает характерная вихревая дислокационная структура феррита: образуются дислокационные трубки на фоне дефектов большой плотности Плотность дефектов такова, что отдельные дислокации не различаются; наблюдается вихревая субструктура, обусловленная поворотом дислокационных трубок; вихри дислокационных трубок выходят из отдельных источников по спиралям.

Сопротивление стали внутреннему водородному растрескиванию (ВВР) и образованию поверхностных вспучиваний (водородный блистеринг) оценивали по методике NACE [3]. Вырезки готовили из трубчатых заготовок толщиной стенки 20 мм в состоянии поставки и трубных переходов, изготовленных из этих заготовок по технологии ВЗТО.



1 2 3

Рисунок 1 − Структура феррита (электронная микроскопия, съемка на просвет): 1 – исходная; 2 – после взрывного упрочнения; 3- взрывное упрочнение и нагрев при 620°С; Х 18000.

Из вырезок фрезеровкой готовили плоские образцы размерами 100х20х17мм. Образцы наводороживали в среде NACE, выдерживая в течение 96 часов без приложения нагрузки. Подчитывали отношение суммарной площади вспучиваний на поверхности к площади образца:

$$\frac{Sвсп}{Sоб}\cdot 100\%$$

По методике NACE для оценки стали сопротивлению внутреннему водородному растрескиванию образцы разрезали, шлифовали по сечению, подвергали макротравлению для выявления трещин − рисунок 2.

Подсчитывали показатель длины трещин $\frac{l}{W}\cdot 100\%$, глубины трещин $\frac{h}{W}\cdot 100\%$ и критерий чувствительности к трещинам $\frac{l*h}{T*W}\cdot 100\%$ (где W и T – ширина и толщина образца, соответственно, l и h – длина и ширина участков с трещинами) после травления в 3% растворе азотной кислоты.

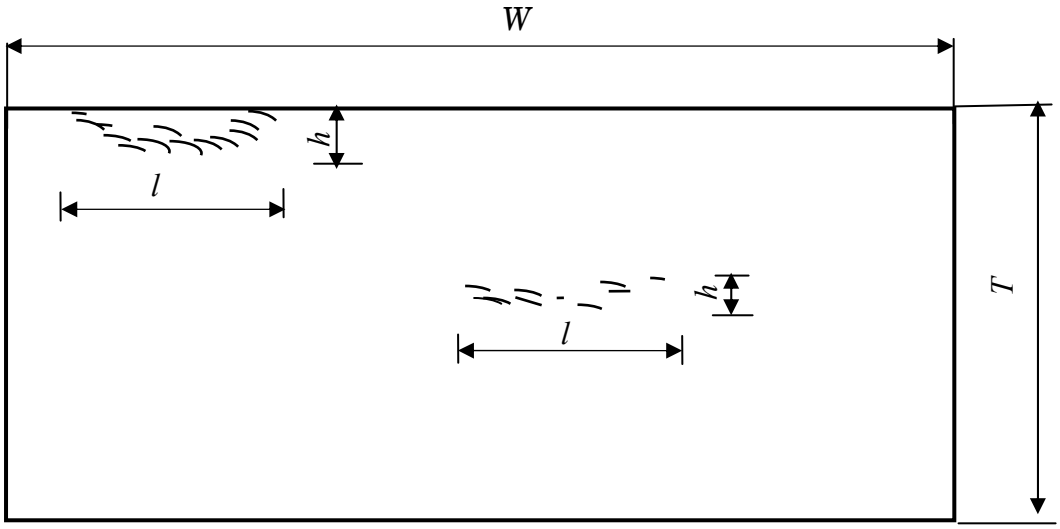
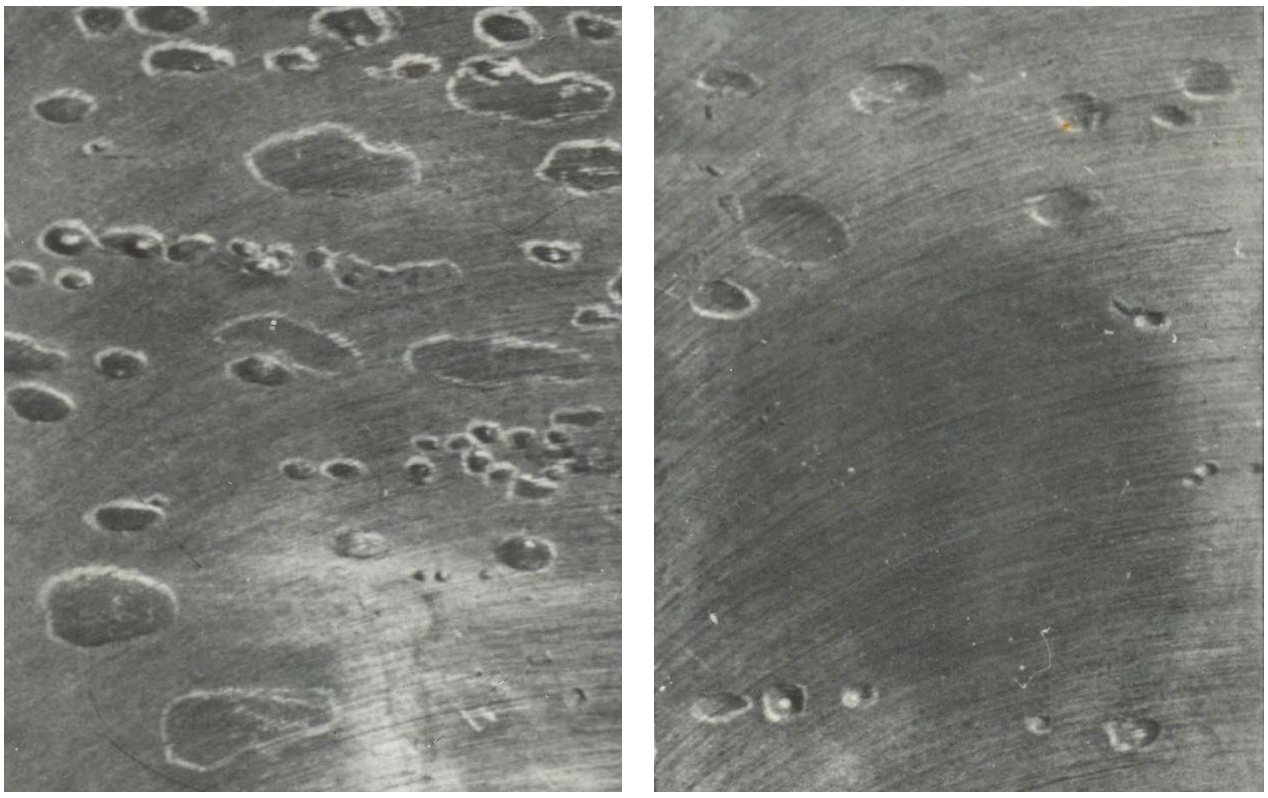


Рисунок 2 – Метод замера внутреннего водородного растрескивания по сечению стенки трубы.

На рисунке 3 показано влияние ВЗТО на водородный блистеринг. В таблице представлены результаты оценки.

Как видно из таблицы и рисунка 3, сталь после ВЗТО почти в два раза повышает стойкость против блистеринга, а склонность к ВВР понижается в три раза.



1 2

Рисунок 3 – Поверхность образцов после 96 часов наводороживания: сталь 20,среда NACE; 1 – после нормализации; 2 – после ВЗТО.

Таблица – Влияние ВЗТО на стойкость стали против водородных блистеров и ВВР.

Тип образцов	% вспученной поверхности	Критерий длины трещины, %	Критерий глубины трещины, %	Критерий чувствит. к трещинам, %
Состояние поставки	11	5,9	7,2	3,1
После ВЗТО	6	3,3	4,2	1,0

Представленные выше экспериментальные результаты позволяют сделать выводы о механизме влияния субструктуры, полученной по технологии ВЗТО, на устойчивость стали против образования водородных микро и макротрещин. При ВЗТО образуется устойчивая субструктура, упорядоченная на микро (ячейки) и нано уровнях (полигональная сетка дислокаций внутри ячеек) масштабных уровней. Такая структура имеет трудноразблокируемые дислокации. ВЗТО позволяет достигнуть электрохимической гомогенизации объема и поверхности стали в результате диспергирования цементита и неметаллических включений.

Список использованных источников

1. Гафаров,Н.А. Коррозия и защита оборудования сероводородсодержащих нефтегазовых месторождений / Н.А. Гафаров, А.А. Гончаров, В.М. Кушнаренко ; под ред. В.М. Кушнаренко. – М.: ОАО «Изд-во «Недра», 1998. – 437с.
2. Савченков Э.А., Щербилис И.А. Перераспределение углерода в стали взрыв-термической обработкой//Физика и химия обработки материалов,1983.− №1. − С.52-57.
3. NACE Standart TMO284 – 96/ Standart Test Method Evaluation of Pipe – Gine and pressure Vessel Steels for Resis-tanse to Hydrogen - jnduced Cracking / Houston. Texas, 1987. − 10 p.

НАПРЯЖЕНИЯ В СОСТАВНОМ ЦИЛИНДРЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Какулия Ю. Б., Шарыгин А. М.*

Анапский филиал Кубанского Государственного Аграрного университета, Анапа, Россия

**Ухтинский Государственый Технический университет, Ухта, Россия*

E-mail: kakuliyay@mail.ru

STRESSES IN A COMBINED CYLINDER, THE UPPER PART OF WHICH IS MADE FROM THE MATERIAL WITH THE EFFECT OF THE MEMORY FORM

Kakulia J. B., Sharygin A. M.

Anapa Branch of Kuban Agrarian University, Anapa, Russia

Ukhta State Technical University, Ukhta, Russia

E-mail: kakuliyay@mail.ru

Numeral modeling of stresses and deformations in a combined cylinder is made, the outer part of which is made from the memory form material. The evolution of stresses distribution along the thickness of the cylinder wall for different combinations of temperature-force effects

Цилиндрические элементы из материалов с памятью формы широко применяются в различных областях техники. Поэтому актуальными остаются вопросы, связанные с разработкой методов прогнозирования напряжений и деформаций, возникающих в устройствах и конструкциях с такими элементами. Для решения этой проблемы применяли численный ме-

тод [1], разработанный на основе метода конечных элементов с использованием структурно-аналитической теории прочности [2]. Ранее нами было выполнено численное моделирование напряжений и деформаций в составном цилиндре, внутренняя часть которого изготовлена из материала с памятью формы [3]. В данной работе представлены основные результаты моделирования для случая, когда памятью формы обладает материал наружной части составного цилиндра.

Расчётная модель представляла собой цилиндр из материала с мартенситными превращениями первого рода с внутренним радиусом 110 и наружным – 160 мм, в который был вставлен без зазора другой цилиндр, выполненный из материала с «традиционными» свойствами, имеющий внутренний и наружный радиусы, равные соответственно 80 и 110 мм. Приняты следующие значения для параметров модельного материала наружного цилиндра: модуля упругости – E, температурного коэффициента линейного расширения - α, коэффициента поперечной деформации - μ. $E_A = 7,42 \cdot 10^4$ МПа, $E_M = 6,8 \cdot 10^4$ МПа, $\alpha_A = 1,4 \cdot 10^{-5}\,\mathrm{K}^{-1}$, $\alpha_M = 0,6 \cdot 10^{-5}\,\mathrm{K}^{-1}$ (индекс «А» соответствует аустенитному состоянию материала, а индекс «М» - мартенситному), $\mu = 0,33$. Характеристические температуры фазовых превращений: $A_H = 410\mathrm{K}$, $A_K = 460\mathrm{K}$, $M_H = 340\mathrm{K}$, $M_K = 290\mathrm{K}$. Температура термодинамического равновесия $T_0 = 400\mathrm{K}$. Тепловой эффект реакции 200 МДж/м^3. Для внутреннего цилиндра приняты значения: $E = 2 \cdot 10^5$ МПа, $\mu = 0,33$, $\alpha_A = 1,25 \cdot 10^{-5}\,\mathrm{K}^{-1}$.

Скорость изменения температуры выбирали очень малой, что позволило пренебречь эффектами, обусловленными неравномерным распределением температуры по сечению цилиндра. Это избавляло от необходимости решать задачу теплопроводности. В расчетах для внутреннего цилиндра наряду с упругой и температурной составляющими деформации учитывали деформацию, обусловленную фазовыми превращениями первого рода. Температурно-силовое воздействие моделировали по двум схемам.

В первой расчетной модели в мартенситном состоянии ($T = 280\mathrm{K}$) задавали внутреннее давление. После этого исследуемый объект очень медленно нагревали до $T = 510\mathrm{K} > A_K$. Результаты расчётов по этой схеме представлены на рис.1. Они позволили выявить основные закономерности изменения напряжений в исследуемой модели (на всех рисунках показаны напряжения только для наружного цилиндра, изготовленного из сплава с памятью формы). В частности, как видно из сопоставления кривых на рис.1,*а* и рис.1,*б*, с началом обратного превращения скорость релаксации напряжений вначале снижается, а затем они начинают расти. Очевидно, это имеет место за счёт деформации, обусловленной реализацией эффекта памяти формы. Так как превращение к температуре 510К полностью не завершено (это видно на рис.1,*б*), следует ожидать увеличение напряжений при дальнейшем нагревании. Процесс мартенситного превращения на внутренней поверхности цилиндра (кривая 1 на рис.1,*б*) заметно отстает от соответствующего процесса на наружной поверхности (кривая 2 на рис.1,*б*). Это можно объяснить тем, что в областях с большими уровнями напряжений (на внутренней поверхности цилиндра) имеет место более значительное смещение характеристических температур мартенситных реакций.

Характер распределения окружных и радиальных напряжений по толщине стенки цилиндра показан на рис.1,*в* и рис.1,*г,* соответственно. При нагревании от 280 К (кривые 1) до 420 К (кривые 2) уровень напряжений существенно снижается, но при 510 К (кривые 3) напряжения уже значительно выше исходных. При этом происходит частичное выравнивание окружных напряжений по толщине стенки цилиндра (следует из сравнения кривых 2 и 3 на рис.1,*в* с кривой 1). Имеющая место волнообразная форма кривых 3 может быть обусловлена проблемами сходимости итерационных процессов в методе конечных элементов при сложных функциональных свойствах материала.

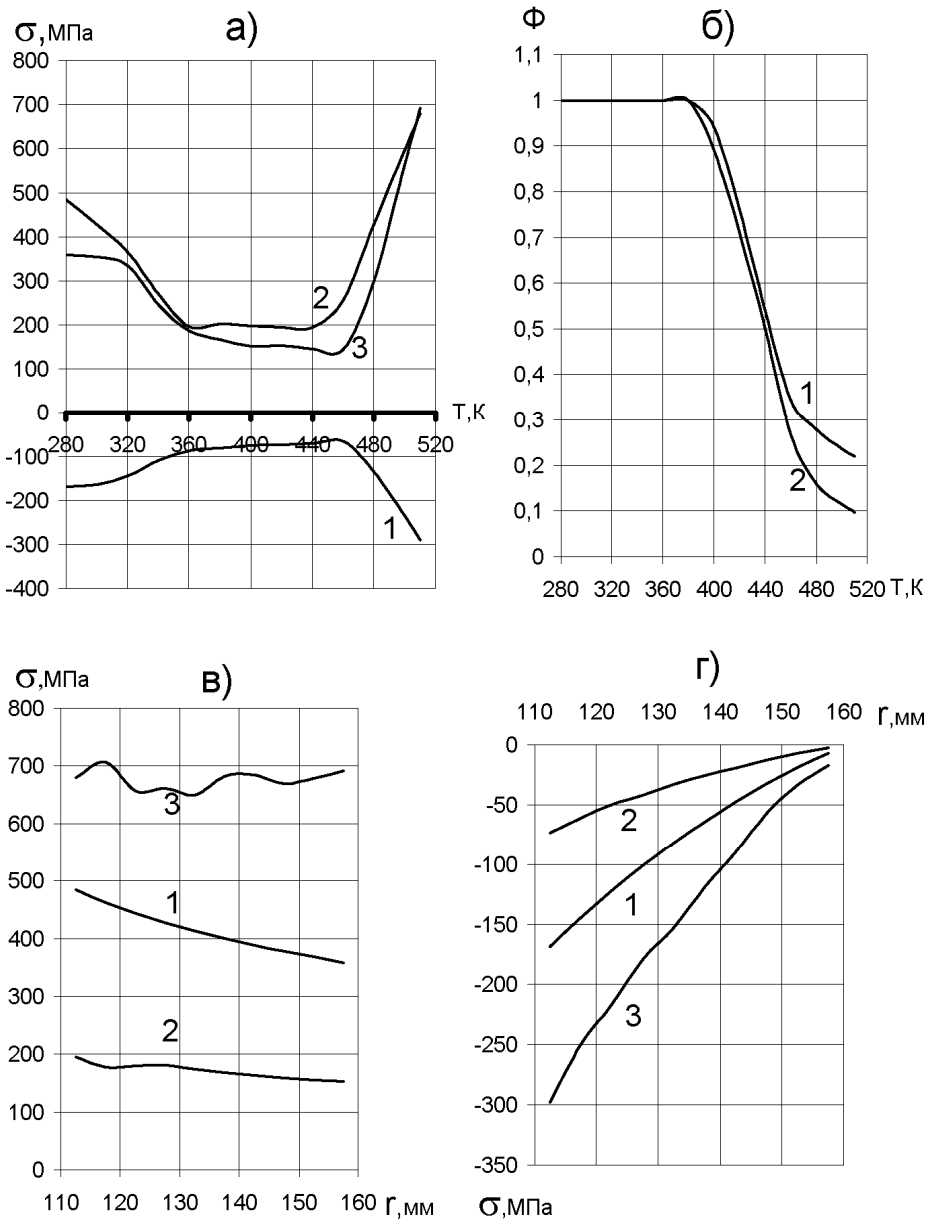


Рисунок 1 – *а* – изменение напряжений при нагревании: радиального на внутренней поверхности (1), окружного на внутренней (2) и наружной (3) поверхностях цилиндра; *б* – изменение при нагревании количества мартенситной фазы на внутренней (1) и наружной (2) поверхностях цилиндра; *в, г* – распределения по толщине стенки цилиндра соответственно окружных и радиальных напряжений в процессе нагревания: 280 (1), 420 (2), и 510К (3)

Во второй расчётной модели давление на внутренней поверхности составного цилиндра задавали в аустенитном состоянии $(T = 510\text{K})$. После этого исследуемый объект очень медленно охлаждали до $T = 260\text{K} < M_K$. Результаты вычислений по этой схеме представлены на рис.2.

При охлаждении цилиндра от 510К до температуры, равной 380К, наблюдается релаксация напряжений, обусловленная температурными деформациями (правые участки кривых на рис.2,*а*). Приблизительно с этой температуры, как видно на рис.2,*б*, начинает интенсивно идти процесс образования мартенситной фазы. Соответственно реализуется деформация пластичности превращения, за счёт которой скорость релаксации снижается, и после

температуры порядка 320К устанавливается равновесное состояние, при котором значения напряжений практически не меняются (левые участки кривых на рис.2,*а*).

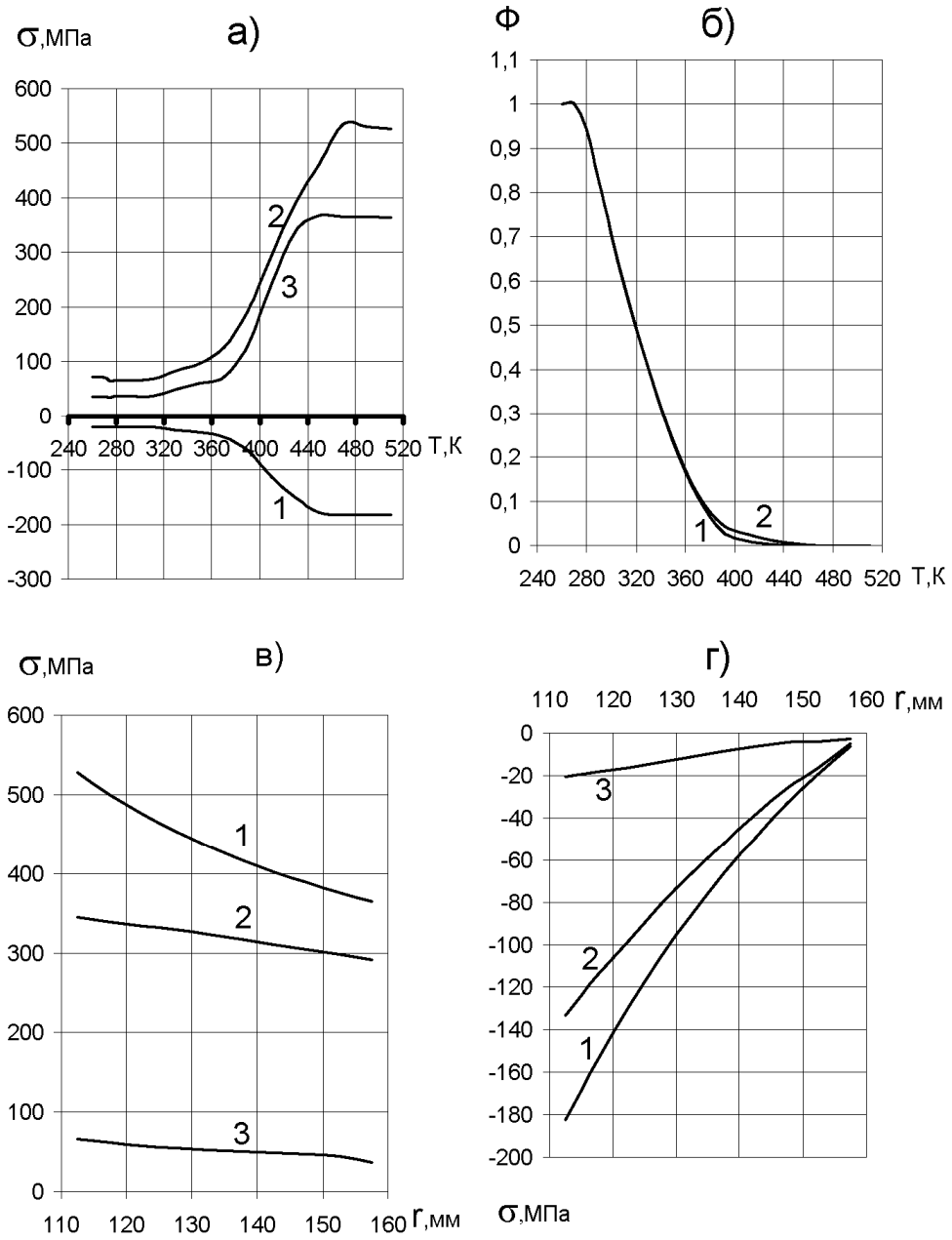


Рисунок 2 – *а* – изменение напряжений при охлаждении: радиального на внутренней поверхности (1), окружного на внутренней (2) и наружной (3) поверхностях цилиндра; *б* – изменение при охлаждении количества мартенситной фазы на внутренней (1) и наружной (2) поверхностях; *в, г* – распределения по толщине стенки цилиндра соответственно окружных и радиальных напряжений в процессе охлаждения: 510 (1), 420 (2), и 280 К (3)

Распределение окружных и радиальных напряжений по толщине стенки цилиндра на разных этапах охлаждения показано на рис.2,*в* и рис.2,*г,* соответственно. При охлаждении от 510 К (кривые 1) до 420 К (кривые 2) и затем 280 К (кривые 3) величина напряжений монотонно уменьшается. При этом имеет место частичное выравнивание окружных напряжений по толщине стенки цилиндра (следует из сравнения кривых 2 и 3 с кривой 1 на рис.2,*в*).

Все приведённые результаты соответствуют моделям со свободными торцами. Влияние закрепления торцов на величину напряжений при температурах, отвечающих аустенитному состоянию материала, незначительно. При температурах, соответствующих мартенситному состоянию, закрепление торцов заметно повышает уровень как радиальных, так и окружных напряжений.

В заключение отметим, что даже небольшая часть результатов численных экспериментов, представленная в работе, свидетельствует о возможности прогнозирования, пока на качественном уровне, напряжённо-деформированных состояний в рамках поставленной проблемы. Предполагаемый в дальнейших исследованиях учёт пластической деформации позволит говорить и о количественной оценке напряжений и деформаций.

Список использованных источников

1. Какулия Ю.Б., Шарыгин А.М. Численное решение краевой задачи механики для материалов со сложными функциональными свойствами // Структура и свойства перспективных металлов и сплавов: Труды XL международного семинара «Актуальные проблемы прочности». Великий Новгород, 2003. С. 80-85.
2. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб.: Наука, 1993. 471с.
3. Какулия Ю.Б. Моделирование напряжений в составном цилиндре из материала с памятью формы // Материалы Международной научно-практической конференции «Актуальные проблемы науки». Выпуск VI, том 3. Кузнецк, 2009. С. 66-69.

СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ АМГ-6 И АМГ-2, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Сахаров Н. В., Лопатин Ю. Г., Чувильдеев В. Н.
Нижегородский Государственный Университет им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия
E-mail: nvsaharov@nifti.unn.ru

THERMAL STABILITY OF ULTRA-FINE GRAINED AL-MG ALLOYS, SUBJECTED TO EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSION

Saharov N. V, Lopatin Y. G., Chuvildeev V. N.
Lobachevski State University of Nizhni Novgorod
E-mail: nvsaharov@nifti.unn.ru

Two aluminium alloys containing different amount of magnesium are investigated. Both alloys are subjected to equal-channel angular pressing (ECAP) using B_C route. The microstructure of cast and post-ECAPed materials is investigated using optical and electron microscopy and X-Ray microanalysis. Average grain size is measured and it's value dependently on the temperature of annealing is plotted. It is found that recrystallization starts at about 300 °C in ultra-fine grained alloys.

В работе исследована структура промышленных сплавов АМг-6 и АМг-2 в литом и микрокристаллическом состоянии. Для формирования микрокристаллической (МК) структуры использовалась методика равноканально-углового прессования, 6 циклов, режим B_C. Температура прессования варьировалась от 125°С до 200°С для АМг-2 и от 150°С до 220°С для АМг-6. Исследование структуры проводилось по стандартным металлографическим методикам с использованием оптического и электронного микроскопов и рентгеновского микроанализатора. В литых сплавах наблюдается высокая степень химической неоднородности,

наследуемая МК сплавами. Так, в литом состоянии по границам дендритных зерен располагаются крупные частицы фаз Mg_2Si и $(FeMn)_3Si_2Al_{15}$. В МК сплавах крупные частицы разбиваются на более мелкие. Также наблюдаются мелкие частицы размером менее 1 мкм.

Построена зависимость размера зерна от температуры отжига (рисунок 1). Кривая имеет трехстадийный характер. На первой стадии до температуры 275°С для АМг-6 и 250°С для АМг-2 размер зерен остается почти неизменным. Вторая стадия, продолжающаяся до температуры 300°С для обоих сплавов, характеризуется интенсивным ростом зерен. Кинетика роста описывается экспоненциальным законом. На третьей стадии наблюдается медленный подъем кривой, характерный для собирательной рекристаллизации.

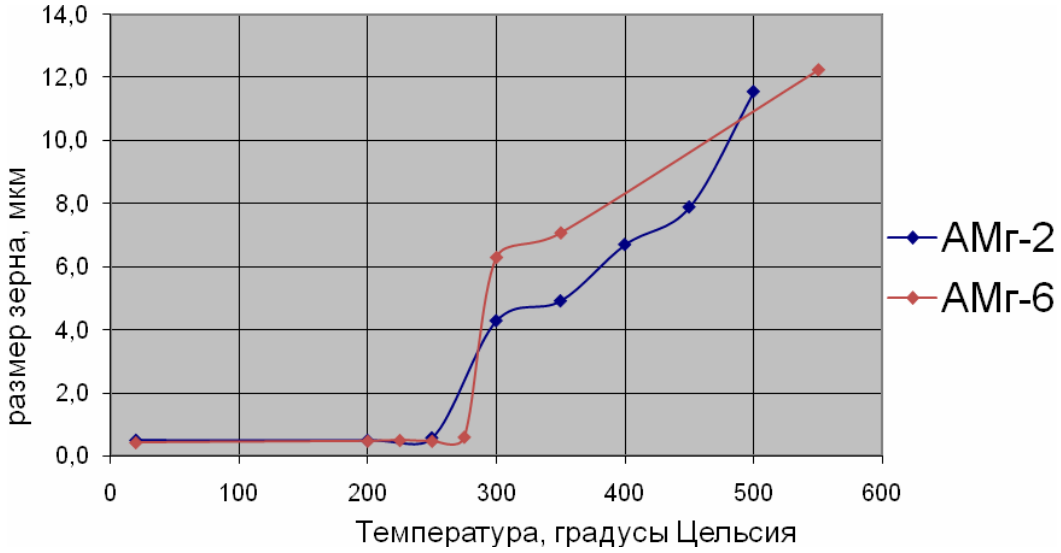


Рисунок 1 – Зависимость размера зерна от температуры отжига для сплавов АМг-2 и АМг-6

Построены зависимости размера зерна от времени изотермического отжига МК сплава АМг-2. Температура отжига равна Т=290°С. Показано, что рост зерен на второй стадии носит аномальный характер: на фоне матрицы мелких зерен вырастают несколько крупных, превосходящие мелкие по размеру в несколько раз. Объемная доля крупных зерен изменяется по экспоненциальному закону.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №08-08-99142-р_офи, 09-02-01368-а), фонда U.S. CRDF и Минобразования РФ (грант №RUX0-001-NN-06/BP3C01), АВЦП Минобрнауки РФ «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)» (проекты №№2.1.2/5271, 2.1.1/6292, 2.1.1/711), ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» (проекты №НК-240П, НК-316П, НК-376П).

Авторы благодарят программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE), а также НОЦ «Нанотехнологии» и НОЦ «Физика твердотельных наноструктур» ННГУ им. Н.И. Лобачевского.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ

Романов Д. А., Будовских Е. А., Громов В. Е.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

FEATURES OF STRUCTURE OF SUPERFICIAL LAYERS OF ELECTRICAL CONTACTS FORMED BY MEANS ELECTRIC EXPLOSION OF CONDUCTORS

Romanov D. A., Budovskih E. A., Gromov V. E.
Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russia,
E-mail: romanov_da@physics.sibsiu.ru

In work the copper electrical coverings on aluminium contact surfaces of the cable tip have been formed by means electric explosion of conductors. The composite molybdenum-copper electrical coverings on copper contact surfaces have been formed by means electric explosion of conductors. Their features of structure have been studied by methods of the light and scanning electron microscopy.

Электровзрывным способом получены электротехнические медные покрытия на алюминиевой контактной поверхности кабельного наконечника и композиционные молибден-медные покрытия на медных контактных поверхностях. Методами световой и сканирующей электронной микроскопии изучены особенности структуры покрытий.

Необходимость модификации поверхностных слоев электротехнических контактов возникает в промышленной электротехнике повсеместно. Так, существует необходимость наносить медные покрытия, которые увеличивают электрическую проводимость и коррозионную стойкость поверхности на контактные поверхности алюминиевых кабельных наконечников [1]. Существует также необходимость наносить на контактные поверхности композиционные покрытия системы молибден-медь, которые обладают высокой эрозионной стойкостью [2] и используются для получения контактов средне- и тяжелонагруженных выключателей коммутационных аппаратов [3]. Такие покрытия сравнительно просто могут быть получены при воздействии на поверхность плазменных струй, сформированных из продуктов электрического взрыва проводников [4]. Цель настоящей работы заключалась в изучении структурно-фазовых состояний электровзрывных медных покрытий на алюминиевой контактной поверхности и псевдосплавных покрытий молибден-медь на медной контактной поверхности, нанесенных электровзрывным способом.

Электровзрывную обработку проводили с использованием лабораторной установки ЭВУ60/10 [4]. Ее техническая схема представлена на рис. 1. Она включает источник питания 1, вольтметр 2, ключ управления 3 зарядкой емкостного накопителя 4, управляемый разрядник 5 и импульсный плазменный ускоритель. Максимальный энергозапас емкостного накопителя составляет 60 кДж, а частота разрядного тока – 10 кГц. Напряжение от накопителя подается на плазменный ускоритель. Плазменный ускоритель состоит из коаксиально-торцевой системы токоподводящих электродов – внутреннего электрода 6, внешнего электрода 7, разделенных изолятором 8, и разрядной камеры 9, локализующей продукты взрыва и переходящей в сопло. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник 10 тока большой плотности при разряде конденсаторной батареи. Продукты взрыва истекают в вакуумируемую технологическую камеру 11 с остаточным давлением 100 Па. Держатели образцов 12 обеспечивают фиксированное на определенной высоте от сопла положение облучаемого образца 13. Контактную поверхность ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи.

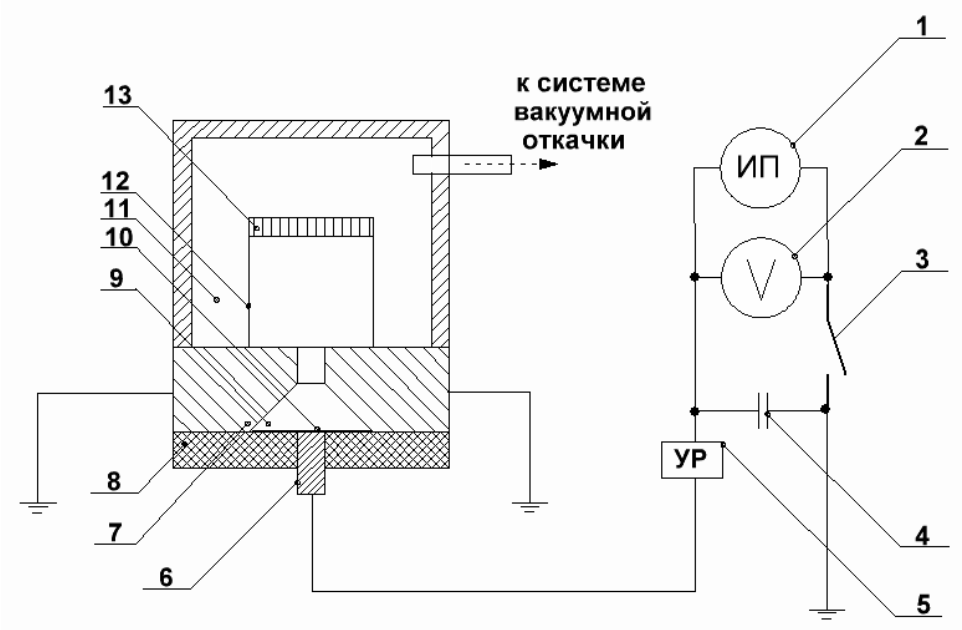


Рисунок 1 – Техническая схема электровзрывной установки ЭВУ 60/10

Световую микроскопию осуществляли с использованием светового микроскопа Carl Zeiss AxioObserver A1m. Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) и рентгеноспектральный анализ осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50.

Медные покрытия. При формировании медного покрытия на контактной поверхности кабельного наконечника в качестве материала взрываемого проводника использовали круглую медную фольгу диаметром 50 мм, толщиной 15 мкм и массой 250 мг. Обработке подвергали контактную поверхность алюминиевого кабельного наконечника типа ТА, изготовленного по ГОСТу 9581-80. При этом расстояние облучаемой поверхности от среза сопла электровзрывного укорителя и значение зарядного напряжения емкостного накопителя энергии обеспечивало плотность мощности, необходимую для создания порогового значения удельного потока энергии плазменной струи для нагрева поверхности до температуры плавления. Для алюминия ее расчетное значение составляет q = 3,7 ГВт/м^2 [4].

Методом световой микроскопии установлено, что за один импульс обработки на контактной поверхности площадью 7 см^2 формируется однородный слой меди толщиной 10…12 мкм (рис. 2).

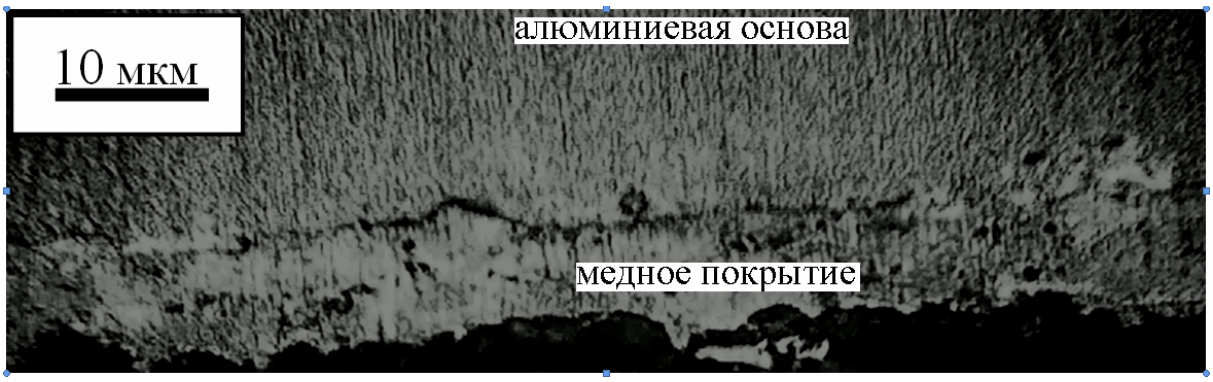


Рисунок 2 – Медное покрытие на контактной поверхности кабельного наконечника

При повторной обработке толщина покрытия увеличивается пропорционально числу импульсов. Так, при трех импульсах она достигает 45…50 мкм. При этом видимая граница между последовательно наносимыми слоями отсутствует. Способ электровзрывного нанесения медных покрытий на алюминиевые контактные поверхности включает формирование импульсной многофазной плазменной струи с использованием плазменного ускорителя и воздействие ею на контактную поверхность, сопровождающееся осаждением капельной фазы струи. Способ позволяет одновременно обрабатывать контактные поверхности двух наконечников. Структура покрытий однородна вдоль поверхности и по глубине. На границе между покрытием и основой отсутствует промежуточный слой взаимного перемешивания материалов. Режим обработки, обеспечивающий нагрев облучаемой поверхности до температуры плавления, формирует микрорельеф границы раздела, который обеспечивает высокую адгезию покрытия с основой (рис. 3).



Рисунок 3 – Микрорельеф медного покрытия с алюминиевой основой контактной поверхности кабельного наконечника

Композиционные ламинатные молибден-медные покрытия. Для формирования ламинатного покрытия системы молибден-медь в качестве взрываемых проводников использовали фольги меди и молибдена. Обработке подвергали медные контактные поверхности с размерами 20×30 мм. Расстояние облучаемой поверхности от среза сопла электровзрывного укорителя и значение зарядного напряжения емкостного накопителя энергии обеспечивало достижение необходимой плотности мощности. Сначала струю формировали из продуктов электрического взрыва молибденовой фольги. При этом поглощаемая плотность мощности составляла 4,1…4,5 ГВт/м^2. Затем осуществляли электровзрыв медной фольги и облучали поверхность при поглощаемой плотности мощности, равной 3,7…3,9 ГВт/м^2. Необходимое количество слоев чередовали путем последовательного нанесения молибдена и меди в указанных режимах, толщину слоев изменяли выбором массы взрываемого проводника.

Структура ламинатного покрытия, когда взрываемые фольги имели толщину 15 мкм и массу 170 и 150 мг для молибденовой и медной фольги, соответственно, представлена на рис.4, *а*. Структура ламинатного покрытия при той же толщине и массе 350 и 300 мг для молибденовой и медной фольги, соответственно, представлена на рис. 4, *б*.

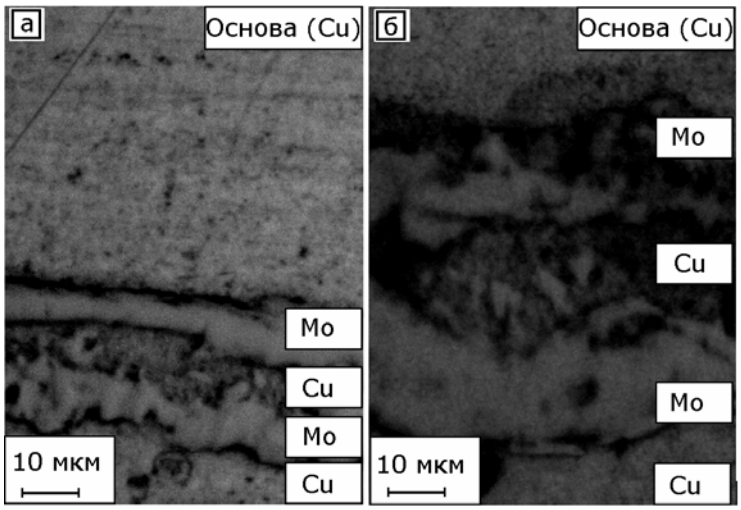


Рисунок 4 – Ламинатное покрытие системы молибден-медь

Исследования методом световой микроскопии показали, что после нанесения первого слоя плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва молибденовой фольги, происходит нанесение однородного по глубине слоя молибдена, толщину которого можно изменять пропорционально массе фольги. На границе молибденового слоя с медной основой вследствие силового воздействия плазменной струи формируется рельеф, который увеличивает адгезию. При интенсивности воздействия ниже 4,1 ГВт/м^2 образования рельефа между слоем молибдена и основой не происходит, вследствие чего возможно отслаивание покрытия, а выше 4,5 ГВт/м^2 происходит перемешивание соседних слоев вследствие течения расплава под действием неоднородного давления струи продуктов взрыва и ухудшение качества облучаемой поверхности.

После нанесения второго слоя плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва медной фольги, происходит нанесение однородного по глубине слоя меди, толщину которого можно изменять пропорционально массе фольги. При интенсивности воздействия ниже 3,7 ГВт/м^2 образования рельефа между слоями меди и молибдена не происходит, вследствие чего возможно их отслаивание, а выше 3,9 ГВт/м^2 происходит искажение границы раздела между соседними слоями. Композиционное многослойное ламинатное молибден-медное покрытие формируется при последовательном нанесении слоев меди и молибдена в указанных режимах. Необходимое количество слоев можно чередовать путем последовательного нанесения молибдена и меди.

При увеличении поглощаемой плотности мощности формируются покрытия молибден-медь, обладающие псевдосплавной структурой.

Композиционные псевдосплавные молибден-медные покрытия. Для формирования псевдосплавного покрытия молибден-медь в качестве материала взрываемого проводника использовали полоску молибденовой фольги с размерами 50×20 мм и толщиной 20 мкм, а также круглую медную фольгу диаметром 50 мм толщиной 15 мкм. Взрываемые фольги имели массу 150 и 250 мг для молибденовой и медной фольги, соответственно. Обработке подвергали медные контактные поверхности с размерами 20×30 мм. Контактную поверхность ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи. Покрытия получали при её двукратной обработке. Первый раз струю формировали из продуктов электрического взрыва молибденовой фольги. При этом поглощаемая плотность мощности составляла 6,0 ГВт/м^2. Второй раз осуществляли электровзрыв медной фольги и облучали поверхность при поглощаемой плотности мощности, равной 7,6 и 10,0 ГВт/м^2 (режим 1 и 2, соответственно). Формирование псевдосплава происходило при перемешивании меди и молибдена в жидком состоянии с последующим теплоотводом в материал контактной поверхности.

Методом СЭМ установлено, что на поверхности неравномерно распределено большое количество микрокапель, осевших на ней из тыла струи (рис. 5, *а*). Размеры деформированных капель изменяются в пределах от 1 до 100 мкм. Микрорентгеноспектральный анализ области расположения одной из капель показывает (рис. 5, *б)*, что она образована молибденом и медью, содержание которых составляет 68 и 32 ат. %, соответственно.

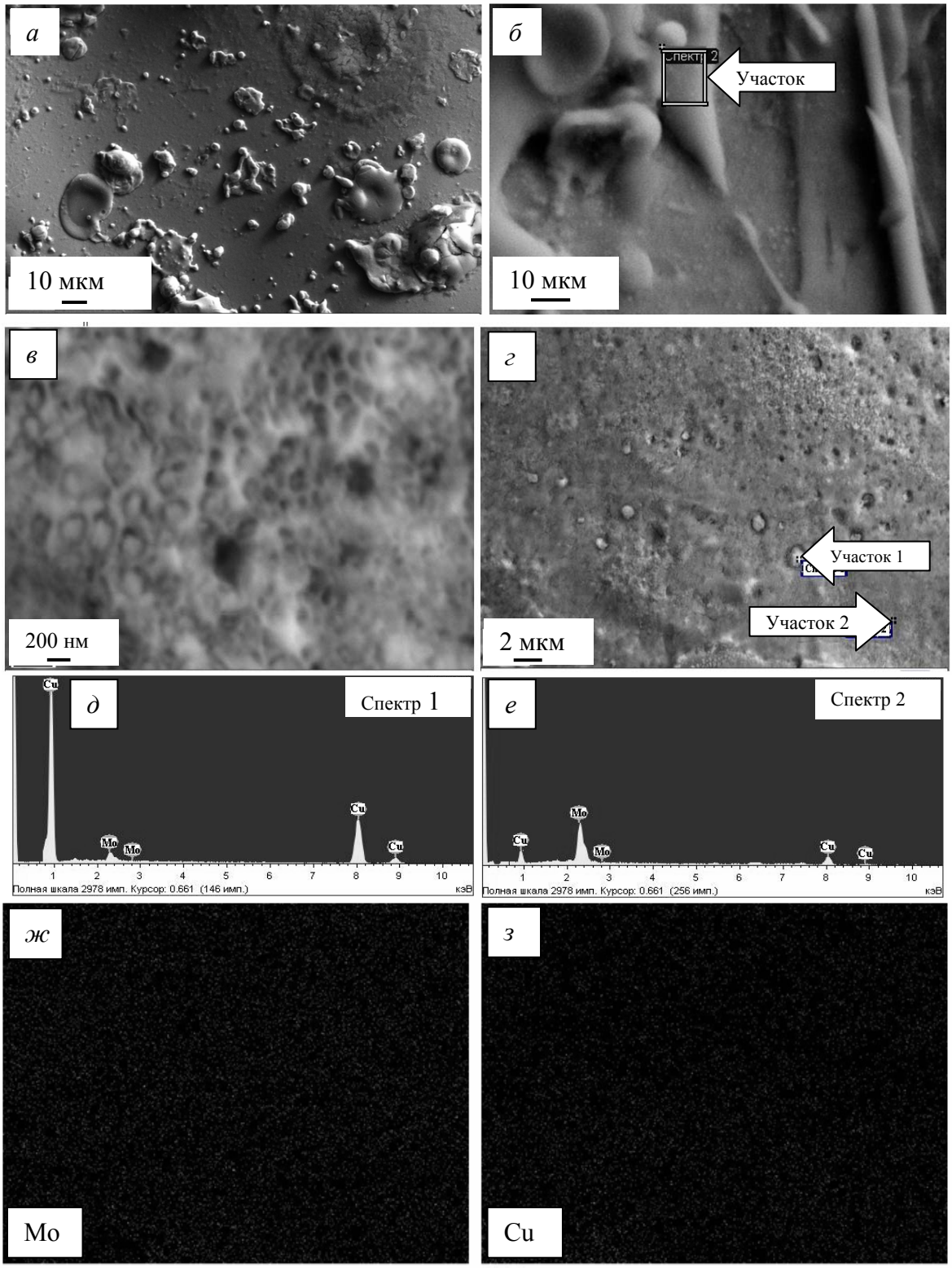


Рисунок 5 – Структура электровзрывного псевдосплавного покрытия системы молибден-медь, сформированного с использованием режима 1. Сканирующая электронная микроскопия

СЭМ косых шлифов поверхностных слоев, сформированных при обработке в режиме 1, показала, что в близи поверхности образуются светлые частицы с размерами 30…200 нм (рис. 5, *в*). Размер отдельных частиц достигает 1 мкм. Некоторые из них выкрашиваются в процессе приготовления шлифа (рис. 5, *г*).

Микрорентгеноспектральный анализ участка поверхности, содержащего отдельную частицу и с которого получен спектр 1 (рис. 5, *г*), показал, что основным элементом в этой области является медь (рис. 5, *д*). Ее содержание здесь составляет 93, а молибдена – 7 ат. %. Микрорентгеноспектральный анализ участка 2, который не содержит отдельных частиц (рис. 5, *г*), показывает, что содержание меди и молибдена в нем составляет 44 и 56 ат. % соответственно (рис. 5, *е*).

Анализ карт распределения для области, изображенной на рис. 6 *в* показал, что в сформированном покрытии молибден и медь распределены равномерно. Участки, содержащие только медь или молибден (без взаимного перемешивания) не выявлены.

После обработке наблюдается увеличение содержания наноразмерных и субмикрокристаллических частиц меди в молибденовой матрице и уменьшение содержания частиц с размерами до 2 мкм. Частицы меди более равномерно распределены по покрытию.

При формировании псевдосплавного покрытия в режиме 2, в приповерхностном слое образуются частицы меди с размерами 0,1…2 мкм, которые вблизи поверхности равномерно распределены по объему покрытия (рис. 6, *б*). Некоторые из частиц с размером около 2 мкм выкрашиваются в процессе приготовления шлифа (рисунок 6, *б – г*).

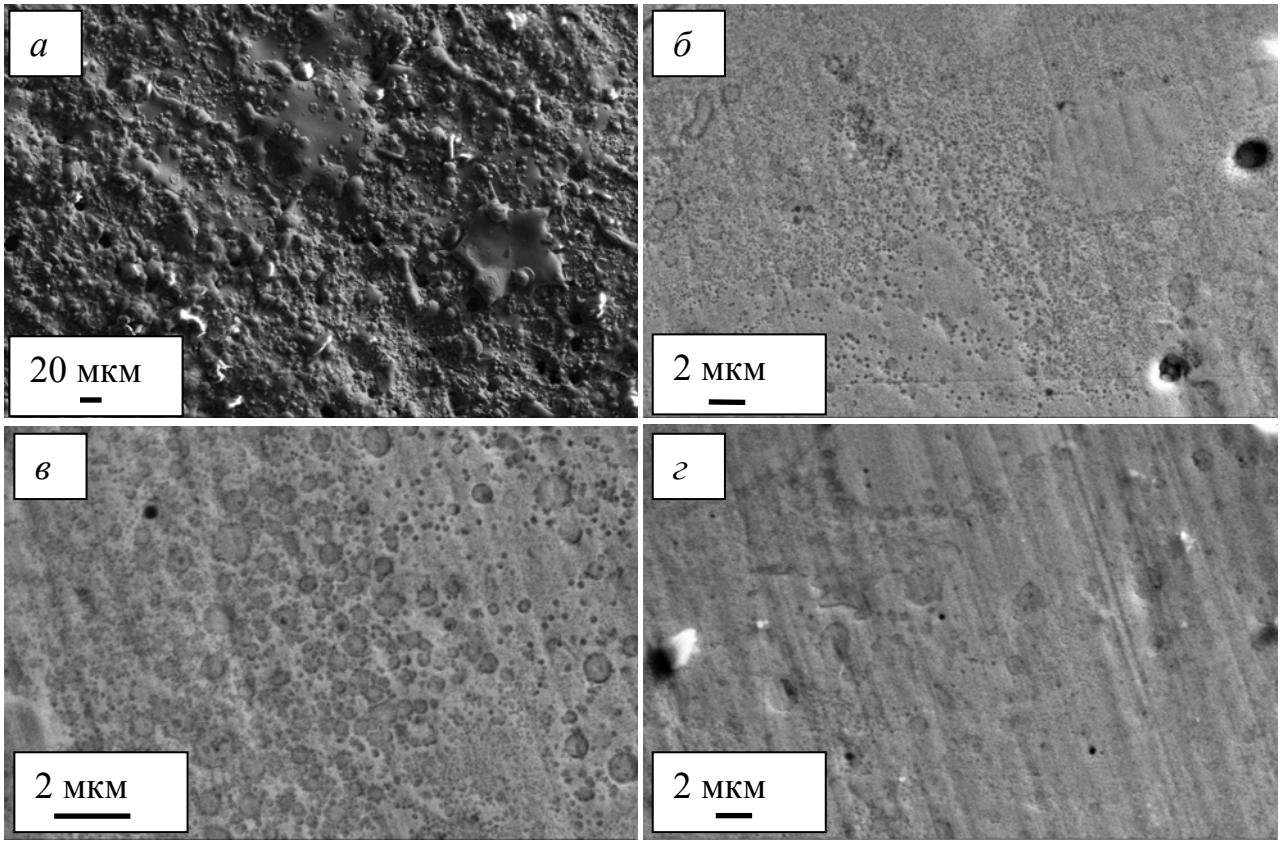


Рисунок 6 – Структура электровзрывного псевдосплавного покрытия системы молибден-медь, сформированного с использованием режима 2:
а – поверхность обработки, *б, в, г* – покрытие. Косой шлиф.
Сканирующая электронная микроскопия

Микрорентгеноспектральный анализ области расположения этих частиц (рис. 6, *г)* показывает, что содержание молибдена составляет 57, меди – 43 ат. % (рис. 7).

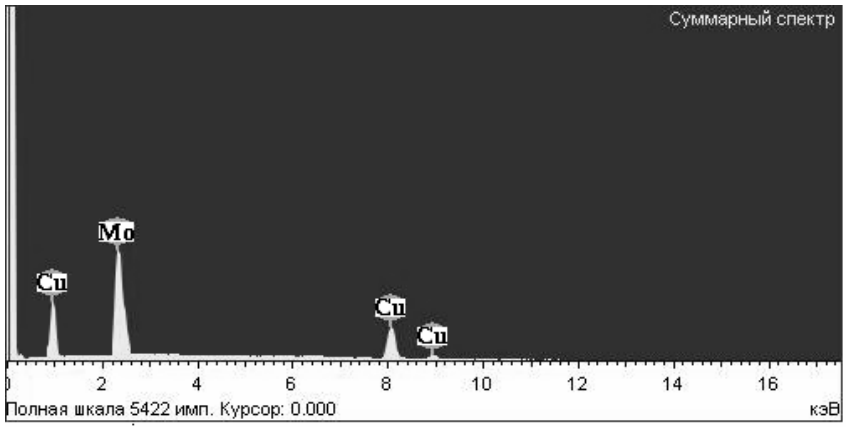


Рисунок 7 – Микрорентгенограмма электровзрывного псевдосплавного покрытия молибден-медь для рис. 6 *г*

Анализ карт распределения для области, изображенной на рис. 6, г показывает, что в сформированном покрытии молибден и медь распределены равномерно. Участки, содержащие только медь или молибден (без взаимного перемешивания) не выявлены.

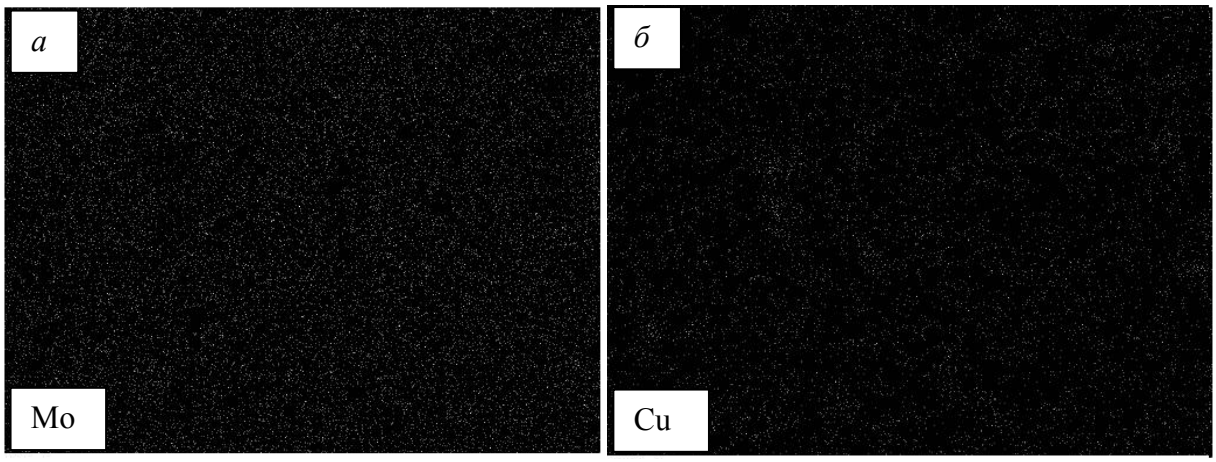


Рисунок 8 – Карты распределения молибдена (а) и меди (б) для рис. 6, *г*

При обработке в режиме 2 наблюдается уменьшение содержания наноразмерных и субмикрокристаллических частиц меди в молибденовой матрице и увеличение содержания частиц с размерами до 1 мкм.

Выводы

1. Получены медные покрытия на алюминиевых контактных поверхностях кабельных наконечников. Определены оптимальные параметры нанесения таких покрытий, обеспечивающие их высокую адгезию с основой. Изучены особенности структуры покрытий и их границы с основой.

2. Впервые способом электровзрывного легирования получены поверхностные слои из несмешивающихся компонентов меди и молибдена, применяемые в электротехнике в качестве электроэрозионностойких контактов. Показано, что покрытия, полученные в режиме 1, имеют нано- и субмикрокристаллическую структуру. Увеличение интенсивности воздействия на поверхность приводит к увеличению диаметра медных включений в молибденовой матрице. Покрытия, полученные в режиме 2, имеют микро- и субмикрокристалли-

ческую структуру. Режим 1 приводит к более равномерному распределению молибдена и меди, поэтому его следует считать оптимальным.

3. Электровзрывное легирование контактных поверхностей может быть рекомендовано для практического использования с целью упрочнения конкретной номенклатуры деталей, таких как электрические контакты.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).

Список использованных источников

1. Сивков А.А. Нанесение медного покрытия на алюминиевые контактные поверхности с помощью магнитоплазменного ускорителя // Электротехника. – 2003. – № 8. – С. 41–46.
2. Францевич И.Н. Электрические контакты, получаемые методами порошковой металлургии // Порошковая металлургия. – 1980. – № 8. – С. 36–47.
3. Гречанюк Н.И. Композиционные материалы на основе меди и молибдена для электрических контактов, конденсированные из паровой фазы. Структура, свойства. Технология. Часть 1. Современное состояние и перспективы применения технологии электронно-лучевого высокоскоростного испарения-конденсации для получения материалов электрических контактов // Современная электрометаллургия. – 2005. – № 2. – С. 28–35.
4. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: СибГИУ, 2007. – 301 с.

ПРЕДЛОЖЕНИЯ ПО РАСЧЕТУ ПРОЧНОСТИ ТРУБОБЕТОННЫХ КОЛОНН КРУГЛОГО ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ

Кришан А. Л., Шагеев Д. Р.
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия
E-mail: amelmgn@gmail.com

OFFERS BY CALCULATION OF DURABILITY OF CONCRETE FILLED TUBE COLUMNS WITH ROUND CROSS-SECTION

Krishan A. L., Shageev D. R.
Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia
E-mail: amelmgn@gmail.com

In the given work the method of calculation of strength of concrete filled steel tube columns of round section is offered. The method is based on the use of nonlinear deformation model of reinforced concrete taking into account the specific features of deformation of concrete core and steel holder in conditions of the volumetric intense condition. Stress-strain relationship at axial compression of concrete core and steel holder are analytically constructed. Concrete is considered as a transversal-isotropic material, and steel holder - as an isotropic material. For more exact calculation it is necessary to consider not elastic deformations of materials and change of factors of cross-section deformations in concrete core and an external steel holder in the process of growth of stress level.

Выполненные исследования [1] свидетельствуют о том, что трубобетонные колонны (ТБК) эффективны для использования в качестве сильно нагруженных несущих элементов. Широкое применение ТБК в нашей стране сдерживается отсутствием норм по их проектированию и расчету.

В работе [2] рассматривается методика расчета прочности нормальных сечений ТБК на основе нелинейной деформационной модели железобетона с учетом особенностей деформирования бетонного ядра и стальной оболочки в условиях объемного напряженного состояния. Оценка напряженно деформированного состояния ТБК производится на основании криволинейных («истинных») диаграмм, связывающих напряжения и деформации осевого направления в бетонном ядре и стальной оболочке «$\sigma_{bz}-\varepsilon_{bz}$» и «$\sigma_{pz}-\varepsilon_{pz}$» при кратковременном действии осевой сжимающей нагрузки. Для более точного расчета предлагается учитывать не только неупругие деформации материалов, но и изменения коэффициентов поперечных деформаций в бетонном ядре и стальной. Однако данная методика предполагает наличие специализированной программы для расчета прочности ТБК на ЭВМ.

В практических расчетах прочности нормальных сечений ТБК может быть использована и упрощенная методика, основные положения и зависимости для которой получены из анализа результатов расчета по предложенной выше «точной» модели.

При использовании упрощенной методики в качестве расчетной диаграммы состояния бетона, определяющей связь между осевыми напряжениями σ_{bz} и относительными деформациями ε_{bz}, рекомендуется принимать трехлинейную диаграмму, аналогичную предлагаемой СП 52-101-2003 (рис. 1).

При этом значения прочностных и деформационных характеристик принимают с учетом неоднородного напряженного состояния бетона (R_b заменяется на R_{b3} и ε_{b0} на ε_{b03}).

Формула для определения расчетного сопротивления бетонного ядра при его центральном сжатии может быть записана в виде

$$R_{b3} = R_{bc} + k\sigma_{bru}, \qquad (1)$$

где R_{bc} – расчетное сопротивление бетонного цилиндра осевому сжатию.

Здесь необходимо отметить, что для ТБК круглого или кольцевого сечения основой для назначения расчетного сопротивление бетона осевому сжатию должна служить не призменная R_b, а цилиндрическая R_{bc} прочность. Для связи между ними используется зависимость

$$R_{bc} = 0,5\gamma_c\sqrt{\pi}R_b, \qquad (2)$$

где R_b – расчетное сопротивление бетона осевому сжатию по СНиП [3]; γ_c – коэффициент, учитывающий масштабный фактор и принимаемый по табл. 1

Таблица 1 – Значения коэффициента, учитывающего масштабный фактор

Диаметр бетонного ядра, мм	150	300	400	630
Значения коэффициента γ_c	1	0,907	0,873	0,838

Примечание. При диаметрах бетонного ядра свыше 630 мм, значения коэффициента γ_c допускается принимать по линейной экстраполяции, но не менее 0,8.

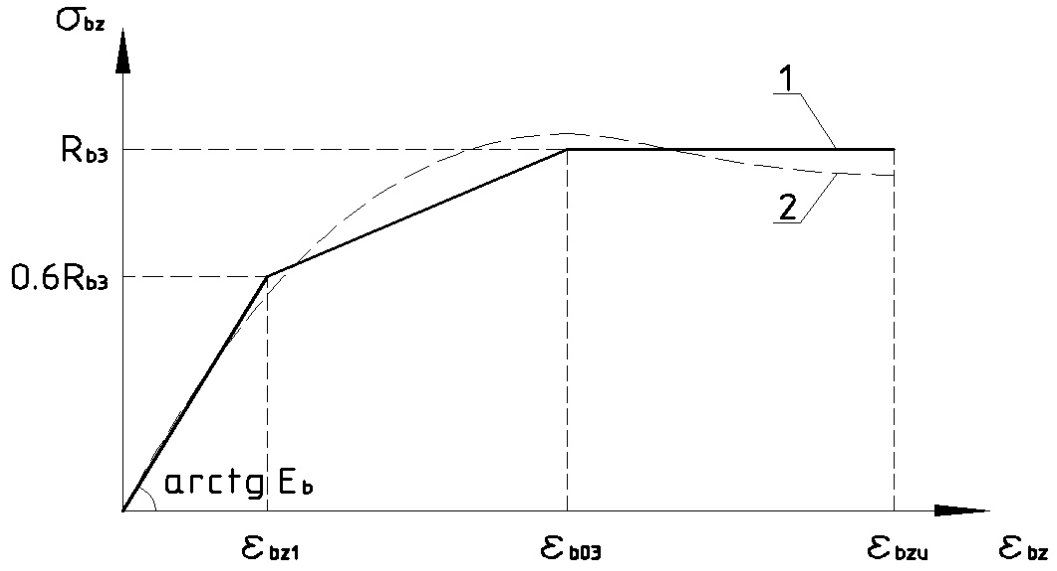


Рисунок 1 – Расчетные диаграммы состояния объемно сжатого бетонного ядра ТБК:
1 – трехлинейная; 2 – криволинейная

Величина бокового давления на бетон в предельном состоянии σ_{bru} зависит от геометрических и конструктивных параметров трубобетонного элемента, т.е. в начальной стадии расчета она не известна. Значение коэффициента бокового давления k определяется уровнем бокового обжатия $m = \sigma_{bru} / R_{b3}$ [4] и также не известно. Ранее большинство исследователей принимало величину коэффициента k постоянной и равной 4,1. В ряде современных работ показано, что условие прочности объёмно сжатого бетона (1) при таком коэффициенте имеет ограниченную область применения. Оно неудовлетворительно описывает данные опытов при $\sigma_{bru} > 0,4R_b$. Однако именно такие случаи достаточно часто встречаются при расчете ТБК.

С целью разрешения данной задачи было сделано предположение, что значение коэффициента k должно в первую очередь определяться конструктивным коэффициентом трубобетона ρ, который можно вычислить по формуле

$$\rho = \frac{R_{s,p} A_p}{R_{bc} A}, \tag{3}$$

где A, R_{bc}, A_p, $R_{s,p}$ – площади поперечного сечения и расчетные сопротивления бетонного ядра и стальной оболочки.

Сначала методом последовательных приближений с помощью ЭВМ для 74 опытных образцов ТБК были определены значения коэффициентов k, дающие минимальные расхождения с данными экспериментов. Затем с помощью программы «Statistica 5.0» получена корреляционная зависимость следующего вида

$$k = 7 - 1,2\rho. \tag{4}$$

С использованием зависимости между k и m, предложенной Н.И.Карпенко, получена формула для определения бокового давления

$$\sigma_{bru} = \frac{11 - k}{k(k-1)} R_{bc}. \tag{5}$$

Предельные относительные деформации сжатого бетона $\varepsilon_{bz2} = \varepsilon_{bzu}$ при двузначной эпюре деформаций в нормальном сечении принимаются $\varepsilon_{bz2} = 1,5\varepsilon_{b03}$. При однозначной не-

равномерной эпюре деформаций бетона ее максимально допустимая величина определяется в зависимости от соотношения деформаций бетона на диаметрально противоположных участках сечения элемента $\varepsilon_{bz,\max}$ и $\varepsilon_{bz,\min}$ по линейной интерполяции

$$\varepsilon_{bz2} = 1,5\varepsilon_{b03} - 0,5\frac{\varepsilon_{bz,\min}}{\varepsilon_{bz,\max}} \ . \qquad (6)$$

Предельное значение относительных деформаций наиболее сжатого участка бетона при непродолжительном действии нагрузки рекомендуется ограничивать величиной 0,006, а при продолжительном действии нагрузки – 0,0075.

В соответствии с принятой эпюрой сжимающие напряжения бетона σ_{bz} определяют по формулам:

при $0 \le \varepsilon_{bz} \le \varepsilon_{bz1}$

$$\sigma_{bz} = E_b\varepsilon_b \ , \qquad (7)$$

при $\varepsilon_{bz1} < \varepsilon_{bz} < \varepsilon_{b03}$

$$\sigma_{bz} = \left[\left(1 - \frac{\sigma_{bz1}}{R_{b3}}\right)\frac{\varepsilon_{bz} - \varepsilon_{bz1}}{\varepsilon_{b03} - \varepsilon_{b1}} + \frac{\sigma_{bz1}}{R_{b3}}\right]R_{b3} \ , \qquad (8)$$

при $\varepsilon_{b03} \le \varepsilon_{bz} \le \varepsilon_{b23}$

$$\sigma_{bz} = R_{b3} \ . \qquad (9)$$

Значения напряжений σ_{bz1} принимают

$$\sigma_{bz1} = 0,6R_{b3} \ , \qquad (10)$$

а значения соответствующих относительных деформаций ε_{bz1} принимают:

$$\varepsilon_{bz1} = \sigma_{bz1} / E_b \ . \qquad (11)$$

В качестве расчетной диаграммы состояния стальной оболочки, определяющей связь между напряжениями σ_{pz} и относительными деформациями ε_{pz} осевого направления, принимают двухлинейные диаграммы при растяжении и сжатии (рисунок 2).

Напряжения и деформации в параметрических точках диаграммы при сжатии определяют по формулам:

$$\sigma_{pz1} = 0,8R_{sc,p} \ ; \qquad (12)$$

$$\varepsilon_{pz1} = \sigma_{pz1} / E_{s,p} \ ; \qquad (13)$$

$$\varepsilon_{pz3} = \varepsilon_{b03} \ ; \qquad (14)$$

$$\sigma_{pz3} = \sqrt{R_{sc,p}^2 - 0,75\sigma_{p\tau,u}^2} - 0,5\sigma_{p\tau,u} \qquad (15)$$

где $\sigma_{p\tau,u}$ – напряжение тангенциального направления центрально сжатой стальной трубы в предельном состоянии

$$\sigma_{p\tau,\mathrm{u}} = 0,5\frac{d}{\delta}\sigma_{br,u} \ ; \qquad (16)$$

d и δ – диаметр и толщина стенки трубы.

Формула (15) может использоваться для тонкостенных труб с отношением $d/\delta \ge 20$. Для других случаев рекомендуется применять следующую формулу:

$$\sigma_{pz3} = \left(\frac{1}{6} - \frac{A}{A_p}\right)\sigma_{br,u} + \sqrt{R_{sc,p}^2 - (3\frac{A^2}{A_p^2} - \frac{1}{3}\frac{A}{A_p} + \frac{1}{12})\sigma_{br,u}^2} \ . \qquad (17)$$

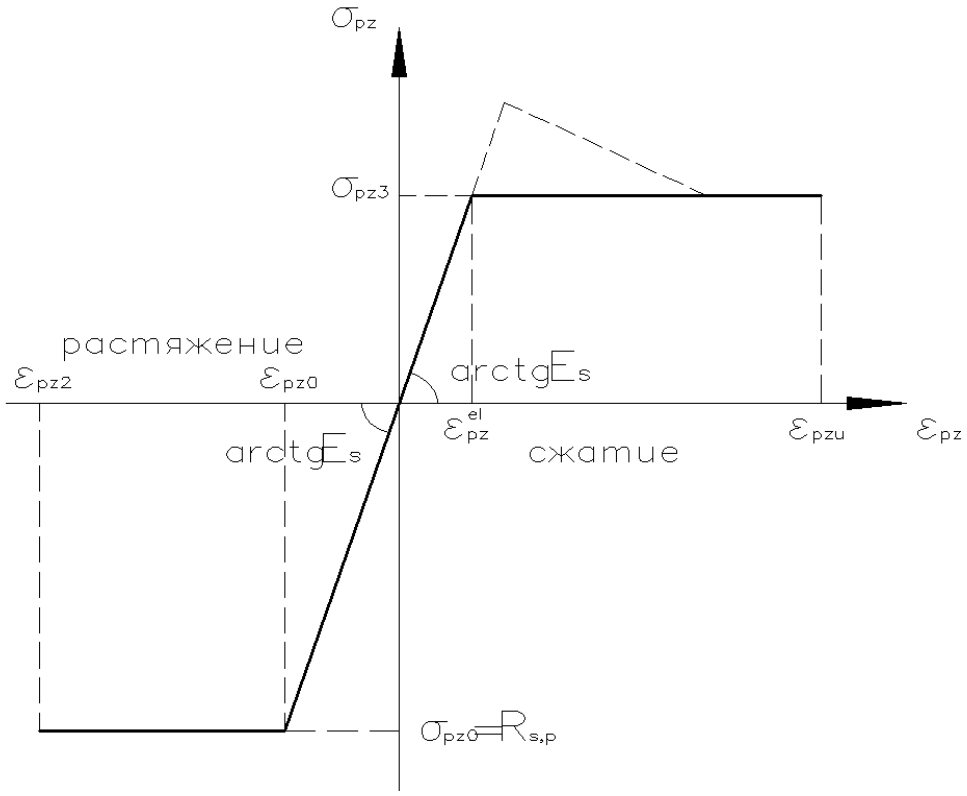


Рисунок 2 – Расчетная диаграмма состояния стальной оболочки ТБК при внецентренном сжатии

При необходимости более точного определения напряжения σ_{pz1} можно использовать следующую корреляционную зависимость

$$\sigma_{pz1} = \left[0,85 + 0,05\ln\left(\mu_p R_b\right)\right] R_{s,p}, \tag{18}$$

где $\mu_p = A_p / A$ – коэффициент армирования.

Продольные сжимающие напряжения в стальной оболочке σ_{pz} в зависимости от относительных деформаций укорочения ε_{pz} определяют по формулам:

при $0 \le \varepsilon_{pz} \le \varepsilon_{pz1}$

$$\sigma_{pz} = E_{s,p}\varepsilon_{pz}, \tag{19}$$

при $\varepsilon_{pz1} < \varepsilon_{pz} \le \varepsilon_{pz3}$

$$\sigma_{pz} = 0,8R_{sc,p}\left[1 - \frac{\varepsilon_{pz} - \varepsilon_{pz1}}{\varepsilon_{pz3} - \varepsilon_{pz1}}\left(1 - 1,25\frac{\sigma_{pz3}}{R_{sc,p}}\right)\right]. \tag{20}$$

Продольные растягивающие напряжения в стальной оболочке σ_{pz} в зависимости от относительных деформаций удлинения ε_{pz} (в расчете они принимаются со знаком «минус») определяют следующим образом:

при $0 \ge \varepsilon_{pz} \ge \varepsilon_{pz0}$

$$\sigma_{pz} = E_{s,p}\varepsilon_{pz}, \tag{21}$$

при $\varepsilon_{pz0} > \varepsilon_{pz} > \varepsilon_{pz2}$

$$\sigma_{pz} = R_{s,p}. \tag{22}$$

Сжимающие или растягивающие напряжения σ_s в стержневой арматуре (при ее наличии) определяют в зависимости от соответствующих деформаций ε_s по формулам (21) или (22) с модулем упругости E_s, расчетным сопротивлением R_s и заменой индекса «*pz*» на индекс «s».

Результаты сопоставления расчетной прочности ТБК, определенной по упрощенной методике, с экспериментальными данными для 120 ранее испытанных лабораторных образцов колонн, свидетельствуют об их удовлетворительной сходимости.

Список использованных источников

1. Кришан А.Л., Сагадатов А.И., Гареев М.Ш. Предварительно обжатые трубобетонные элементы кольцевого сечения // Бетон и железобетон, 2008. № 4. С. 7-11.
2. Кришан А.Л. Новый подход к оценке прочности сжатых трубобетонных элементов // Бетон и железобетон, 2008. № 3. С.2-5.
3. СНиП 52-01-03. Бетонные и железобетонные конструкции. Основные положения. – М.: Госстрой России, 2003. – 83 с.
4. Карпенко Н.И. Общие модели механики железобетона. – М.: Стройиздат, 1996. – 416 с.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СЖАТЫХ ТРУБОБЕТОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КВАДРАТНОГО ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ

Кришан А. Л., Мельничук А. С.
Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия
E-mail: amelmgn@gmail.com

EXPERIMENTAL RESEARCH OF COMPRESSED CONCRETE FILLED TUBE ELEMENTS WITH SQUARE CROSS-SECTION

Krishan A. L., Melnichuk A. S.
Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia
E-mail: amelmgn@gmail.com

The results of experimental research of concrete filled steel tubes columns with square profile are resulted in the given work. Experiments have shown their high load-carrying capacity, the big efficiency at eccentrical loading and plastic character of destruction. The characteristic dependences, reflecting the work concrete filled steel tubes columns with square profile, are resulted.

Современное строительство во всем мире нуждается в эффективных строительных конструкциях. Такими конструкциями, широко используемыми в высотных зданиях, являются конструкции из бетона, заключенного в стальную обойму.

Эффективность трубобетонных конструкций (ТБК) обусловлена рядом положительных качеств. Их внешняя стальная оболочка, выступающая в роли продольного и поперечного армирования, воспринимает возникающие в ней усилия во всех направлениях. Бетонное ядро, благодаря действию со стороны оболочки реактивного бокового давления, при продольном сжатии элемента находится в условиях объемного сжатия. Это приводит к повышению прочности бетона при сжатии на 50 ÷ 80 %. В свою очередь, благодаря совместной работе бетона и стальной обоймы, последняя предохранена от потери местной устойчивости.

Трубобетонные конструкции надежны в эксплуатации. В предельном состоянии они не теряют несущую способность мгновенно, как традиционные железобетонные элементы, а способны в течение длительного времени выдерживать приложенную к ним нагрузку. В результате появляется возможность использовать в таких конструкциях современные высокопрочные бетоны, практически устраняя их основной недостаток – хрупкий характер разрушения.

Указанные особенности трубобетонных элементов положительно сказывается на их несущей способности. В конечном итоге они оказываются более экономичными по сравнению с традиционными железобетонными конструкциями вследствие меньшего расхода бетона и стали. За ненадобностью опалубочного оборудования процесс изготовления трубобетонных элементов значительно облегчен и оказывается выгоднее как по трудозатратам, так и по стоимости.

Еще одним положительным свойством трубобетонных конструкций является их невосприимчивость к агрессивным средам и сложным температурно-влажностным режимам, благодаря чему они не ограничиваются требованиями технологического процесса. Огнестойкость этих элементов заметно выше, по сравнению с металлическими конструкциями.

Однако в России в основном используются трубобетонные конструкции круглого сечения, обладающие изогнутой боковой поверхностью. Такая поверхность усложняет их применение с конструктивной точки зрения. Этого недостатка лишены конструкции, имеющие прямоугольное поперечное сечение. Круглые элементы плохо работают на внецентренное сжатие в случае больших эксцентриситетов. Как известно, при таком приложении нагрузки в растянутой зоне внутренние усилия воспринимаются только арматурой, а в сжатой зоне – арматурой и бетоном совместно. В круглом сечении при удалении от центра сечения армирование сходит на «нет». Таким образом, расположение арматуры во внецентренно сжатых трубобетонных элементах прямоугольного сечения более рационально.

В 80-х годах в НИИЖБ [1] были проведены исследования конструкций из трубобетонных элементов прямоугольного сечения с оболочкой из гнутосваренных профилей. Для экспериментов были изготовлены образцы, имеющие различные геометрические размеры и прочность бетонного ядра.

В опытах была отмечена совместная работа металла оболочки и бетонного ядра до уровня 50–60 % от разрушающей нагрузи. Затем, по мере увеличения нагрузки, в поперечном сечении элемента наблюдался местный изгиб или выпучивание стенок профиля, причем максимальный прогиб стенок совпадал с главными осями сечения профиля, минимальный – с его углами. Наступление предельного состояния наблюдалась в торцевых зонах. Оно было обусловлено не только действием сжимающих сил, но также и изгибающих. Также по мере возрастания нагрузки стенки профиля испытывали боковое давление, вызываемое поперечной деформацией бетона. Наибольшее давление возникало в угловых зонах.

В процессе испытаний было выявлено повышение несущей способности трубобетонного элемента, что свидетельствует о работе бетона в условиях объемного сжатия. Исследования выявили эффект обоймы в пределах 1,1÷1,15. При этом в Еврокоде, в нормативных документах Китая, США, Японии для ТБК квадратного поперечного сечения работа бетона в условиях объемного сжатия не учитывается.

Следует также отметить, что в настоящее время в строительных нормах России отсутствует методика расчета, позволяющая учесть особенности работы трубобетонных конструкций при их проектировании.

Исходя из этих позиций, можно сделать вывод, что на настоящий момент трубобетонные элементы нуждаются в дальнейшем всестороннем экспериментально-теоретическом исследовании.

Для экспериментального определения несущей способности, а также описания напряженно-деформированного состояния трубобетонных элементов квадратного поперечного сечения были проведены испытания лабораторных образцов, работающих на осевое (се-

рии ЦН и ЦО) и внецентренное (серии В1Н, В2Н, В3Н, В4Н и В1Р) сжатие в диапазоне относительных эксцентриситетов продольной силы e_0/d = 0,125; 0,25; 0,5; 0,75. В обозначении серий образцы серий с ядром из бетона на расширяющемся цементе имеют букву «Р», а образцы с ядром из обычного бетона – букву «Н». Также в наименовании серий даны размеры стороны сечения внешней оболочки образца в миллиметрах. Толщина стенки оболочки у всех образцов была одинакова. Предел текучести стальной оболочки в образцах всех серий составлял 360 МПа. Номер образца в серии приведен после тире. Конструкция лабораторных образцов и их размеры приведены на рис. 1.

Нагружение трубобетонных образцов осуществлялось до полной потери их несущей способности. Результаты испытаний образцов и прочностные характеристики их бетонного ядра представлены в таблицах 1 и 2.

В таблицах указаны осредненные по сериям данные по призменной (R_b) прочности исходного бетона, экспериментально определенные значения нагрузок, соответствующие началу текучести металла оболочки (N_y), максимально достигнутая нагрузка (N_u), суммарное усилие, воспринимаемое бетонным ядром и стальной оболочкой, испытанными отдельно ($N_{bs} = R_bA + R_sA_s$), теоретический уровень разрушающей нагрузки при осевом сжатии (N_{0u}).

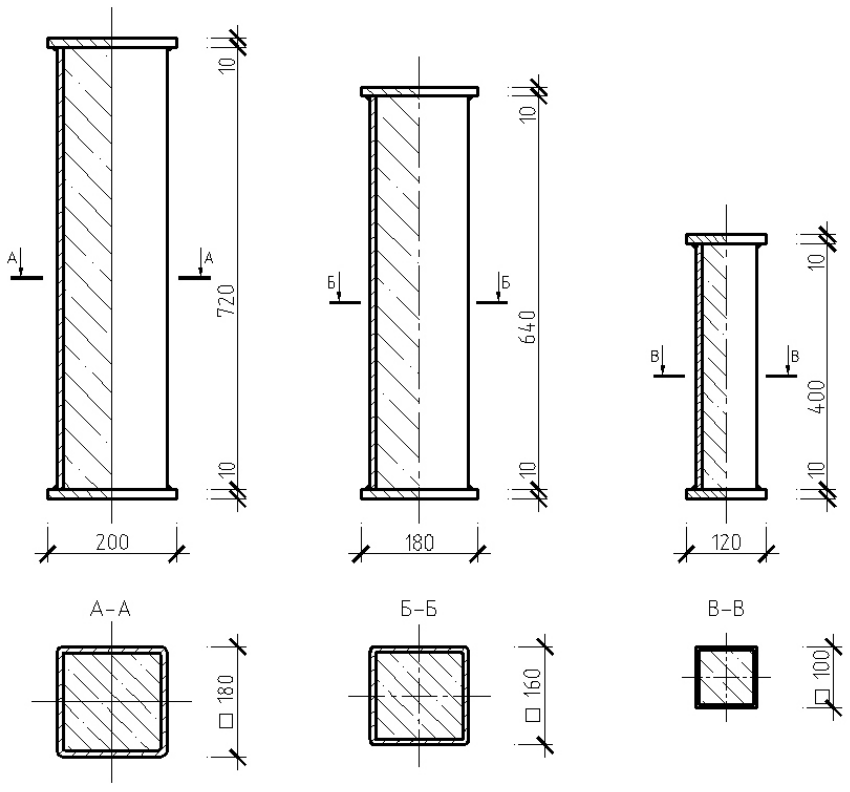


Рисунок 1 – Конструкция лабораторных образцов

Таблица 1 – Результаты экспериментальных испытаний центрально-сжатых трубобетонных образцов квадратного поперечного сечения

Серия, образец	R_b, МПа	N_y, кН	N_u, кН	N_{bs}, кН	N_y/N_u	N_u/N_{bs}
ЦР180	41.16	2667	3920	2974	0.56	1.31
ЦН180	21.70	1667	3670	2455	0.45	1.49

Таблица 2 – Результаты экспериментальных испытаний центрально-сжатых трубобетонных образцов квадратного поперечного сечения

Серия, образец	e_0/d	R_b, МПа	N_u, кН	N_{0u}, кН
B1H180	0.125	51.45	3500	5440
B2H160	0.25	19.08	1250	2002
B3H160	0.50	20.45	1000	2009
B4H160	0.75	19.91	967	2691

Для количественной оценки работы трубобетонных элементов под нагрузкой подсчитаны следующие соотношения:

а) N_y/N_u – отношение нагрузки, соответствующей началу текучести металла оболочки к несущей способности образца;

б) N_u/N_{bs} – отношение максимальной нагрузки, которую выдержал образец, к суммарной несущей способности бетонного ядра и трубы, испытанных отдельно.

Характер разрушения трубобетонных образцов показан на рисунке 2. Характерные зависимости для образцов различных сечений показаны на рисунках 3 и 4. На них слева от вертикальной оси представлены поперечные деформации, справа – продольные.



а *б*

Рисунок 2 – Характер разрушения центрально сжатых (а) и внецентренно сжатых (*б*) трубобетонных образцов

После окончания испытаний с части образцов разных серий снимались торцевые крышки, а оболочка разрезалась вдоль и снималась. После разрезания оболочки ядро легко извлекалось и сохраняло свою форму.

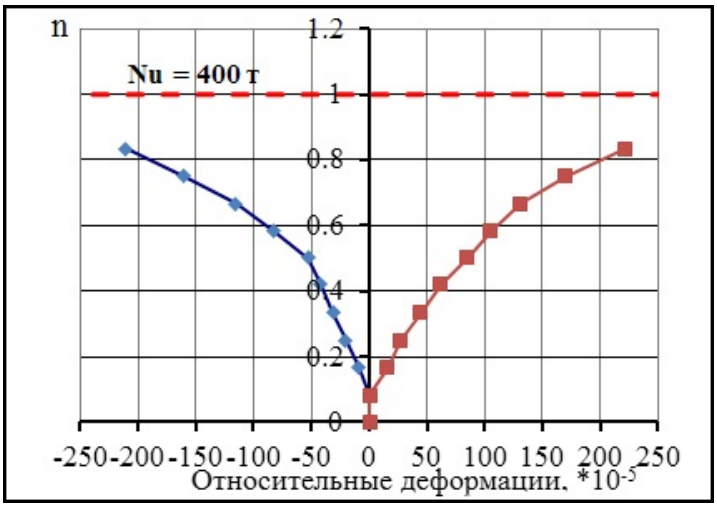
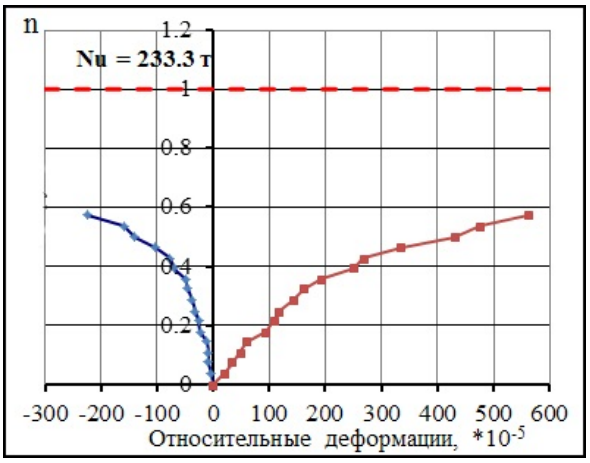
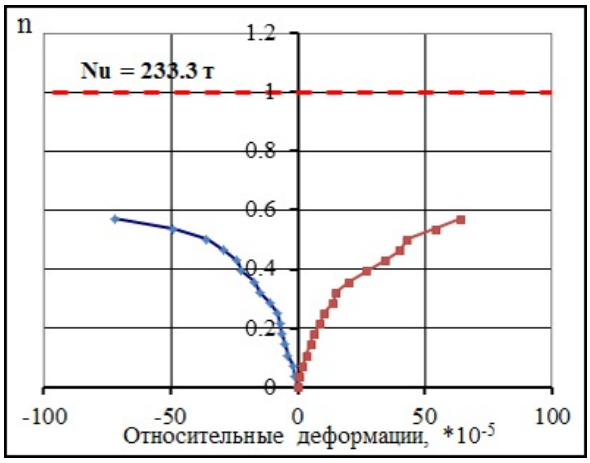


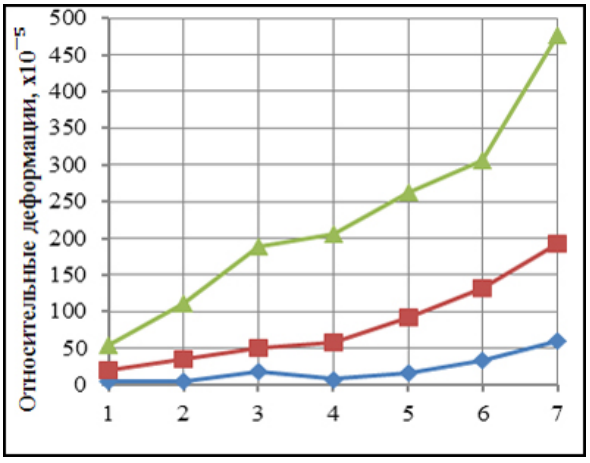
Рисунок 3 – Зависимость деформаций центрально-сжатого образца ТБК от уровня разрушающей нагрузки



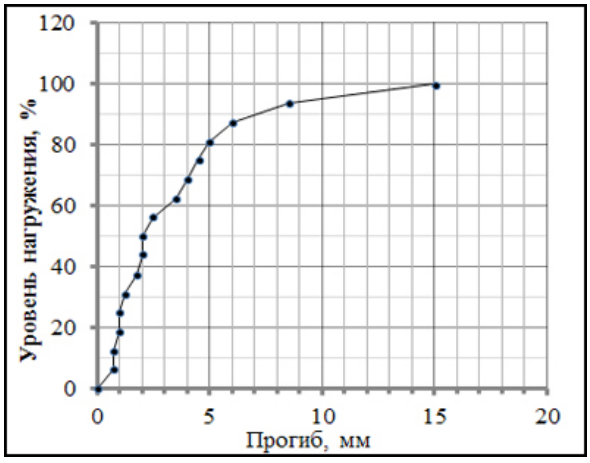
а



б



в



г

Рисунок 4 – Зависимости деформаций внецентренно-сжатого образца ТБК от относительного уровня нагружения для наиболее (*а*) и наименее (*б*) сжатых граней ($n = N/N_u$); распределение деформаций по сечению элемента (*в*) при уровнях нагружения 25 %, 58 %, 92 % (снизу вверх); прогиб внецентренно-сжатого ТБЭ в зависимости от загружения (*г*)

При визуальном осмотре торцов бетонного ядра видимых трещин не было обнаружено. На боковой поверхности бетонного ядра были обнаружены трещины, ориентированные по направлениям, близким к вертикальному. Таким образом, можно сделать вывод, что разрушение элементов не было вызвано срезом бетонного ядра.

При слабых механических воздействиях бетон в местах образования складок выкрашивался, после удара ядро разделялось на несколько частей неправильной формы.

Здесь следует заметить, что аналогичный характер разрушения имеют центрально сжатые ТБК с круглым поперечным сечением.

Разрушение внецентренно-сжатых образцов сопровождалось местным выпучиванием стальной оболочки и нарастанием искривления элемента в плоскости действия изгибающего момента. Наибольшая концентрация трещин наблюдалась в зонах образования складок оболочки в наиболее сжатой зоне образца. Складки ориентировались перпендикулярно продольной оси элемента и образовывались в результате местной потери устойчивости оболочки.

Опыты показали, что с увеличением эксцентриситета приложения нагрузки разрушающая нагрузка трубобетонных образцов уменьшается, приближаясь к несущей способности железобетонных элементов, не имеющих стальную обойму. Это объясняется тем, что при больших эксцентриситетах увеличивается площадь растянутой зоны, нагрузка в которой воспринимается в основном стальной оболочкой. Бетон в данном случае лишь повышает местную устойчивость стенок трубы.

На рис. 5 приведены опытные зависимости степени снижения несущей способности трубобетонных образцов с различными формами сечений $n_0 = N_u/N_{0u}$ от величины e_0/d (e_0/h). Из сопоставления этих зависимостей следует, что несущая способность элементов квадратного поперечного сечения с ростом относительного эксцентриситета снижается менее интенсивно, чем несущая способность элементов круглого сечения. При приложении нагрузки в пределах ядра сечения падение несущей способности у трубобетонных элементов с различными формами поперечных сечений происходит примерно одинаково.

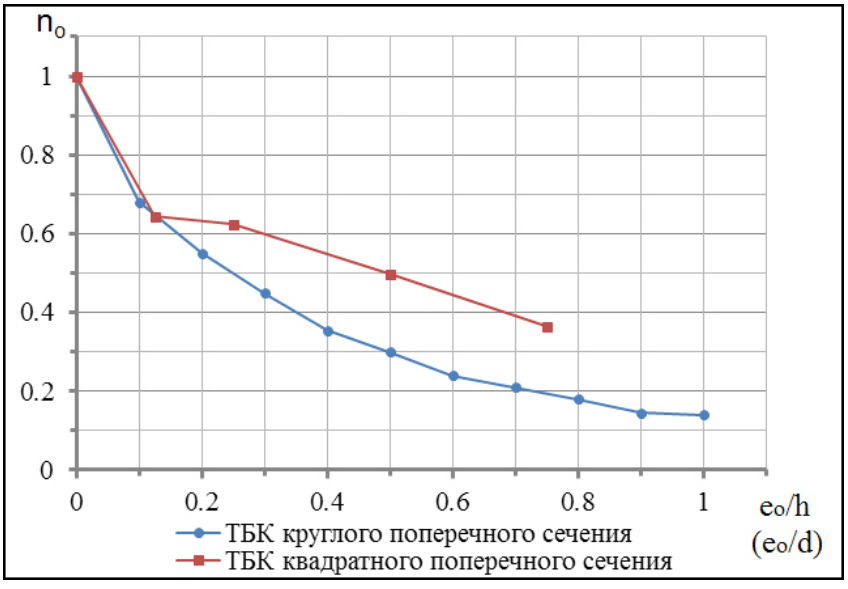


Рисунок 5 – Номограмма для определения степени снижения несущей способности внецентренно-сжатых трубобетонных образцов различных поперечных сечений ($n = N_u/N_{0u}$)

Это еще раз свидетельствует о влиянии формы поперечного сечения на прочность трубобетонных конструкций при больших эксцентриситетах.

В целом, на основании полученных результатов можно заключить, что трубобетонные конструкции квадратного поперечного сечения при внецентренном приложении нагрузки более эффективны, чем аналогичные элементы круглого сечения. Однако для выявления всех особенностей их напряженно-деформированного состояния требуются дополнительные экспериментально-теоретические исследования. Опираясь на результаты таких исследований планируется в дальнейшем создать универсальную методику расчета ТБК.

Список использованных источников

1. Людковский И.Г., Фонов В.М., Кузьменко С.М., Самарин С.И. Сталебетонные фермы из гнутосваренных профилей//Бетон и железобетон. – 1982. – №7.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКИ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

Чинокалов В. Я., Михаленко И. А., Симаков В. П., Шитик Е. В.
ОАО "ЗСМК", г. Новокузнецк, Россия
E-mail: irina.mihalenko@yandex.ru

MODIFICATION STRUCTURE AND HARDNESS PIG-IRON ROOLS AFTER PLASMA HARDENING AND EXPLOITATION

Chinokalov V. Y., Mihalenko I. A., Simakov V. P., Shitik E. V.
ZSMK, Novokuznetsk, Russia
E-mail: irina.mihalenko@yandex.ru

At the metallurgical operations, for increase of an operational resource rolls, methods of superficial modifying (mechanical, thermal, thermomechanical, by streams of radiations) are applied. For superficial hardening calibers rolls technologies on a base of inexpensive concentrated energy sources take root. In Open Society "ZSMK" are shaky from pig-iron are used in intermediate and fair groups of small-section mills 250 at a proskating proroll armature structures. In the present work the samples which have been cut out from working passes such rolls after various kinds of technological treatment and operation on mills are investigated.

The microstructure of an axial zone will consist of a lamellar perlite, sites of a ledeburite, carbides and a flaky graphite. The microstructure of a zone flowed will consist from a ledeburite, sites of a martensite and a retained austenite, a zone of thermal influence - a martensite, a retained austenite, a ledeburite, monolithic carbides and a flaky graphite. Explorations of a surface reinforced caliber after proskating prorolls 700 т the fixture show deterioration of the strengthened course.

В общем объеме валков для производства стального проката до 65% могут составлять литые чугунные валки [1]. Однако низкая эксплуатационная стойкость сдерживает массовое внедрение чугунных валков в металлургическую практику. Так как прокатный валок бракуется в металлолом после съема в процессе эксплуатации и ремонтных переточек ~3% его массы, большой экономический и экологический эффект может дать повышение стойкости рабочих калибров.

Для повышения эксплуатационного ресурса прокатных валков применяются методы поверхностного модифицирования (механические, термические, термомеханические, потоками излучений) [2]. Они позволяют производить упрочнение начиная с момента поставки нового валка и, после каждой переточки калибров, до минимально допустимого диаметра.

Для поверхностного упрочнения калибров сортопрокатных валков внедряются технологии на основе недорогих концентрированных источников энергии.

В ОАО “ЗСМК” валки из чугуна марки СПХН используются в промежуточной и чистовой группах мелкосортных станов 250 при прокатке арматурных профилей. В настоящей работе исследуются изменение структуры и свойств рабочих калибров таких валков после различных видов технологической обработки и эксплуатации на станах. Маркировка исследуемых образцов в зависимости от состояния рабочего калибра приведена в таблице 1.

Таблица 1 – Маркировка исследуемых чугунных образцов

№ образца	Технология изготовления валка	Эксплуатация валка на стане
1	литой неупрочненный	не эксплуатировался
2	литой неупрочненный	прокатано 58 тонн арматуры №10
3	закалка с плазменного нагрева	не эксплуатировался
4	закалка с плазменного нагрева	прокатано 10 тонн арматуры №10
5	закалка с плазменного нагрева	прокатано 700 тонн арматуры №10

Методика исследований

Исследования химического состава чугуна проводилось методом фотоэлектрического спектрального анализа ГОСТ 27611-88, НДП 02.02.188-2008. Массовая доля углерода определялась кулонометрическим методом.

Металлографические исследования проводились на микрошлифах, изготовленных способом сухого шлифования путем последовательной обработки на абразивных кругах различной зернистости, полирования на сукне с раствором двуокиси хрома в воде. Структура чугуна выявлялась травлением поверхности шлифа в спиртовом растворе 4% азотной кислоты и исследовалась на металлографическом микроскопе «Axiovert 40MAT» при увеличениях 100 и 500 крат.

Исследование микротвердости проводились на приборе ПМТ-3 методом восстановленного отпечатка. Измерялась твердость структурных составляющих по сечению образцов при нагрузке на индентор ~1Н. Длину диагонали отпечатка и число микротвердости определяли на системе анализа изображения SIAMS-700, определяя среднее из трех измерений одного отпечатка.

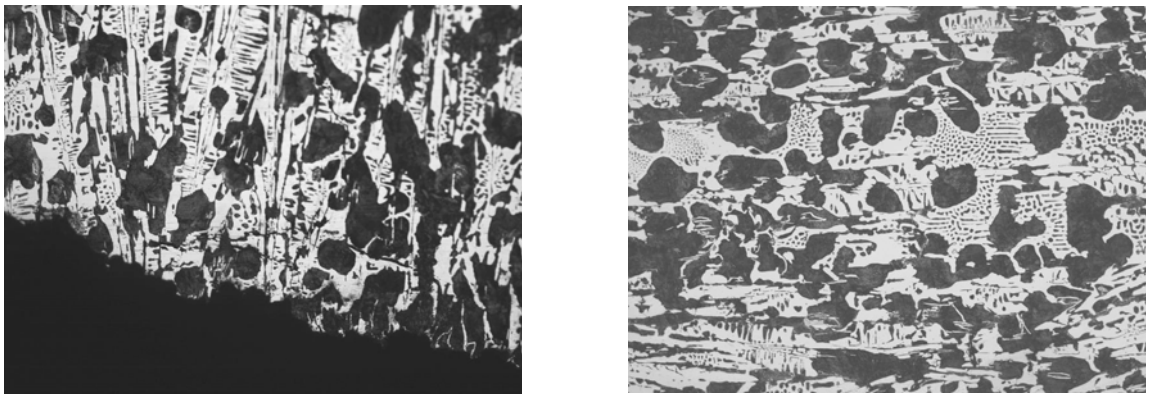
Результаты исследований

Результаты определения химического состава материала исследуемых образцов приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Химический состав материала валков

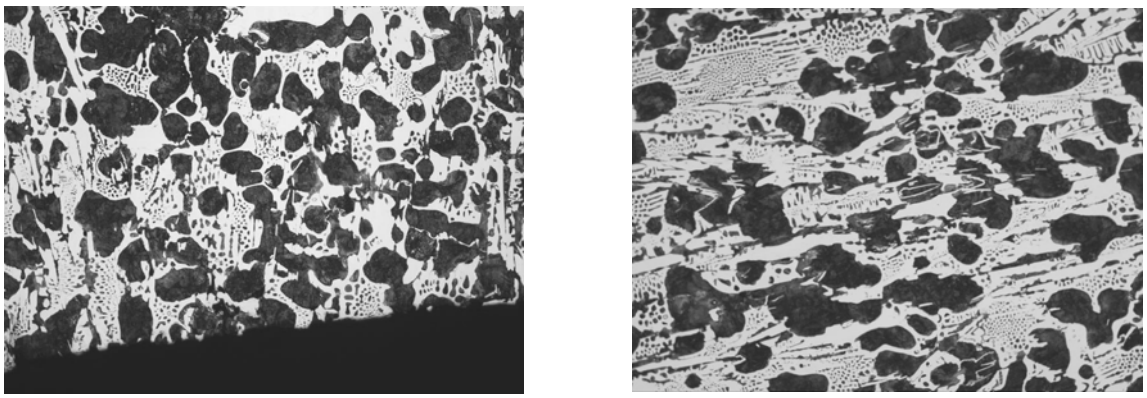
№ образца	Массовая доля элемента, %									
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V	Ti
1		0,66	0,37	0,034	0,140	0,76	1,66	0,065	0,063	0,011
2		0,66	0,37	0,033	0,138	0,74	1,68	0,064	0,062	0,011
3	3,84	0,65	0,46	0,031	0,155	0,85	1,62	0,059	0,070	0,019
4	3,78	0,66	0,46	0,028	0,157	0,83	1,60	0,060	0,064	0,020
5	3,63	0,62	0,44	0,029	0,154	0,79	1,65	0,059	0,063	0,019

Структура литых неупрочненных валков (образцы 1, 2) состоит из пластинчатого перлита, участков ледебурита (перлито-карбидная эвтектика) и пластинчатого графита. Значимых изменений в структуре после эксплуатации литого калибра при прокатке арматуры (образец 2) не выявлено (рис. 1, табл. 3).



а *б*

образец №1



в *г*

образец №2

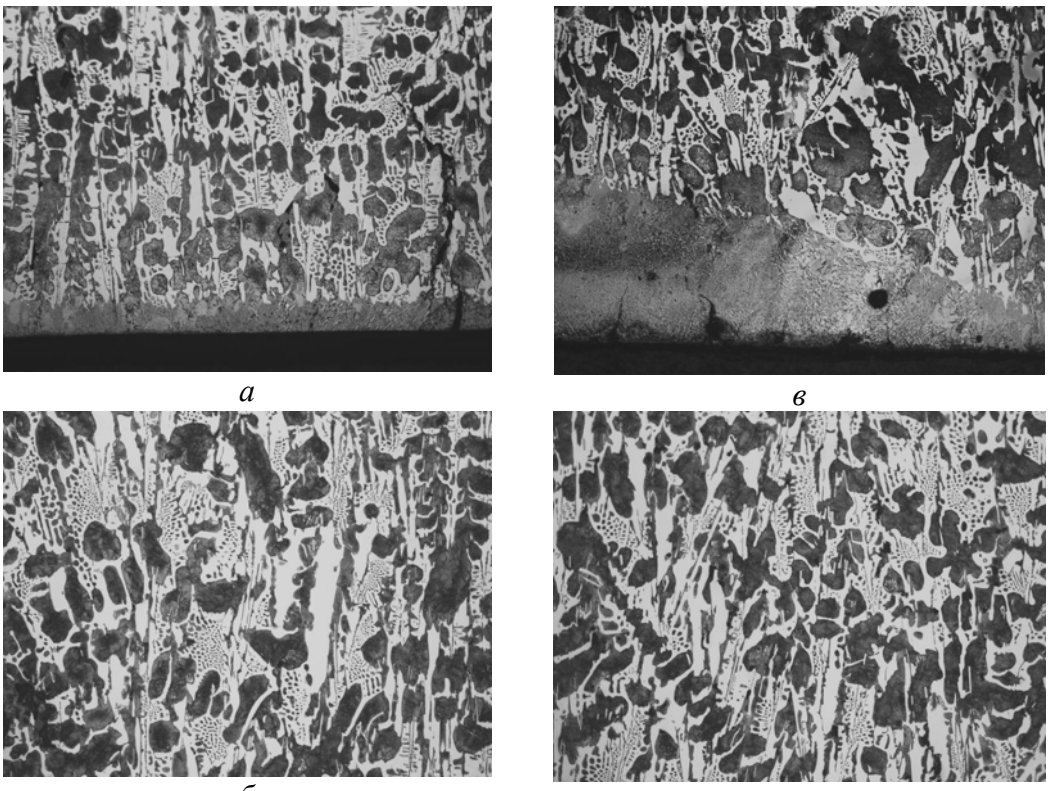
Рисунок 1 – Микроструктура чугунных валков ×200
а, в – поверхностный слой; *б, г* – центральная зона

Таблица 3 – Структурный состав литых чугунных калибров

Контролируемый параметр	Образец №1, образец №2
Микроструктура поверхностного слоя	ледебурит, перлит пластинчатый, графит пластинчатый
Микроструктура (центральной части)	ледебурит, перлит пластинчатый, графит пластинчатый

В микроструктуре поверхностного слоя плазменноупрочненных калибров без эксплуатации (образец 3, рис. 2*а*) и после прокатки 10 т арматуры (образец 4, рис. 2*в*) можно выделить, по направлению от поверхности, 2-е зоны: оплавления (ЗО) и термического влияния (ЗТВ). Структура ЗО состоит из мелкодисперсного ледебурита, участков мартенсита и остаточного аустенита (рис. 3*а*), ЗТВ – из мартенсита, остаточного аустенита, ледебурита, монолитных карбидов и пластинчатого графита (рис. 3*б*).

На большем удалении от рабочей поверхности калибров в обоих образцах сохраняется структура литого чугуна (рис. 2*б, г*), которая состоит из пластинчатого перлита, участков ледебурита (перлито-карбидная эвтектика), карбидов и пластинчатого графита.

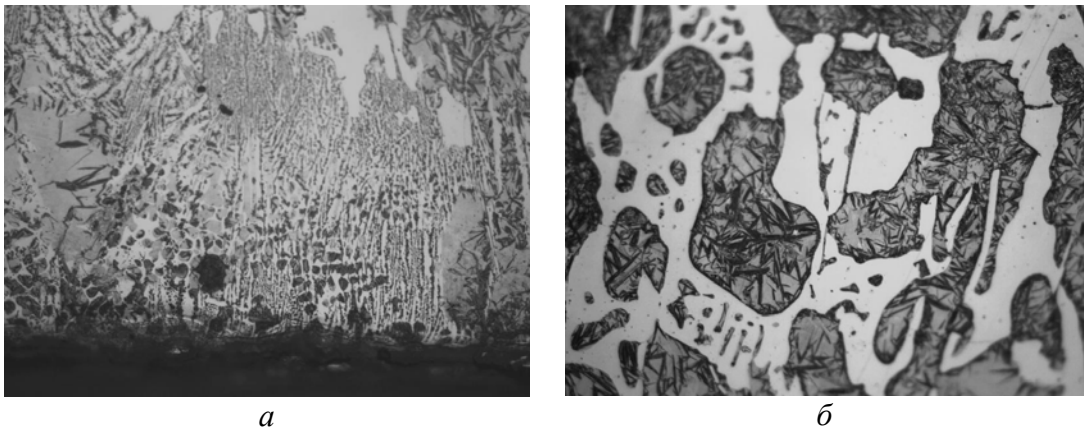


а *в*

б *г*

образец №3 образец №4

Рисунок 2 – Микроструктура образцов №№3, 4 ×200
а, в – поверхностный слой; *б, г* – осевая зона



а *б*

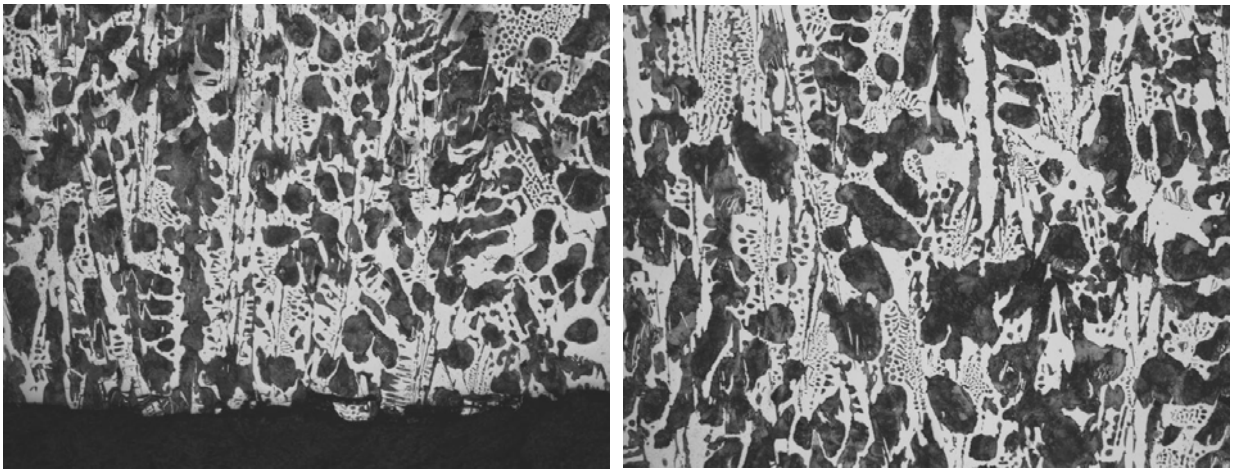
Рисунок 3 – Микроструктура поверхностного слоя ×1000
а – зона оплавления; *б* – зона термического влияния

Структурный состав по сечению калибров и толщины зон поверхностного слоя приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Структурный состав и толщина структурных зон поверхностного слоя

Контролируемый параметр	Образец №3	Образец №4
Толщина ЗО, мм	0,13-0,15	0,06-0,56 (фрагменты)
Толщина ЗТВ, мм	0,19-0,28	0,038-0,25
Микроструктура ЗО	ледебурит мелкодисперсный, мартенсит, остаточный аустенит	ледебурит мелкодисперсный, мартенсит, остаточный аустенит
Микроструктура ЗТВ	мартенсит, остаточный аустенит, карбиды	мартенсит, остаточный аустенит, карбиды
Микроструктура осевой зоны	ледебурит, перлит пластинчатый, карбиды, графит пластинчатый	ледебурит, перлит пластинчатый, карбиды, графит пластинчатый

Металлографические исследования поверхности плазменноупрочненного калибра после прокатки 700 т арматуры показывают полное отсутствие (износ) упрочненного слоя. Структура калибра (образец 5) по всему сечению состоит из пластинчатого перлита, участков ледебурита (перлито-карбидная эвтектика), карбидов и пластинчатого графита (рис. 4). Дендриты перлита, монолитные кристаллы карбида и перлито-карбидная эвтектика на поверхности (рис. 4*а*) более дисперсные, чем в осевой зоне (рис. 4*б*), что связано с уменьшением скорости охлаждения чугунной отливки от поверхности к центру валка.



а *б*

Рисунок 4 – Микроструктура образца №5 ×200
а – поверхностный слой; *б* – осевая зона

Результаты измерения микротвердости пластинчатого перлита и ледебурита литых чугунных валков (образцы 1 и 2) представлены в таблице 5. Видно, что твердость структурных составляющих по сечению обоих валков одинакова.

Таблица 5 – Микротвердость структурных составляющих литых неупрочненных валков

Структурная составляющая	Твердость, МПа	
	образец №1	образец №2
Пластинчатый перлит (поверхность)	4783	4955
Ледебурит (поверхность)	10505	9512
Пластинчатый перлит (осевая зона)	4818	4596
Ледебурит (осевая зона)	10102	10386

Результаты измерения микротвердости структурных составляющих плазменноупрочненных чугунных калибров без эксплуатации (рис. 2*а*) и после прокатки 10 т арматуры (образцы 3, 4) представлены в таблице 6, после прокатки 700 т арматуры (образец 5) - в табл. 7. Видно, что различия в твердости одинаковых структурных составляющих по сечению валка незначительны.

Таблица 6 – Микротвердость структурных составляющих плазменноупрочненных калибров

Структурная составляющая	Твердость, МПа	
	образец №3	образец №4
Ледебурит мелкодисперсный	8823	8901
Мартенсит	7136	8412
Остаточный аустенит	5128	5245
Карбид	10352	11146
Ледебурит (осевая зона)	7679	7515
Пластинчатый перлит	3498	3295
Карбид (осевая зона)	9530	10239

Таблица 7 – Микротвердость структурных составляющих плазменноупрочненного калибра

Исследуемый участок	Структурная составляющая	Твердость, МПа
Поверхность рабочего калибра	пластинчатый перлит	2907
	карбиды	8083
	ледебурит	6419
Осевая зона	пластинчатый перлит	3009
	карбиды	8505
	ледебурит	6668

Выводы

1 Исследовано изменение структуры и свойств прокатных валков из чугуна марки СПХН в исходных литом и плазменноупрочненном состояниях и после эксплуатации при прокатке стальной арматуры.

2 Показано, что плазменная закалка чугунных валков приводит к формированию в поверхностных слоях структурно-фазового состава повышенной твердости и износостойкости.

Список использованных источников

1. Толстов И.А., Пряхин А.В. Повышение работоспособности инструмента горячего деформирования. - М.: Металлургия, 1990. - 143 с.
2. Поляк М.С. Технология упрочнения. Том 2. - М: Машиностроение, 1995. - 824 с.

К ВЕРИФИКАЦИИ РАСЧЕТОВ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ДИСКОВ

Каримбаев К. Д., Стародубцев В. В.
ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва, Россия
E-mail: vvswind@yandex.ru

TO VERIFICATION OF CALCULATIONS OF BEARING ABILITY OF DISKS

Karimbaev K. D., Starodubtsev V. V.
Central Institute of Aviation Motors, Moscow, Russia
E-mail: vvswind@yandex.ru

Comparison of results of calculations of destroying rotary speed of a continuous disk and disk with a bore of small radius is spent. Under the theory of limiting pressure in such disks destroying rotary speeds of disks differ on the small size corresponding to the relation of radius of a bore to size of external radius of a disk. In a continuous disk the maximum pressure in two it is less, than in a disk with расточкой. The given work is conducted for probe of a question on what results of calculations of destroying frequency of disks turn out at use of local criteria of loss of bearing ability.

In all considered cases the difference between criteria does not exceed 1 %.

Постановка задачи

Частота вращения диска ротора ГТД, при которой происходит разрушение, является важной характеристикой конструкции. Исходя из неё, нормируют предельно допустимую рабочую частоту вращения диска.

Одной из основных оценок прочности диска является запас по разрушающим оборотам (частоте вращения)

$$k_b = \frac{n_{разр}}{n} \qquad (1)$$

где $n_{разр}$ – частота вращения, при которой произойдет разрушение диска (с учетом температуры и длительности работы); n – максимальная (расчетная) рабочая частота вращения диска.

Запас по разрушающей частоте вращения может быть выражен через угловые скорости:

$$k_b = \frac{\omega_{разр}}{\omega} \qquad (2)$$

Разрушающую частоту вращения диска ротора ГТД по нормативным документам принято определять методом предельных напряжений. Но при этом в тех же документах для обеспечения работоспособности требуется проектировать диски с относительно большим запасом. Эти требования вытекают из того факта, что экспериментально определённые величины разрушающих частот вращения могут быть меньше расчетных более чем на 10%.

Такие отличия характерны для дисков с развитой ступицей и/или имеющих локальные высоконагруженные зоны [3].

В настоящее время, в связи с развитием численных методов, для более точного определения разрушающей частоты вращения дисков разрабатываются, так называемые, локальные методы определения несущей способности дисков. В работе [3] проведено сопоставление результатов, полученных по рассмотренным методикам с результатами экспериментальных данных, полученных для реальных дисков. При этом показано, что, используя локальные методы можно точнее прогнозировать величину разрушающих частот вращения дисков. Но вопрос о взаимовлиянии глобальной характеристики сечения (её несущей способности) с местными локальными напряжениями остался не до конца понятым.

Данная работа посвящена исследованию только этого вопроса. Чтобы не затемнять картину другими факторами в качестве объекта исследования были выбраны хорошо изученные вращающиеся диски постоянной толщины, для которых даже имеется аналитическое решение задачи об определении напряженно-деформированного состояния в упругой постановке [2]. Считаем, что температурными эффектами можно пренебречь. Внешних сил нет. Лишних концентраторов напряжений в дисках постоянной толщины нет.

Проводится сравнение результатов расчетов по исследуемым методикам разрушающей частоты вращения сплошного диска и диска с расточкой малого радиуса. По теории предельных напряжений в таких дисках разрушающие частоты вращения дисков отличаются на малую величину, соответствующую отношению радиуса расточки к величине внешнего радиуса диска. В выбранном примере меньше чем на 0.5%. Если же анализировать аналитические получаемые максимальные напряжения при рабочих условиях в диске то:

1. Максимальные напряжения возникают в сплошном диске в центре диска;
2. Максимальные напряжения возникают в диске с отверстием на расточке;
3. Причем в сплошном диске максимальные напряжения в 2 раза меньше, чем в диске с расточкой.

Кроме того известно, что для рассматриваемых дисков расчеты разрушающих частот вращения, полученные по методу предельных напряжений хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Данная работа проведена для исследования вопроса о том, какие результаты расчетов разрушающей частоты дисков получатся при использовании локальных критериев потери несущей способности.

Методика расчета по предельным напряжениям

При определении разрушающих оборотов исходят из предложения, что в момент разрушения во всех точках диска:

$$\sigma_\theta(r) = \sigma_B(r) \tag{3}$$

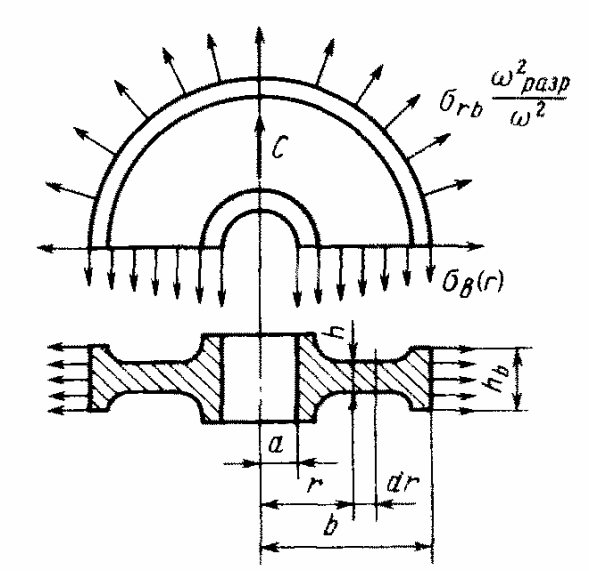


Рисунок 1 – К определению запаса прочности по разрушающей частоте вращения

т. е. окружное напряжение равно пределу прочности материала на данном радиусе. Разрушение происходит по меридиональному сечению, так как при вращении дисков постоянной толщины максимальные окружные напряжения превышают радиальные напряжения.

Величина σ_B в общем случае изменяется по радиусу вследствие неравномерного распределения температуры, но так как в нашей задаче температура считается постоянной и равной комнатной, можно считать, что $\sigma_B(r)$ постоянна. Кроме того, в нашей постановке задачи из-за отсутствия внешних сил $\sigma_{rb} = 0$ и $\sigma_{ra} = 0$.

Значение запаса k_b может быть найдено из рассмотрения условия равновесия половины диска в момент, непосредственно предшествующий разрушению (рис. 1).

В этот момент радиальное напряжение на ободе

$$\sigma^*_{rb}(r) = \sigma_{rb}\frac{\omega^2_{разр}}{\omega^2} \tag{4}$$

где σ_{rb} – радиальное напряжение на ободе при расчетной угловой скорости. Напряжениями на внутреннем контуре $r = a$ можно пренебречь, так как давление напрессовки, если оно и было в рабочих условиях, к моменту разрушения исчезнет совсем из-за больших радиальных перемещений ступицы диска. Центробежная сила собственно масс диска выражается для половины диска следующим равенством:

$$C = 2\rho\omega_{разр}^2 J \tag{5}$$

где $J = \int_a^b r^2 h dr$ – момент инерции половины меридионального сечения диска относительно оси вращения. Проектируя все силы на вертикальное направление, найдем

$$2\sigma_{rb}\frac{\omega_{разр}^2}{\omega^2} bh_b + 2\rho\omega_{разр}^2 J = 2\int_a^b \sigma_B h dr \tag{6}$$

откуда выражаем запас

$$k_b = \frac{\omega_{разр}}{\omega} = \sqrt{\frac{\int_a^b \sigma_B h dr}{\sigma_{rb} bh_b + \rho\omega^2 J}} \tag{7}$$

Для нашего случая, так как величина σ_B одинакова для всех радиусов и $\sigma_{rb} = 0$, получаем, что

$$\int_a^b \sigma_B h dr = \sigma_B \int_a^b h dr = \sigma_B F \tag{8}$$

где F – площадь половины меридионального сечения диска и

$$k_b = \frac{1}{\omega}\sqrt{\frac{\sigma_B F}{\rho \quad J}} \tag{9}$$

Метод Новожилова

Простейший вариант этого универсального критерия прочности при сложном нагружении определяется формулой:

$$\varepsilon_i^{inelast} = \left(\frac{D}{e^p}\right)\left(1 - \frac{\sigma}{S}\right)^m \tag{10}$$

где $\varepsilon_i^{inelast}$ – интенсивность неупругих деформаций; σ – среднее нормальное напряжение (первый инвариант тензора напряжений деленный на 3); $e^p = \alpha \cdot L$ – объемное пластическое разрыхление, связанное с длиной траектории пластической деформации, где α – коэффициент внутреннего трения; S – сопротивление материала всестороннему разрыву (если $\sigma = S$, то разрушение происходит без пластических деформаций); $D = \varepsilon_t^2 \cdot a$ – статическая поврежденность, где ε_t^2 – предельное значение интенсивности неупругих деформаций $\varepsilon_i^{inelast}$ при чистом сдвиге; m – показатель степени.

Формула (10) имеет следующий смысл. Разрушение наступает тогда, когда интенсивность неупругих деформаций достигает некоторого предельного значения. Последнее зависит от степени пластической разрыхленности материала, убывая с увеличением длины траектории пластической деформации. Введение в формулу множителя $\left(1 - \frac{\sigma}{S}\right)$ позволяет учесть

влияние знака напряжений на предельное значение $\varepsilon_i^{inelast}$. Согласно формуле (10), при феноменологической оценке прочности твердых тел определяющими факторами являются:

– интенсивность неупругих деформаций $\varepsilon_i^{inelast}$,

– объемное пластическое разрыхление e^p,

– среднее нормальное напряжение σ.

Помимо этих переменных параметров в формулу (10) входят три константы, подлежащие экспериментальному определению:

– S – сопротивление материала всестороннему разрыву,

– D – статическая повреждаемость,

– m – показатель степени.

Известно, что в условиях трехосного растяжения пластичность падает, а при деформировании материалов под гидростатическим давлением повышается.

Вследствие отсутствия значений входящих в формулу (1) констант материалов в настоящей работе использовалась следующая трактовка этого критерия при оценке разрушающей частоты вращения дисков.

Момент разрушения определяется из условия достижения интенсивностью пластических деформаций предельного значения в какой-либо точке диска (при этом здесь в расчетах принималось $m = 4$ и $S = \sigma_B^H$):

$$\varepsilon_i^{pl} = \varepsilon_{\text{limit}} \tag{11}$$

где ε_i^{pl} – интенсивность пластических деформаций, которая определяется следующим образом:

$$\varepsilon_i^{pl} = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{\left(\varepsilon_x^{pl} + \varepsilon_y^{pl}\right)^2 + \left(\varepsilon_y^{pl} + \varepsilon_z^{pl}\right)^2 + \left(\varepsilon_z^{pl} + \varepsilon_x^{pl}\right)^2 + \frac{3}{2}\left(\varepsilon_{xy}^{pl2} + \varepsilon_{yz}^{pl2} + \varepsilon_{xz}^{pl2}\right)} \tag{12}$$

где ε_x^{pl}, ε_y^{pl}, ε_z^{pl}, γ_{xy}^{pl}, γ_{yz}^{pl}, γ_{xz}^{pl} – интенсивности пластических деформаций соответствующих компонентов при 3D НДС; $\varepsilon_{\text{limit}}$ – предельная деформация, которая определяется следующим образом:

$$\varepsilon_{\text{limit}} = \varepsilon_f^H \left(1 - \frac{\sigma}{S}\right)^{\frac{m}{2}} \tag{13}$$

$$\varepsilon_f^H = \ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right) \tag{14}$$

ε_f^H – истинная деформация в шейке гладкого образца в момент разрушения, ψ – относительное сужение материала при растяжении, полученное на гладких образцах при кратковременном растяжении, $\sigma = \dfrac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3}$ – среднее нормальное напряжение, где σ_x, σ_y, σ_z – соответствующие компоненты нормальных напряжений при 3D НДС; S – сопротивление материала всестороннему разрыву, в расчетах приравнивается к истинному пределу прочности

$$\sigma_B^H = \frac{\sigma_B}{(1-\psi)} \tag{15}$$

где σ_B - предел прочности материала при растяжении, полученный на гладких образцах при кратковременном одноосном растяжении.

Энергетический метод

При монотонном повышении нагрузки, разрушение происходит в тот момент, когда из-за приложенной нагрузки, в наиболее нагруженной точке удельная энергия достигает критического значения $U_{кр}$.

Удельная энергия деформирования или работа сил деформирования в точке разрушения определяется по формуле:

$$U_{кр} = \int_0^{\varepsilon_b} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \tag{16}$$

где ε_{ij} и σ_{ij} – компоненты тензора деформаций и тензора напряжений, i и j – индексы осей используемой системы координат в трехмерном пространстве.

Удельная энергия деформирования в каждый промежуток времени представляет собой ничто иное, как произведение тензоров напряжений и деформаций, определяемого в виде суммы произведений этих тензоров с одинаковыми индексами:

$$U_d = \sum_{i,j=0}^{3} \sigma_{ij} \cdot \varepsilon_{ij} \tag{17}$$

Полученные результаты

Марка сплава применяемого в расчетах – титановый сплав ВТ9.

Геометрические параметры дисков:

h = 50 мм ($h = const$), R_b = 300 мм, R_a = 0, 0.5, 2.5, 5.0 мм.

Задача решалась в осесимметричной постановке. В процессе монотонного нагружения дисков температура была неизменна и принимала значение, равное 20 ºС.

Контурная нагрузка на ободе отсутствует. Угловые скорости меняются от нулевого значения до тех пор, пока не выполняются критические условия.

В области ступицы производилось сгущение КЭ-сетки (четыре 4-х узловых элемента на 1 мм) с постепенным увеличением размера конечного элемента к его ободной части.

На графиках можно заметить, что диск с малым центральным отверстием диаметром в Ø1 мм, а также диск без центрального отверстия не удалось "математически" довести до разрушения, т.е. не были достигнуты уровни критических пластических деформации и уровень критической разрушающей энергии. Это связано с тем, что при возникающих на рассматриваемых частотах вращения силах и заданной кривой деформирования, для исследуемого диска не существует равновесного состояния.

Результаты серии проведенных расчетов представлены в таблице 1. В таблице 2 представлены погрешности рассмотренных методов относительно метода предельных напряжений.

Таблица 1

	Метод предельных напряжений	Подход Новожилова	Энергетический подход
Сплошной диск	1.638	1.630	1.630
Диск с отверстием Ø 1 мм	1.637	1.630	1.624
Диск с отверстием Ø 5 мм	1.632	1.629	1.622
Диск с отверстием Ø 10 мм	1.625	1.627	1.620

Таблица 2 – погрешность %

	Новожилов	Энергетический
Сплошной диск	0.506	0.506
Диск с отверстием Ø 1 мм	0.449	0.782
Диск с отверстием Ø 5 мм	0.202	0.615
Диск с отверстием Ø 10 мм	-0.124	0.326

Полученные результаты расчетов представлены на рисунках 2 и 3.

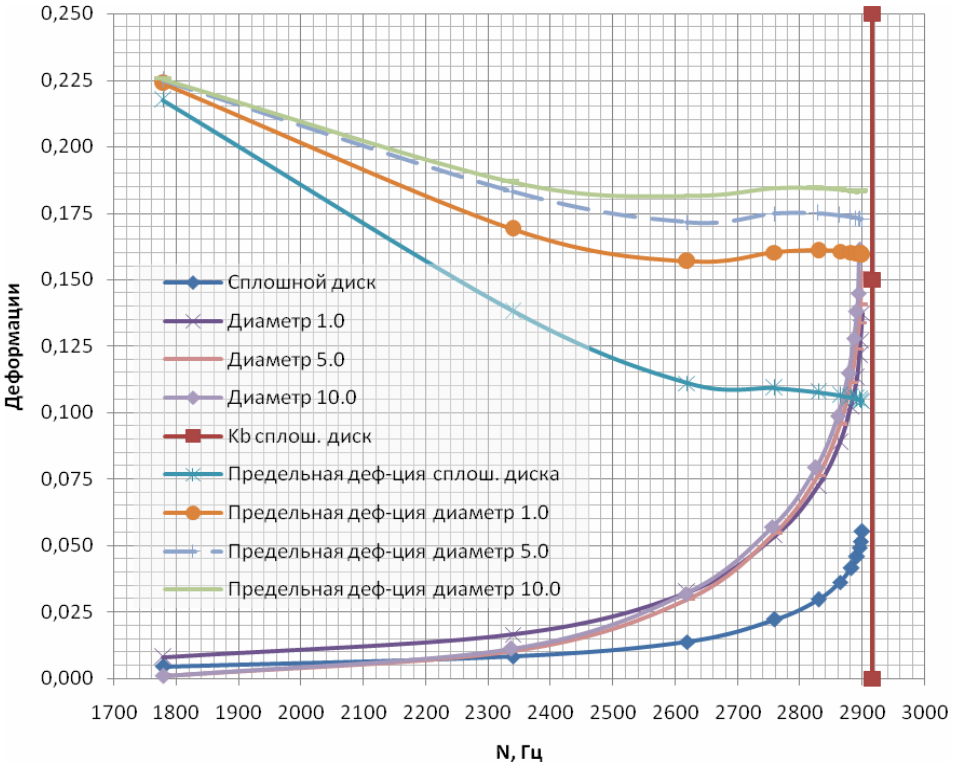


Рисунок 2 – К определению разрушающих оборотов по Новожилову

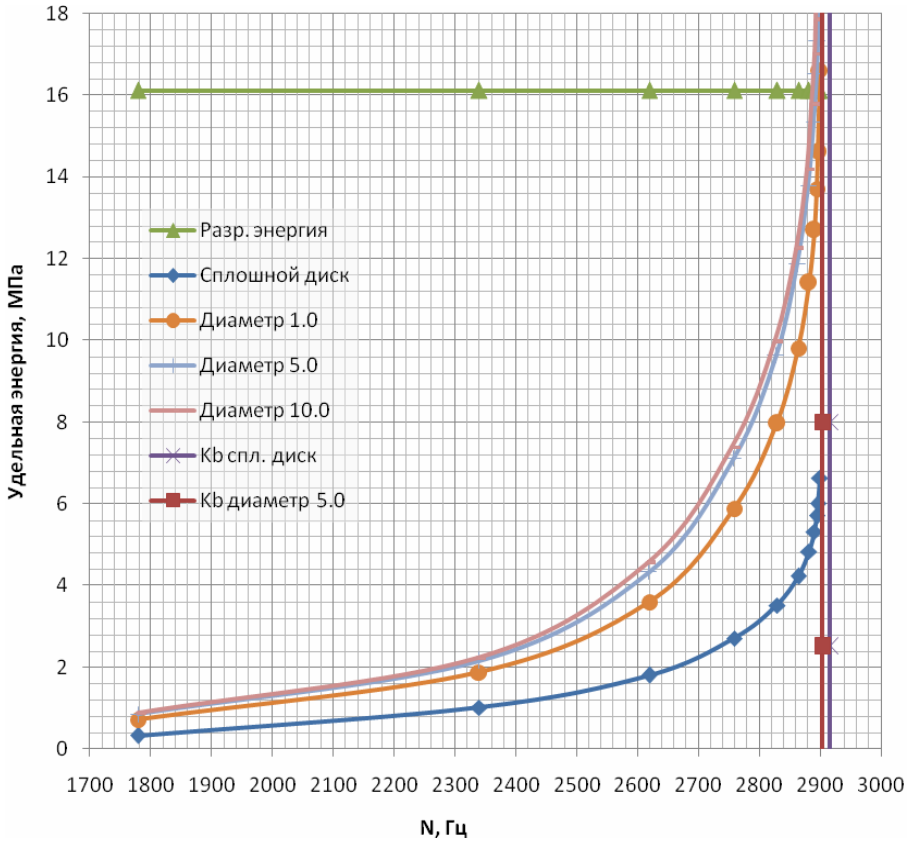


Рисунок 3 – К определению разрушающих оборотов по энергетическому критерию

Проделанная работа показала, что, несмотря на двукратную разность напряжений в сплошном диске и в диске с расточкой результаты расчетов потери несущей способности этих дисков по разрабатываемым численным, локальным методам дают хорошее совпадение с результатами, проверенными методом предельных напряжений. Во всех проверенных случаях разница между этими результатами не превышала 1%. Анализ полученных результатов показывает, что в сплошном диске потеря несущей способности происходит более резко.

Выводы

1. В рассмотренных вариантах разница между результатами расчетов разрушающей частоты вращения дисков во всех проверенных методах не превышает 1 % относительно друг друга.
2. Анализ полученных результатов показывает, что в сплошном диске потеря несущей способности происходит более резко.

Список использованных источников

1. Биргер И.А., Шорр Б.Ф. Расчет на прочность деталей машин. – М.: Машиностроение, 1993. 640 с.
2. Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. - 2-е изд. - М.: Наука, 1979, 560 с.
3. Каримбаев К.Д., Серветник А.Н. Численное моделирование разгонных испытаний дисков турбомашин // Доклад на Международном конгрессе двигателестроителей, 2008.
4. Swanson Analysis Systems, Inc. Справочник ANSYS.
5. Басов К.А. ANSYS справочник пользователя. - М.: ДМК пресс, 2005. 640 с.

О ПРИНЦИПИАЛЬНОЙ ВОЗМОЖНОСТИ УПРАВЛЕНИЯ ВЫПУЧИВАНИЕМ ПРИ ПОТЕРЕ УСТОЙЧИВОСТИ ЦЕНТРАЛЬНО-СЖАТЫХ СТЕРЖНЕЙ

Каримбаев К. Д.
ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва, Россия
E-mail: vvswind@yandex.ru

ABOUT A PRINCIPLE OPPORTUNITY MANAJEMENT OF LATERAL DEFLECTION AT LOSS OF STABILITY OF THE CENTRAL-COMPRESSED CORES

Karimbaev K. D.
Central Institute of Aviation Motors, Moscow, Russia
E-mail: vvswind@yandex.ru

The problem about loss of stability of the central-compressed core of a constant is researched. The theoretical opportunity of management by a deflection of a core after loss of stability is offered. The technique of definition of necessary size of the operating parameter which provides the set size of the maximal deflection of a core is presented.

Рассмотрена задача о потере устойчивости центрально-сжатого стержня постоянной величины. Предложена теоретическая возможность управления прогибом стержня после потери устойчивости. Представлена методика определения необходимой величины управляющего параметра, которая обеспечивает заданную величину максимального прогиба стержня.

Основное дифференциальное уравнение прогиба при потере устойчивости можно представить в следующем виде:

$$\frac{1}{\rho} + k^2 y = 0 \qquad (1)$$

здесь $\frac{1}{\rho}$ – кривизна, y – прогиб;

$$k^2 = \frac{\varepsilon A}{J_{\min}} \tag{2}$$

A и $J_{\min}$ – площадь, и минимальный момент инерции поперечного сечения стержня; ε – деформация сжатия центрально-сжимаемого стержня.

Решение уравнения (1), в обозначениях, принятых на рис.1, приводит к следующим результатам [1]:

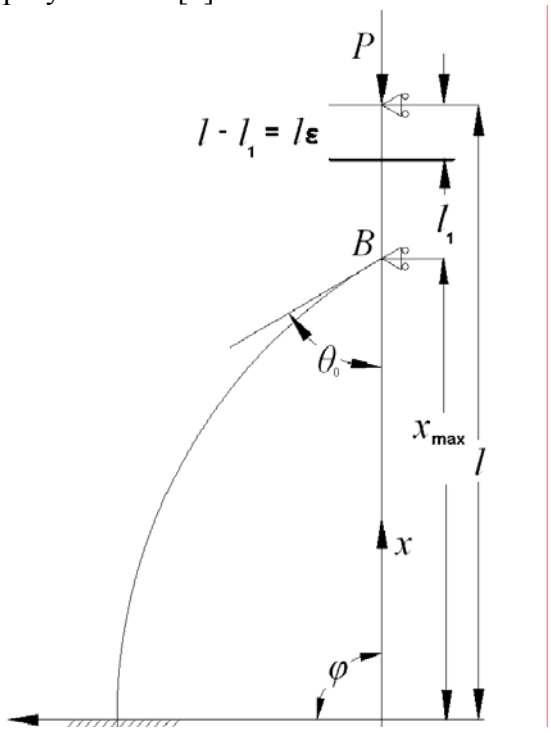


Рисунок 1 – Расчетная схема стержня с одним жесткозакрепленным концом.

1. Минимальное значение параметра k, при котором происходит бифуркация решения уравнения (1), равно $k = \pi / l_1$ (в скобках заметим, что во многих публикациях и учебниках пренебрегается разницей между начальной длиной l и длиной сжатого стержня $l_1 = l(1-\varepsilon)$, но как указано в работе И.А. Биргера [2], при конкретных численных исследованиях, такое уточнение необходимо). Забегая вперёд, отметим, что если не делать такого уточнения, то в нижеприведённой таблице 1 можно получить противоречие – проекция длины на первоначальную ось стержня, при потере устойчивости может превышать аналогичную величину до потери устойчивости.

2. При деформациях ε, превышающих минимальное значение критических $\varepsilon_{kp} = \pi^2 / \lambda^2$, стержень выпучится (прогнётся).

3. Кривую прогиба в параметрическом виде можно представить, в зависимости от угла φ в системе координат, представленной на рис.1, следующим образом:

$$x = \frac{1}{k}\left[2 * E(\varphi, m) - F(\varphi, m)\right]; \quad y = \frac{2m}{k}\cos\varphi \tag{3}$$

где $F(\varphi, m)$ и $E(\varphi, m)$ – эллиптические интегралы соответственно 1-го и 2-го рода в форме Лежандра, то есть определяются по формулам:

$$F(\varphi, m) = \int_0^{\varphi} \left(\sqrt{1 + m^2 \sin\varphi}\right)^{-1} d\varphi \quad \text{и} \quad E(\varphi, m) = \int_0^{\varphi} \sqrt{1 + m^2 \sin\varphi}\, d\varphi$$

4. Модуль указанных эллиптических интегралов

$$m = \sin\theta_0 / 2 \tag{4}$$

где θ_0 – угол наклона крайней точки оси прогнутой кривой равный удвоенному модулярному углу полного эллиптического интеграла 1-го рода численно равного значению kl_1, то есть определяется из уравнения

$$kl_1 / 2 = F(\pi/2, m). \tag{5}$$

Получив этот результат, с точки зрения критерия по напряжениям, обычно ограничиваются рассмотрением максимального прогиба полученной кривой, то есть выражения $y_{\max} = 2m\cos(\varphi)/k = 2m/k$, и, получив кривую зависимости $f = y_{\max}\left(P / P_{kp}\right)$, чаще всего ог-

раничиваются выводом о том, что максимальный прогиб f резко увеличивается даже при незначительном превышении действующих нагрузок P над критичными P_{kp} [1].

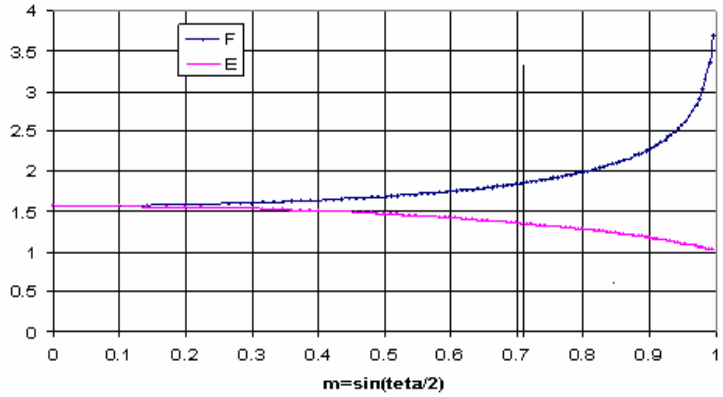


Рисунок 2 – Полные, нормальные эллиптические интегралы 1-го и 2-го рода от модуля.

С точки зрения деформационного критерия, более интересным является перемещение (u_1) крайней точки B (рис. 2) в направлении действия силы сжатия. В прямолинейном состоянии, до потери устойчивости это перемещение определяется укорочением стержня $\Delta l = \varepsilon l$.

Из найденного параметрического выражения (5), координата этой точки равна:

$$x_{\max}(\varphi, m) = x\left(\frac{\pi}{2}, m\right) = \frac{2}{k}\left[2 * E\left(\frac{\pi}{2}, m\right) - F\left(\frac{\pi}{2}, m\right)\right] \qquad (6)$$

Для каждой деформации сжатия ε рассматриваемого стержня постоянного поперечного сечения (с известной площадью и моментом инерции) по формуле (2) определяется значение k, и затем по уравнению (5) определяется модуль m. По известным параметру k и модулю m по формуле (6) определяется координата крайней точки B. При этом по модулю однозначно определяется угол поворота крайнего сечения θ и максимальный прогиб f.

В ниже приведённой таблице 1 приведены значения основных параметров линии прогиба при различном превышении критических деформаций.

В таблице жирным шрифтом выделены значения, которые приведены в учебнике В.И. Феодосьева [1] для значений θ_0 кратных пяти градусам.

С практической точки зрения, при достижении значения $x_{\max} \le 0$ для стержней с шарнирно закреплёнными крайними точками необходима другая постановка задачи, учитывающая соприкосновение крайних точек стержня.

Из приведенной таблицы можно получить зависимость прогиба от вертикального перемещения крайней точки. Эта функция $f/l_1 = f/l_1\left(x\max/l_1\right)$ представлена на рис.3. Физически эту функцию можно трактовать как функцию управления выпучиванием, которое подчиняется следующему правилу:

- Если ограничить $x_{\max}/l$ значением u^*, то рассматриваемый стержень не может выпучиться более чем на $f/l\left(u^*\right)$.

Принципиальная схема такого управления выпучиванием представлена на рис.4.

Выпучивание происходит под действием груза, действие которого ограничивается опорами высотой $x_{\max}$.

Таблица 1 – Связи между основными параметрами кривых прогиба в зависимости от превышения действующих деформаций по отношению к критическим $\varepsilon/\varepsilon_{kp}$.

$\varepsilon/\varepsilon_{kp}$	%	$k\,l_1/2$	$m=\sin\vartheta_0/2$	θ°	f/l_1	$x_{\max}/l_1$
1.	0	**1.570**796	**0**	**0**	**0**	1
1.001	0.1	1.571582	0.044691	2.561	0.028437	0.998002
1.002	0.2	1.572366	0.063159	3.621	0.040168	0.996009
1.003804	0.38	**1.573**781	**0.087**	**5**	**0.055**281	0.992424
1.005	0.5	1.574718	0.099658	5.719	0.063286	0.990056
1.01	1	1.578631	0.140457	8.074	0.088974	0.980223
1.015280	1.53	**1.582**751	**0.173**	**10**	**0.109**303	0.969957
1.02	2	1.586427	0.197297	11.379	0.124365	0.960881
1.03	3	1.594184	0.240024	13.888	0.150562	0.941962
1.035172	3.5	**1.598**182	**0.259**	**15**	**0.162**059	0.932337
1.04	4	1.601904	0.275323	15.981	0.171872	0.923450
1.05	5	1.609587	0.305805	17.807	0.189990	0.905336
1.056489	5.65	1.614553	0.323673	18.885	0.200472	0.893787
1.06	6	1.617234	0.332821	19.44	0.205796	0.887605
1.063655	6.37	**1.620**020	**0.342**	**20**	**0.211**109	0.881218
1.08	8	1.632419	0.379413	22.30	0.232424	0.853249
1.1	10	1.647465	0.418896	24.765	0.254267	0.820296
1.102256	10.2	**1.649**153	**0.423**	**25**	**0.256**495	0.816664
1.151720	15.2	**1.685**750	**0.5**	**30**	**0.296**604	0.741020
1.2	20	1.720721	0.558188	33.93	0.324392	0.673912
1.215142	21.5	**1.731**543	**0.574**	**35**	**0.331**496	0.654097
1.294170	29.4	**1.786**963	**0.643**	**40**	**0.359**828	0.559081
1.393204	39.3	**1.854**075	**0.707**	**45**	**0.381**380	0.456947
1.5	50	1.923825	0.758541	49.3	0.394288	0.363588
1.8	80	2.107444	0.849082	58.112	0.398481	0.166397
2.0	100	2.221441	0.885202	62.276	0.402897	0.070862
2.183379	118	2.321050	0.908909	65.355	0.391594	0
4.0	300	3.141593	0.984433	79.877	0.313355	-0.337331
$\succ 4.0$	Зона устойчивости 2-ой формы линии прогиба					

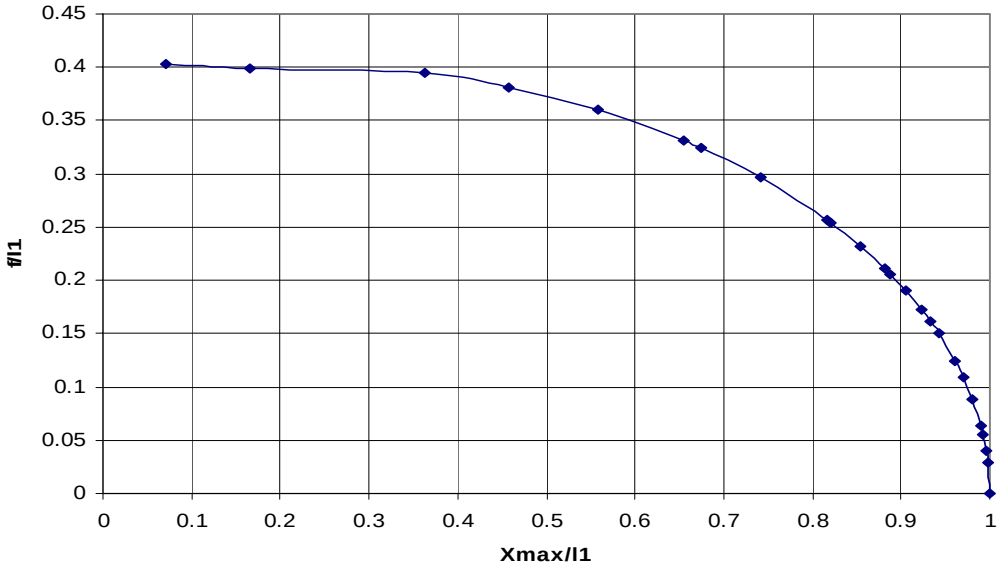


Рисунок 3 – Связь между выпучиванием и перемещением крайней точки в направлении действия сжимающей силы.

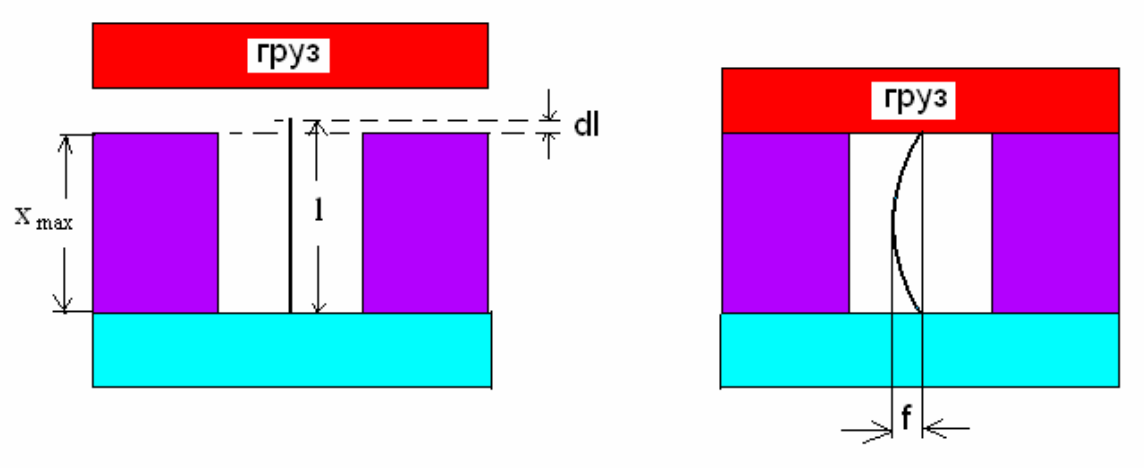


Рисунок 4 – Принципиальная схема обеспечения заданного выпучивания f при помощи параметра управления dl для стержня постоянного сечения длиной l.

Процедура определения ограничительной высоты, обеспечивающей заданное выпучивание рассматриваемого стержня

Для примера рассмотрим стержень постоянного прямоугольного сечения длиной 150 мм, шириной 14 мм и толщиной 6 мм. Определять будем высоту ограничителя, при котором стержень выпучится на 20 мм.

1-й шаг: Определяем – гибкость. $\lambda = l/\sqrt{J_{\min}/A} = 2\sqrt{3}\,l/h = 86.6$;

2-й шаг: Определяем критическую деформацию. $\varepsilon_{kp} = \pi^2/\lambda^2 = 0.001316$;

3-й шаг: Определяем деформацию, обеспечивающую заданное выпучивание.

Она определяется по уравнению:

$$f/l_1(\varepsilon) = f/l(1-\varepsilon)$$

На рис.5 представлено графическое решение этого уравнения. 1-я кривая этого графика представляет собой зависимость f/l_1 от деформации ε, то есть это связь между 5-м и 1-м столбцами таблицы 1, в которой учтено, что $\varepsilon_{kp} = 0.001316$. Вторая кривая – это зависимость $f/l_1 = f/\left(l(1-\varepsilon)\right)$. В рассматриваемом примере эти кривые пересекаются при $\varepsilon = 0.001349$, то есть коэффициент превышения критической деформации равен $\varepsilon/\varepsilon_{kp} = 1.02508$.

4-й шаг: Определение параметра $x_{\max}/l_1$ при определенной деформации.

Для рассматриваемого примера при $\varepsilon = 0.001349$ по 3-й кривой имеем $x_{\max}/l_1 = 0.95$.

5-й шаг: Определение необходимой высоты ограничителя $x_{\max} = (x_{\max}/l_1)\,l(1-\varepsilon)$.

Для рассматриваемого примера $x_{\max} = (0.95)150(1-0.001349) = 142.308\text{mm}$

Откуда следует, что стержень длиной 150 мм выпучится на 20 мм при высоте ограничителя $x_{\max} = 142.308$ мм, что на 7.692мм меньше длины стержня.

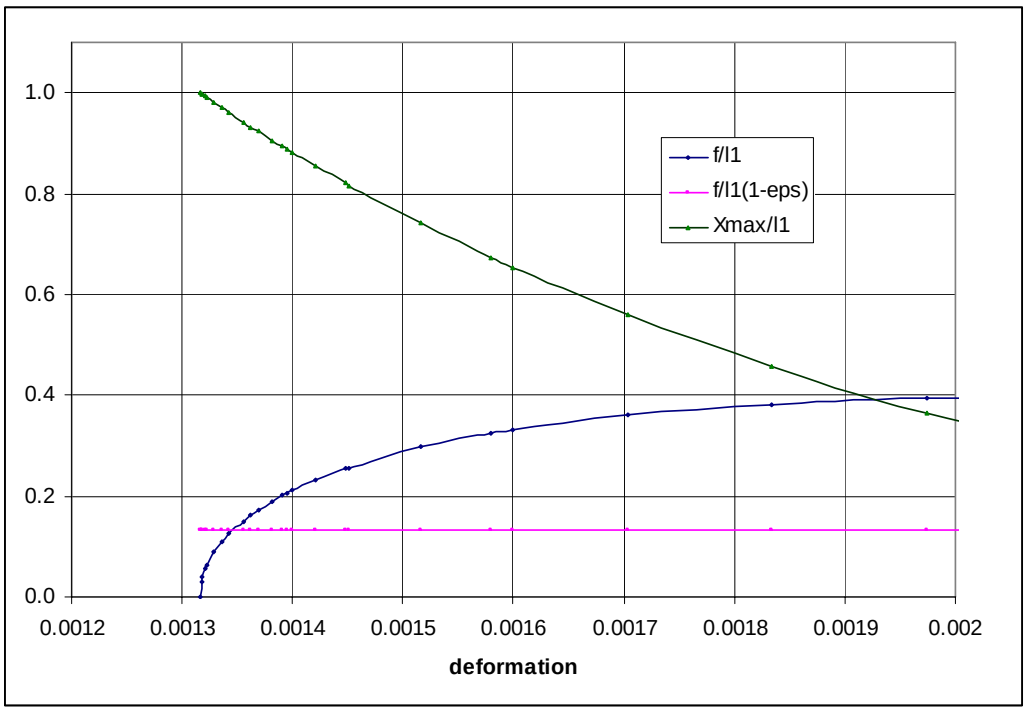


Рисунок 5 – Графическое представление основных кривых рассматриваемой задачи.

Список использованных источников

1. В.И.Феодосьев «Сопротивление материалов», Изд-во «Наука», М., 1972, 544 стр.
2. И.А.Биргер «Круглые пластинки и оболочки вращения», Оборонгиз,М.,1961,367 стр.

АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИИ БАКА ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ГАЗА С ВНУТРЕННИМИ ПЕРЕГОРОДКАМИ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ БАКА ВНУТРЕННЕМУ ДАВЛЕНИЮ, ПРОВЕДЕННЫЙ В ANSYS

Каримбаев К. Д., Сапронов Д. В.
ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва, Россия
E-mail: sapronov.dmitry@gmail.com

THE DESIGN ANALYSIS OF THE TANK FOR GAS STORAGE WITH THE INNER PARTITIONS FOR INCREASE IN RESISTIBILITY OF THE TANK TO THE INTERNAL PRESSURE, SPENT IN ANSYS

Karimbaev K. D., Sapronov D. V.
Central Institute of Aviation Motors, Moscow, Russia
E-mail: sapronov.dmitry@gmail.com

Examination arrived in CIAM designs of a tank for storage of gas which has been offered by designers CAGI was the work purpose. In this design the inner partitions made on nanotechnology, for increase in resistibility of a tank to internal pressure have been entered.

Variants without honeycombs, with six-coal cells and round cells are considered. Resistance to internal pressure of these variants was compared at equivalent weights (the areas of cross-section section). It is shown that the variant with round honeycombs is optimum. And also optimisation on weight of a variant with round honeycombs has been spent.

Введение

Целью работы была экспертиза поступившей в ЦИАМ конструкции бака для хранения газа, которая была предложена конструкторами ЦАГИ. В этой конструкции были введены внутренние перегородки, изготовленные по нанотехнологии, для увеличения сопротивляемости бака внутреннему давлению.

Рассмотрены варианты без сот, с шестиугольными сотами и круглыми сотами. Сравнивалось сопротивление внутреннему давлению этих вариантов при эквивалентных массах (площадях поперечного сечения). Показано, что оптимальным является вариант с круглыми сотами. А так же была проведена оптимизация по массе варианта с круглыми сотами.

Задача рассматривалась в следующей постановке:

Задано внутреннее давление $P = 200$ МПа, задан наружный диаметр цилиндра $d = 100$ мм; задан геометрически тип сот: это правильный шестиугольник с характерным размером 1 мм. Предел прочности материала, из которого изготовлена конструкция $\sigma_b = 1220$ МПа.

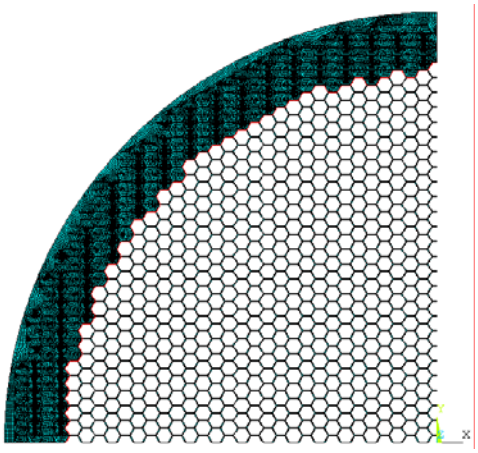


Рисунок 1 – Поперечное сечение бака с шестиугольными сотами

Для создания расчётной модели определяем внутренний радиус цилиндра, а с помощью приближённой модели без сот, используя соотношения для толстостенных труб [2].

В эскизном проекте (так как основной вклад в НДС вносят окружные напряжения):

$$b = 50 \text{ мм}, \quad P = 200 \text{ МПа}, \quad a = ?$$

$$P \cdot \frac{b^2 + a^2}{b^2 - a^2} < 1220 \text{ МПа}$$

Примем для нашей модели $a = 42.5$ мм

Решение проводилось в осесимметричной постановке, которая предполагает построение КЭМ сечения цилиндра с сотами с разбивкой на плоские четырёхугольные, четырёх узловые элементы; в упругопластической постановке с заданием кривой деформирования материала. Время работы изделия принималось равным одному году. Упругопластические расчёты напряжённо-деформированного состояния конструкции проведены при помощи комплекса Ansys [1].

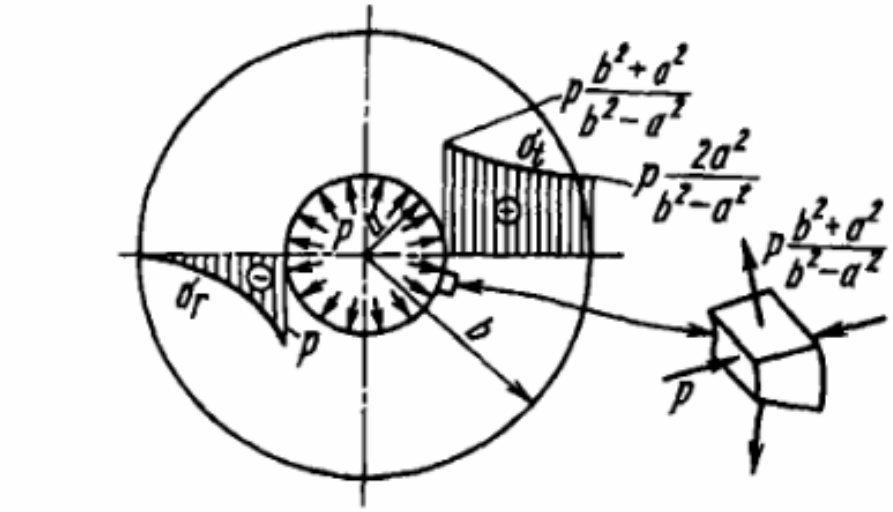


Рисунок 2 – Эпюры изменения радиального и окружного напряжений по толщине цилиндра при нагружении внутренним давлением

1. Расчет конструкции с шестиугольными сотами

Результат упругопластического расчёта представлен на рис. 3:

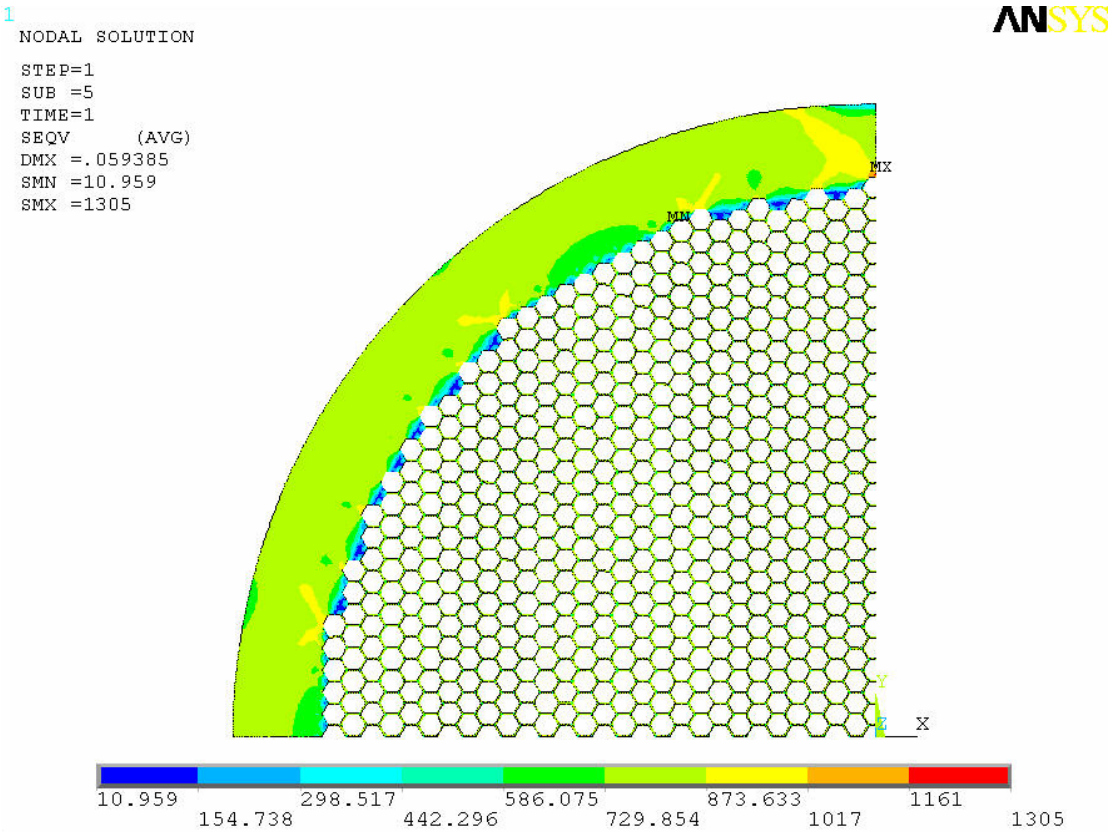


Рисунок 3 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу (МПа) в конструкции с 6-угольными сотами

Запас по длительной прочности:

$$n_{дл} = \frac{\sigma_{дл}}{\sigma_{\max}} = \frac{1220}{1305} = 0.93 .$$

Данный результат не удовлетворяет условиям прочности для новой конструкции. Как можно видеть, в данной конструкции присутствуют явные концентраторы напряжений в угловых частях сот.

2. Расчет конструкции с круглыми сотами

Для решения данной проблемы предлагается использовать модифицированную модель: с сотами в виде окружностей. Это позволит убрать концентраторы напряжений. Результат упругопластического расчёта представлен на рис. 4:

Запас по длительной прочности:

$$n_{дл} = \frac{\sigma_{дл}}{\sigma_{\max}} = \frac{1220}{820.55} = 1.49 .$$

Что может быть допустимым в данной ситуации.

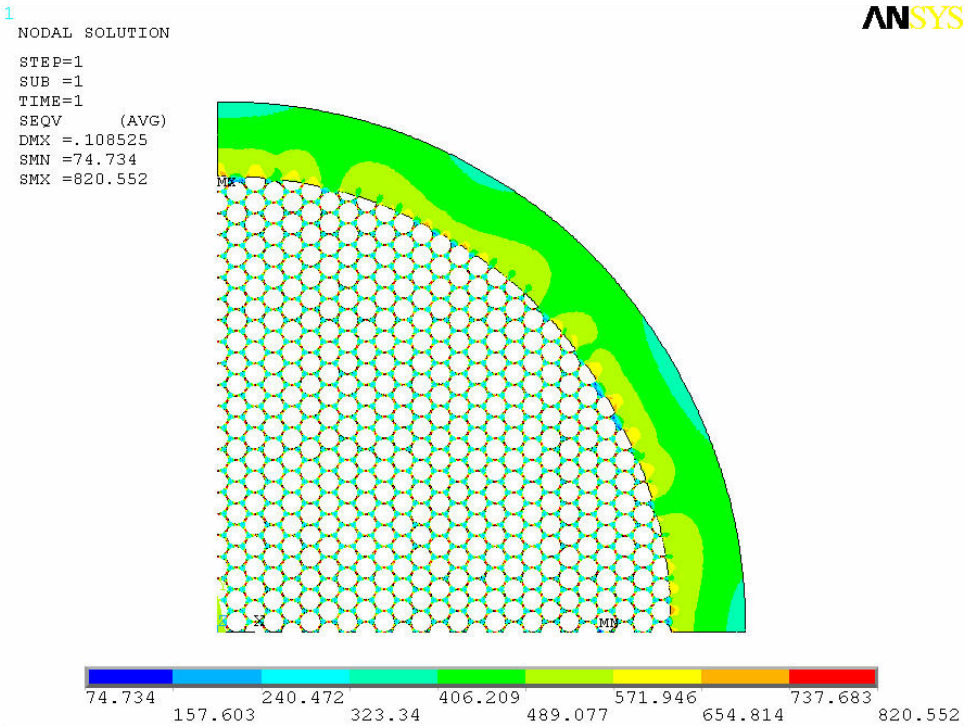


Рисунок 4 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу (МПа) в конструкции с круглыми сотами

3. Расчет конструкции без использования сот с внутренним радиусом 42.5 мм

Для сравнения проводился расчёт для цилиндра без использования конструкции внутренних сот при давлении 200МПа [1].

В упругой стадии опасные точки находятся на внутренней поверхности цилиндра при $r = a$, где:

$$\sigma_1 = \sigma_\theta = P \cdot \frac{a^2 + b^2}{b^2 - a^2} = 1241 \text{ МПа}$$

$$\sigma_3 = \sigma_r = -P = -200 \text{ МПа}$$

По критерию Треска-Сен-Венана:

$$\sigma_{max} = \sigma_\theta - \sigma_r = 1241 - (-200) = 1441 \text{ МПа}$$

Запас по длительной прочности:

$$n_{дл} = \frac{\sigma_{дл}}{\sigma_{max}} = \frac{1220}{1441} = 0.85$$

Данный результат неприемлем, как и в случае с шестиугольными сотами.

4. Расчет конструкции без использования сот с уменьшенным внутренним радиусом

Новый внутренний радиус определялся из условия, что масса новой конструкции без сот будет равна массе конструкции с круглыми сотами, а значит и площадь новой конструкции без сот будет равна площади конструкции с круглыми сотами:

$$\frac{1}{4} \cdot \left(\pi \cdot R^2 - \pi \cdot r^2 \right) = S_{\frac{1}{4}\Sigma}, \; R = 50\text{мм}, \; S_{\frac{1}{4}\Sigma} = 805.01\text{мм}^2 \rightarrow r = 38.4\text{мм}$$

В упругой стадии опасные точки находятся на внутренней поверхности цилиндра при $r = a$, где:

$$\sigma_1 = \sigma_\theta = P \cdot \frac{a^2 + b^2}{b^2 - a^2} = 776 \text{ МПа}$$

$$\sigma_3 = \sigma_r = -P = -200 \text{ МПа}$$

По критерию Треска-Сен-Венана:

$$\sigma_{max} = \sigma_\theta - \sigma_r = 776 - (-200) = 976 \text{ МПа}$$

Запас по длительной прочности:

$$n_{дл} = \frac{\sigma_{дл}}{\sigma_{max}} = \frac{1220}{976} = 1.25$$

Что может быть допустимым в данной ситуации.

Таблица 1 – Полученные результаты

Вариант	$n_{дл}$	Площадь 1/4, мм^2
Базовый (без сот)	0.85	544.87
6-угольные соты	0.93	674.61
Круглые соты	1.49	805.01
Без сот с уменьшенным внутренним радиусом	1.25	805.01

Сравнение полученных результатов позволяет сделать следующие выводы:

1. В случае с шестиугольными сотами напряжения снижаются на 9 процентов по сравнению с базовым вариантом без сот. При этом площадь сечения повышается на 19 процентов, но запас прочности не удовлетворяет заданным условиям $n_{дл} = 0.93$;

2. В случае с круглыми сотами напряжения снижаются на 43 процента по сравнению с базовым вариантом без сот. При этом площадь сечения повышается на 32 процента. Запас прочности удовлетворяет заданным условиям с превышением $n_{дл} = 1.49$;

3. В случае выбора конструкции без использования сот с площадью сечения такой же, как и при варианте с круглыми сотами напряжения снижаются на 32 процента по сравнению с базовым вариантом без сот, и запас прочности удовлетворяет заданным условиям $n_{дл} = 1.25$;

4. При одинаковых площадях сечения (при одинаковой массе погонного метра цилиндрической ёмкости) по несущей способности более оптимальной является конструкция с круглыми сотами.

Была получена формула, связывающая общую площадь изделия и внутренний радиус при наличии сот:

$r = \sqrt{\frac{\frac{1}{4} \cdot \pi \cdot R^2 - S_\Sigma}{\frac{1}{4} \cdot \pi \cdot (1 - \xi)}}$, где r – внутренний радиус, R – наружный радиус,

S_Σ – общая площадь $1/4$ конструкции с сотами, ξ – коэффициент заполнения сотами площади окружности радиуса r

5. Оптимальный вариант конструкции по массе с круглыми сотами

Были проведены расчёты вариантов с различными внутренними радиусами для определения максимального, при котором не происходит потеря несущей способности конструкции. Оптимальным является радиус $r = 44$ мм, при этом $S_{\frac{1}{4}\Sigma} = 718.30 \text{мм}^2$

Результат упругопластического расчёта представлен на рисунках 5, 6:

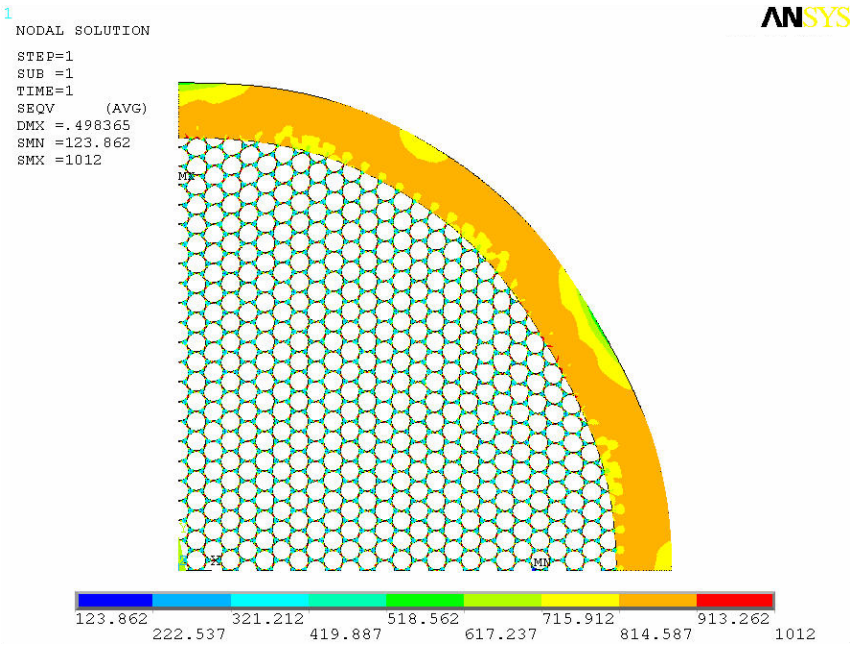


Рисунок 5 – Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу (МПа), в конструкции с круглыми сотами

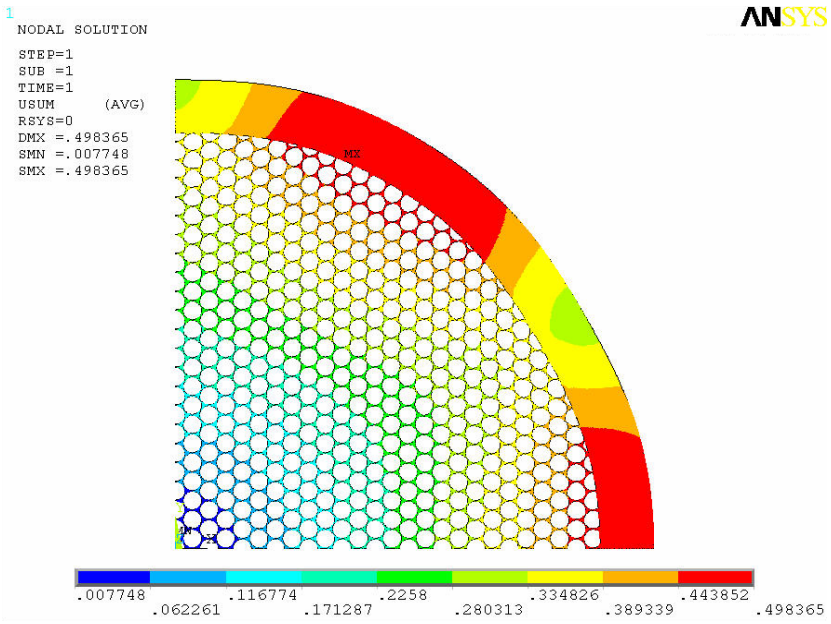


Рисунок 6 – Суммарные перемещения, мм

Запас по длительной прочности:

$n_{дл\ с\ сотами} = \frac{\sigma_{дл}}{\sigma_{\max}} = \frac{1220}{1012} = 1.21$ (а для конструкции без сот эквивалентной массы запас $n_{дл} = 1.12$)

Список использованных источников

1. Басов К.А. ANSYS справочник пользователя. - М.: ДМК пресс, 2005.-640с.
2. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов – М. МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005.-592с

ОПТИМИЗАЦИЯ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РОТОРА ГТД СРЕДСТВАМИ ANSYS

Каримбаев К. Д., Сальников А. В.
ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва, Россия
E-mail: brigaddda@gmail.com

OPTIMIZATION OF GAS-TURBINE ENGINE AXISYMMETRIC ROTOR ELEMENTS BY ANSYS

Karimbaev K. D., SalnikovA. V.
Central Institute of Aviation Motors, Moscow, Russia
E-mail: brigaddda@gmail.com

Used design and optimisation methods for gas-turbine rotor axisymmetric elements leave out of account some structural and operation features (thermal field nonuniformity, long-chord blades, several hub, covered wheels and so on). In this study ANSYS based macro for optimisation of rotor axisymmetric elements capabilities is described. This macro take into account different structural and operation features and allow to find optimal minimum weight design, that meet the requirements of strength and stiffness

Введение

В настоящее время, в связи с существенным увеличением параметров двигателя и требований к ресурсу ГТД, возникает потребность в методиках проектирования роторов турбин и компрессоров минимальной массы, удовлетворяющих ограничениям по прочности и жесткости. Наиболее распространенными на сегодня являются методы, основанные на проектировании дисков, удовлетворяющих заданным запасам прочности по несущей способности ($К_{в1}$ и $К_{в2}$), дальнейшей проверкой полученного варианта конструкции диска на удовлетворение требуемых запасов по малоцикловой долговечности, последующей динамической отстройкой от резонансных колебаний и проверкой трещиностойкости. Использование таких способов проектирования не всегда позволяет определить наиболее эффективную конструкцию элементов ротора.

В данной статье описаны возможности методики (оформленной в виде макроса ANSYS) по проектированию элементов ротора ГТД в осесимметричной постановке. Статья написана на основе работ, проведенных автором в отделении прочности ЦИАМ. На основе данного метода спроектирован ряд элементов роторов.

Проектирование полотна и ступицы диска на основе запасов по несущей способности по меридиональному ($К_{в1}$) и цилиндрическому ($К_{в2}$) сечениям

Запасы прочности $К_{в1}$ и $К_{в2}$ диска без отверстий в полотне получены из уравнений равновесия сил в меридиональном и цилиндрическом направлениях, и определяются по известным соотношениям [1].

$$k_{B1} = \frac{\omega_{разр}}{\omega} = \sqrt{\frac{\int_a^b \sigma_B \cdot h dr}{\sigma_{rb} \cdot b \cdot h_b + \rho \cdot \omega^2 \cdot J}} \quad (1)$$

$$k_{B2}(r^*) = \frac{\omega_{разр}}{\omega} = \sqrt{\frac{\int_{r^*}^b \sigma_B \cdot h dr + \sigma_B(r^*) \cdot r^* \cdot h^*}{\sigma_{rb} \cdot b \cdot h_b + \rho \cdot \omega^2 \cdot J_*(r^*)}} \quad (2)$$

где, σ_B – предел прочности материала диска, b – радиус обода диска, a – радиус проточки диска, h^* – ширина диска на радиусе r^*, ρ – плотность материала диска, σ_{rb} – давление, экви-

валентное инерционным силам выступов диска и лопаток, ω – частота вращения, $J_* = \int_{r^*}^{b} r^2 \cdot h dr$ – момент инерции половины меридионального сечения диска, лежащего выше радиуса r^*, относительно оси вращения.

Значения запасов $K_{в_1}$ и $K_{в_2}$ определяются нормами прочности. По известному $K_{в_2}$ из формулы (2) вычисляется толщина полотна диска на каждом радиусе. На следующем шаге выбирается ширина ступицы диска исходя из конструктивных или прочностных требований. Для выбранной ширины ступицы и запаса $K_{в_1}$ из формулы (1) определяется конфигурация ступицы.

Существуют модификации данного метода с интеграцией с различными решателями МКЭ (ANSYS, Nastran и т. д.), в которых на основе полученных размеров ступицы и полотна диска строятся конечно-элементные модели конструкции, и определяются НДС и МЦУ диска. Если спроектированный диск не удовлетворяет требованиям к жёсткости или прочности, то запасы $K_{в_1}$ и $K_{в_2}$ изменяют и описанные операции повторяются.

Оптимизация элементов ротора ГТД на основе осесимметричной постановки задачи методом конечных элементов

Проектирование с помощью созданного автором макроса сводится к задаче оптимизации диска по ряду выделенных параметров и заключается в нахождении проекта минимальной массы, который удовлетворяет геометрическим ограничениям конструктивного характера (например, ограничения различных геометрических параметров диска, диктуемые требованиями размещаемости диска в конструкции двигателя), а также, ограничениям по прочности и жесткости.

Для решения поставленной задачи применяется встроенный в ANSYS модуль оптимизации [2]. Комплекс ANSYS для решения широкого диапазона проблем оптимизации имеет два метода. Метод приближения подзадачи является эффективным методом нулевого порядка, который может быть эффективно применен для большинства технических проблем. Метод первого порядка основан на чувствительности проекта к варьированию выбранных параметров и более подходит для задач, требующих высокой точности [3].

Для обоих методов комплекс выполняет ряд циклов «расчет – оценка – изменения». Это значит, что выполняется анализ начального проекта, затем результаты сравниваются с указанными критериями проекта и в него вносятся необходимые изменения. Этот процесс повторяется до тех пор, пока не выполнятся все указанные критерии.

В дополнение к двум имеющимся методам оптимизации, комплекс ANSYS содержит набор инструментов, которые могут использоваться для увеличения эффективности процесса проектирования. Например, исходные значения данных, полученные на основе оптимизации при помощи случайных чисел, могут служить отправными точками для использования описанных выше методов оптимизации.

В описываемом макросе реализована оптимизация симметричных и несимметричных дисков с одной или несколькими ступицами. При этом количество параметров оптимизации может возрасти в 2–4 раза (в зависимости от количества ступиц), что приведёт к увеличению времени получения оптимального диска с точки зрения заданных критериев (массы, жёсткости, прочности).

Оптимизация диска с одним полотном

Проектирование симметричного одноступичного диска предлагается проводить по 13 оптимизационным параметрам. Выбранные параметры проектирования показаны на рис 1. Для более быстрого получение решения количество параметров оптимизации можно уменьшить, что позволит снизить суммарное количество итераций (например, задать радиусы скругления, как постоянные величины). Но недостаточная параметризация иногда не позволяет получить конструкцию диска, которая наилучшим способом удовлетворяет заданным

критериям. Следует отметить, что большое количество параметров увеличивает время расчёта градиентов целевой функции и суммарное количество итераций, а так же затрудняет интерпретацию результатов.

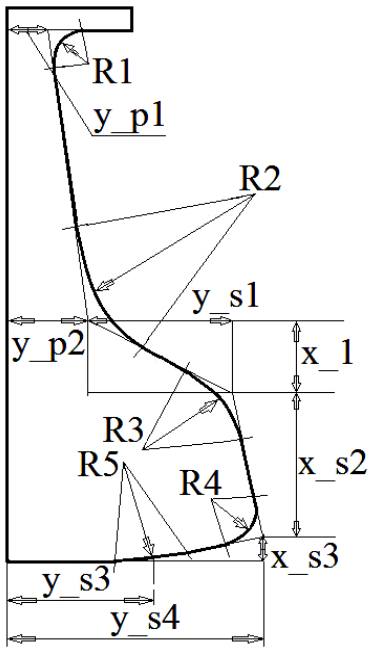


Рисунок 1 – Параметры проектирования симметричного диска.

При оптимизации диска необходимо учитывать газодинамические, конструкторские и технологические требования. Поэтому, определение оптимальных параметров проводится в области допустимых с точки зрения конструкции радиусов обода и расточки диска, а также, ширины и высоты ступицы.

После задания параметров оптимизации с помощью встроенного в ANSYS языка программирования APDL [4] при каждой итерации автоматически создаётся конечно-элементная модель диска с учётом условий работы (температурное поле, частота вращения, инерционные нагрузки от лопаток и выступов диска)[5].

В процессе эксплуатации конструкция подвергается различным комбинациям нагрузок, что приводит к изменению соотношения максимальных напряжений в разных её областях. Поэтому предусмотрена возможность оптимизации с помощью средств ANSYS не по одному режиму нагружения (в большинстве случаев самому тяжёлому), а в условиях всего типового (заданного пользователем) цикла нагружения, в течение которого может происходить изменение условий работы (изменение частоты вращения, температурных полей и т.д.) [6].

Чтобы уменьшить время одной итерации (а значит, и суммарное время определения оптимального проекта), оптимизацию рекомендуется проводить в упругой постановке, предполагая, что оптимальный вариант, полученный в упругой постановке, будет оптимальным и в упруго-пластической постановке.

Результаты решения в ANSYS сравниваются с критериями оптимизации. В качестве критерия оптимизации может выбираться масса диска, уровень максимальных напряжений/деформаций или определяемое на основе НДС минимальное значение циклической долговечности.

Оптимизация дисков с несколькими полотнами

При несимметричных граничных условиях или при большом осевом размере (при применении широкохордных лопаток), оптимальность конструкции диска связана с использованием несимметрии диска или нескольких ступиц различной конфигурации.

Обычные методы проектирования не позволяют использовать такие особенности конструкции дисков при проектировании.

В созданном макросе на основе ANSYS реализована оптимизация несимметричных дисков с одним или несколькими полотнами в осесимметричной постановке. На рис 2 показан пример разбиения конструкции несимметричного диска как с одной, так и с двумя ступицами, на параметры оптимизации.

Ступицы могут быть как симметричными, так и несимметричными в зависимости от желаемой проработки конструкции.

Оптимизация таких конструкций так же проводится в осесимметричной постановке, что позволяет учесть все особенности их нагружения (неравномерность распределения инерционных сил от лопаток вследствие их несимметричности, неравномерность температурного поля, жесткость лопаток и т.д.).

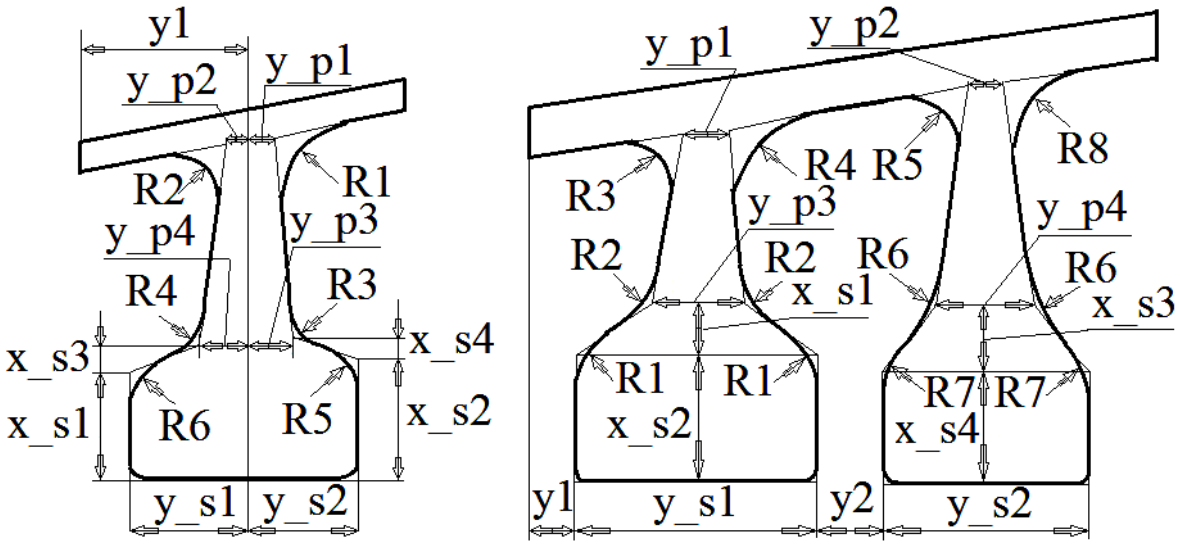


Рисунок 2 – Параметры проектирования несимметричного диска с одной (слева) или с несколькими ступицами (справа).

Оптимизация фрагментов конструкции

В некоторых случаях необходимо оптимизировать только фрагмент конструкции, при этом остальную часть оставить неизменной. Одним из примеров такого проектирования может служить оптимизация основного диска ТВД вместе с покрывными.

При обычных способах проектирования покрывными дисками либо пренебрегают, либо заранее завышают прочностные запасы основного диска. Оптимизация в осесимметричной постановке позволяет средствами ANSYS автоматически достраивать оптимизируемую конструкцию основного диска с учетом наличия покрывных дисков. Такой подход позволяет подобрать оптимальные конструктивные параметры основного диска при заданных условиях работы.

В конструкции современных турбин высокого давления все чаще появляются покрывные диски, имеющие свою ступицу, с тем, чтобы не подгружать основной диск и использовать более экономные системы охлаждения. Поэтому их необходимо проектировать с учётом систем лабиринтных уплотнений и геометрии основного диска.

В зависимости от задачи возможна как одновременная, так и последовательная оптимизация основного и покрывного дисков ТВД с учётом неизменяемых элементов конструкции, введенных конструктором по газодинамическим или гидравлическим требованиям (лабиринтные уплотнения, места соединений и т.д.).

На рис. 3 показан схематичный пример разбиения на параметры оптимизации полотен и ступиц покрывного и основного дисков ТВД с учётом постоянных элементов конструкции (помечены красным цветом). Количество параметров оптимизации и схема их выбора может отличаться от представленной в зависимости от желаемой степени проработки конструкции.

Проектирование элементов ротора ГТД максимальной расчётной долговечности

Рассматриваемый в данной статье макрос на основе ANSYS позволяет не просто находить оптимальные варианты конструкций элементов ротора ГТД с учётом ограничений на геометрию, прочность и жесткость, но и определять конструкцию с максимальной расчётной долговечностью.

В случае такой постановки задачи минимизируется уровень максимальных напряжений/деформаций с учётом только конструктивных и прочностных ограничений. Масса конструкции при этом не ограничивается. При этом степень увеличения долговечности конст-

рукции, по сравнению с расчетами с учетом ограничения/минимизации массы, зависит от конструктивных ограничений и степени нагруженности элемента ротора и может изменяться в несколько раз.

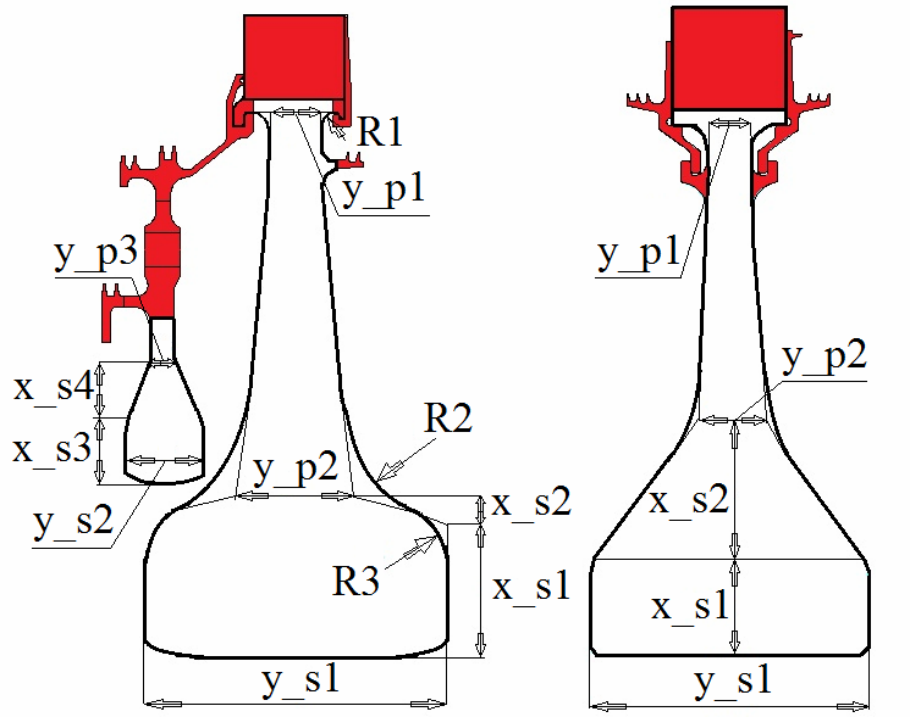


Рисунок 3 – Пример оптимизации покрывного и основного дисков ТВД (слева) и только основного диска ТВД (справа) с учётом неоптимизируемых элементов конструкции (помечены красным цветом).

Такого типа расчёты позволяют определить возможность создания элемента ротора из материала, который удовлетворяет требуемому ресурсу. Если, в результате такой оптимизации конструкцию, удовлетворяющую требуемому ресурсу, создать нельзя, то необходимо менять материал или облегчать условия работы (использовать более лёгкие лопатки, оптимизировать использование охлаждающего воздуха и т. д.).

Список использованных источников

1. Биргер И.А., Шорр Б.Ф. Расчет на прочность деталей машин. – М.: Машиностроение, 1993. 640с
2. Swanson Analysis Systems, Inc. Справочник ANSYS.
3. Реклейтис Г., Рейвиндран А. Оптимизация в технике: В 2-х кн. Кн. 1. – М.: Мир, 1986. 348с.
4. Морозов Е.М., Муйземнек А.Ю., Шадский А.С. ANSYS в руках инженера: Механика разрушения 2008. 456 с.
5. Басов К.А. ANSYS справочник пользователя. - М.: ДМК пресс, 2005.-640с.:ил..
6. Каримбаев К.Д., Серветник А.Н. Расчёт малоцикловой усталостной долговечности дисков ГТД для реальных условий нагружения летного цикла // Пробл. прочности. - 2009. - С. 129-133.

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ДИСКА ТУРБИНЫ С ТРЕЩИНАМИ И РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ

Туманов Н. В., Серветник А. Н.
ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова», Москва, Россия
E-mail: anton.servetnik@gmail.com

STRESS STATE MULTILEVEL SIMULATION OF TURBINE DISK WITH CRACKS AND STRESS INTENSITY FACTOR EVALUATION

Tumanov N. V., Servetnik A. N.
Central Institute of Aviation Motors, Moscow, Russia
E-mail: anton.servetnik@gmail.com

Stress intensity factors for low-cycle fatigue operation cracks in turbine disk have been evaluated with the use of 3D FE modeling and microfractographic reconstruction of fatigue crack growth. Stress state multilevel FE simulation approach (sub modeling) was used.

Введение

Расчет периода устойчивого роста трещин малоцикловой усталости (МЦУ) в дисках авиадвигателей включает определение зависимости размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK от размера трещины [1, 2]. Трещины МЦУ в дисках зарождаются и развиваются, как правило, в области больших градиентов напряжений в зонах со сложной геометрией. Это затрудняет использование справочных данных (например, [3]) для расчета КИН и приводит к необходимости применения численных методов, наиболее распространенным из которых является метод конечных элементов. При этом надо проводить серии статических расчетов диска с трещиной, конфигурация которой соответствует различным этапам эволюции фронта реальной трещины при ее развитии, и вычислять значения КИН. Последнее требует измельчения конечно-элементной (КЭ) сетки у фронта трещины, что значительно увеличивает размерность задачи и требования к вычислительным ресурсам.

Настоящая работа посвящена расчету КИН для трещин МЦУ, расположенных в перемычках между охлаждающими отверстиями в области перехода полотна к ободу диска турбины высокого давления (ТВД) двигателя маневренной авиации. Указанные выше сложности в данном случае усугубляются наличием нескольких одновременно развивающихся (в соседних перемычках) трещин, объединение которых приводит к обрыву фрагмента диска (рис.1), а также необходимостью расчета узла ТВД, состоящего из основного и покрывного дисков. Проблема решается с использованием метода подконструкций [4, 5], т.е. на основе многоуровневого поэтапного моделирования напряженно-деформированного состояния с последовательным увеличением степени дискретизации КЭ сетки. На первом этапе рассматривается осесимметричная модель узла ТВД без трещин, на втором – трехмерная модель сектора диска, включающая одну перемычку между отверстиями с трещиной, на третьем – область распространения этой трещины. Возможность такого моделирования основана на данных электронной микроскопии излома диска, свидетельствующих о том, что на этапе устойчивого роста (до глубины около *2*мм) трещины в соседних перемычках развиваются независимо [2].

Модель 1-го уровня (осесимметричная модель узла ТВД без трещины)

На рис.2 представлена схема узла ТВД, состоящего из основного и покрывного дисков. В условиях эксплуатации покрывной диск подгружает основной, создавая дополнительные растягивающие напряжения в радиусе перехода полотна в обод со стороны входа. Полученные в результате расчета нагрузка от покрывного диска и перемещения полотна основного диска используются в качестве нагрузки и граничных условий при построении модели 2-го уровня.

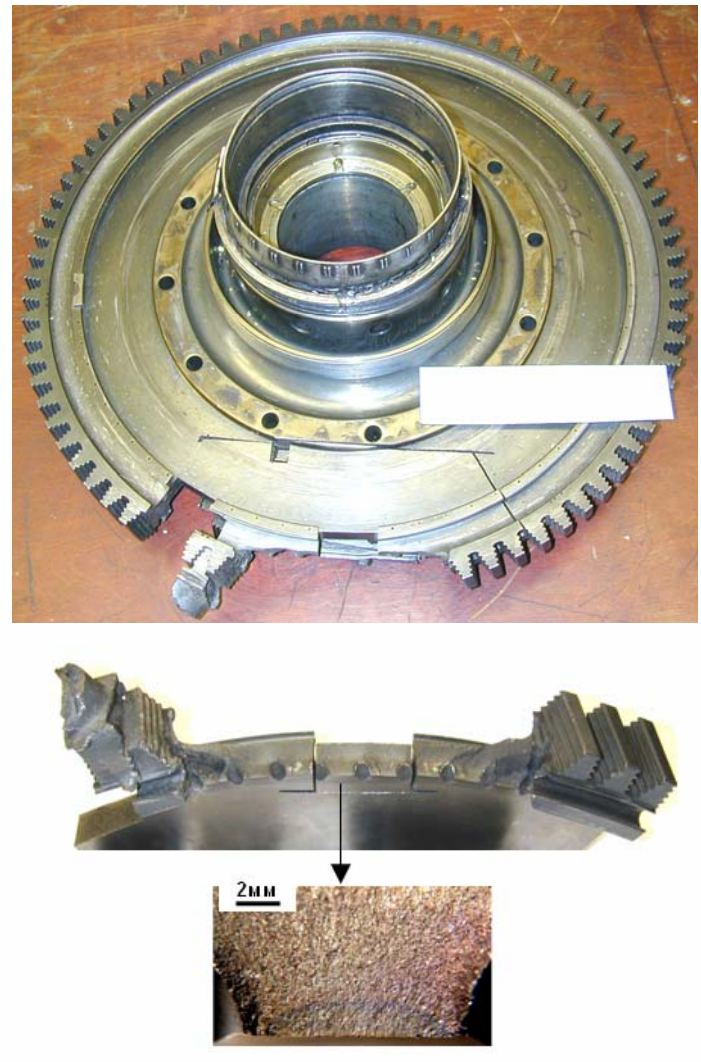


Рисунок 1 – Диск ТВД после разрушения и поверхность излома

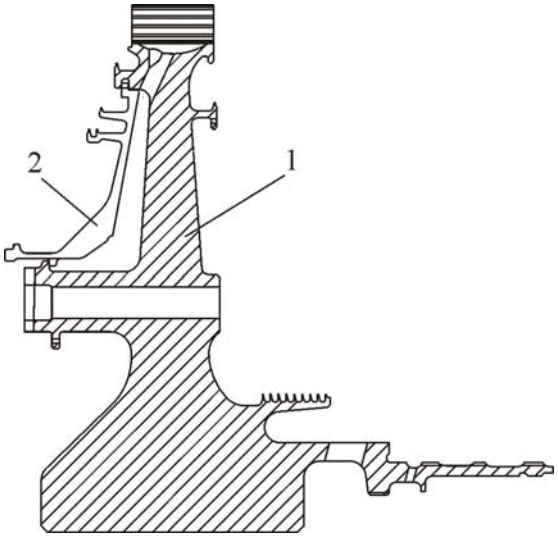


Рисунок 2 –Модель 1-го уровня (узел ТВД): 1 – диск ТВД, 2 – покрывной диск

Модель 2-го уровня (трехмерная модель сектора диска с трещиной)

Модель представляет собой сектор с выступами под две лопатки (рис.3*а*); поверхности отсечения сектора имеют криволинейную форму вследствие наличия угла установки лопатки. Расположение трещины и геометрия ее 4-х фронтов устанавливаются на основании фрактографических данных (рис.3*б,в*): плоскость распространения трещины перпендикулярна направлению $\vec{n}$ действия первых главных напряжений σ_1 в области зарождения трещины, фронты моделируются в виде полуэллипсов с полуосями *a* и *b* (*a* – полудлина трещины на поверхности полотна, *b* – глубина трещины), значения которых приведены в таблице.

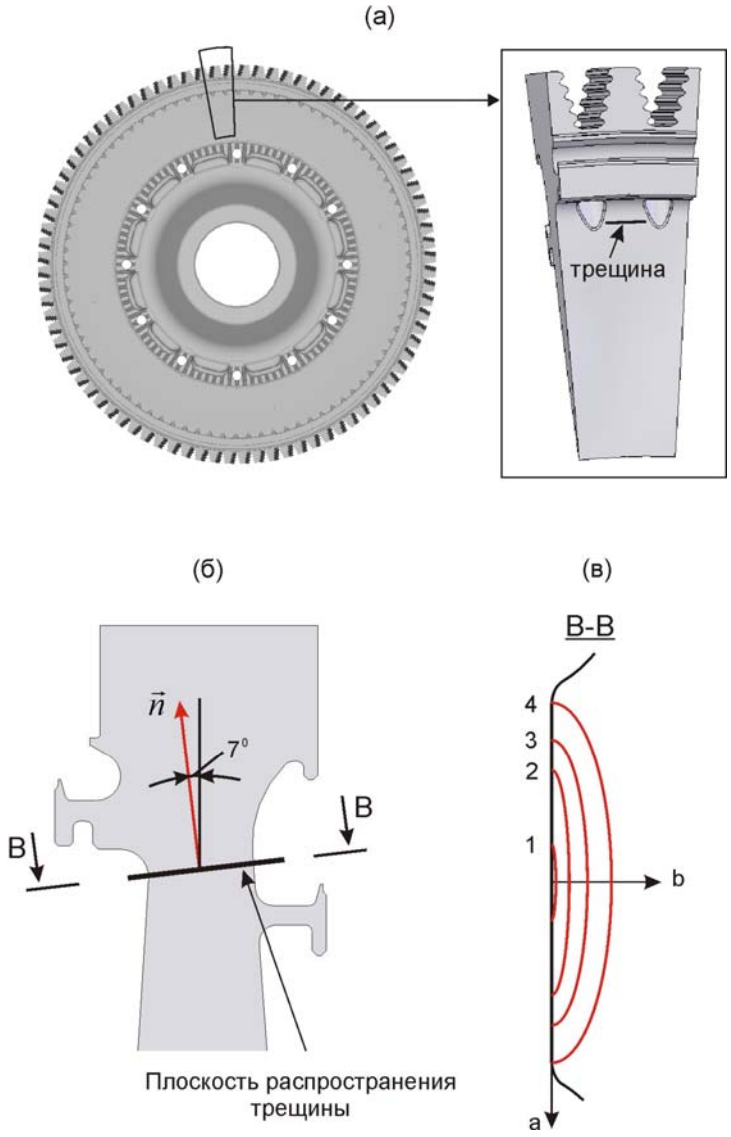


Рисунок 3 – Расположение 4-х расчетных фронтов трещины: *а* – модель 2-го уровня, *б* – меридиональное сечение диска, *в* – расположение фронтов

Таблица – Размеры расчетных фронтов трещины

№ фронта трещины	*a*, мм	*b*, мм
1	1	0.1
2	3.1	0.5
3	4	1.0
4	5.2	1.7

При расчете задавались следующие температурные поля, силовые нагрузки и граничные условия (рис.4):

- Температурное поле, взятое из теплового расчета осесимметричной модели.
- Центробежная сила, вызванная вращением диска.
- Центробежная сила от лопаток q_1, заданная в виде равномерного нормального давления на контактные грани выступов диска.
- Нагрузка q_2 от действия покрывного диска ТВД, полученная при решении осесимметричной контактной задачи узла ТВД (модели 1-го уровня). Нагрузка задается в виде равномерного нормального давления на поверхность контакта.
- Радиальные перемещения u_r на нижней поверхности модели, рассчитанные на модели 1-го уровня и усредненные по толщине полотна.
- Условие циклической симметрии на боковых поверхностях сектора диска.
- Ограничение перемещения одного узла в осевом и окружном направлениях для предотвращения перемещения модели как жесткого целого.

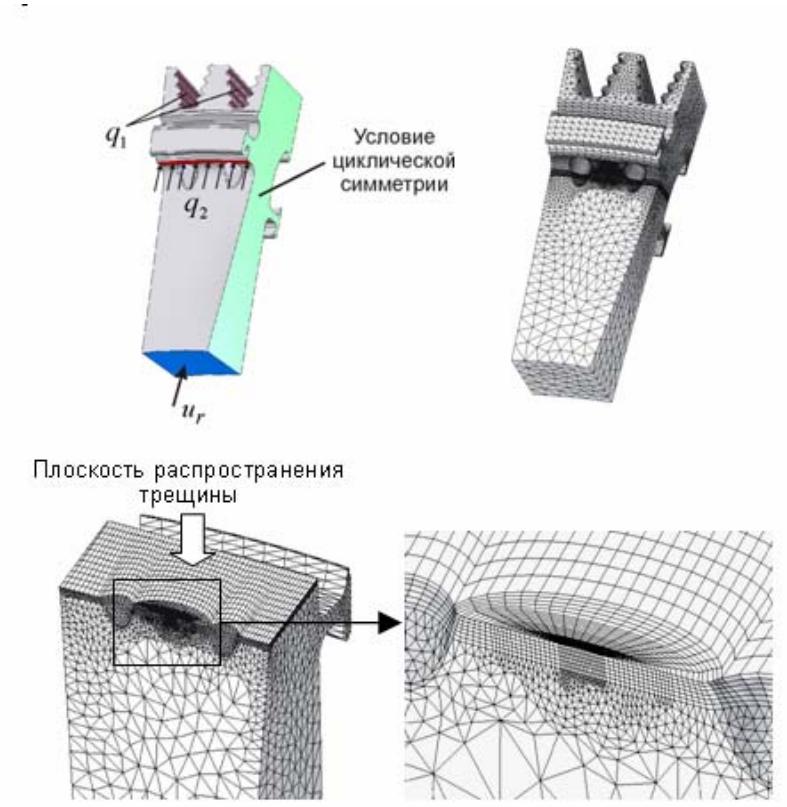


Рисунок 4 – Модель 2-го уровня (сектор диска ТВД)

КЭ сетка описывает геометрию всех 4-х фронтов трещин, т.е. узлы КЭ модели лежат на линиях фронта. Модель разбивается на гексагональные восьмиузловые конечные элементы в зоне трещины и на тетрагональные четырехузловые конечные элементы в остальной области диска. Трещины моделируются как отсутствие связей между узлами элементов, лежащих по обе стороны от плоскости трещин (количество узлов модели не превысило *200000*). При последовательном сшивании указанных узлов проводятся четыре расчета в упругой постановке (для каждой из трещин, начиная с трещины максимальных размеров) и определяются поля перемещений, используемые в качестве граничных условий для модели *3*-го уровня.

Модель 3-го уровня (трехмерная модель области распространения трещины)

Модель вырезается из твердотельной модели 2-го уровня таким образом, чтобы охватывать область устойчивого роста трещины (до ее глубины *2*мм) и разбивается на гексагональные элементы в соответствии с геометрией расчетных фронтов (рис.5). В результате при небольшой размерности задачи получаем «детализированную» сетку, обеспечивающую вычисление КИН с требуемой точностью (количество узлов модели при этом не превысило 100000). В качестве граничных условий используются поля перемещений модели 2-го уровня: вектор перемещений прикладывается к узлам модели 3-го уровня, лежащим на поверхностях ограничивающего ее объема (за исключением свободной поверхности).

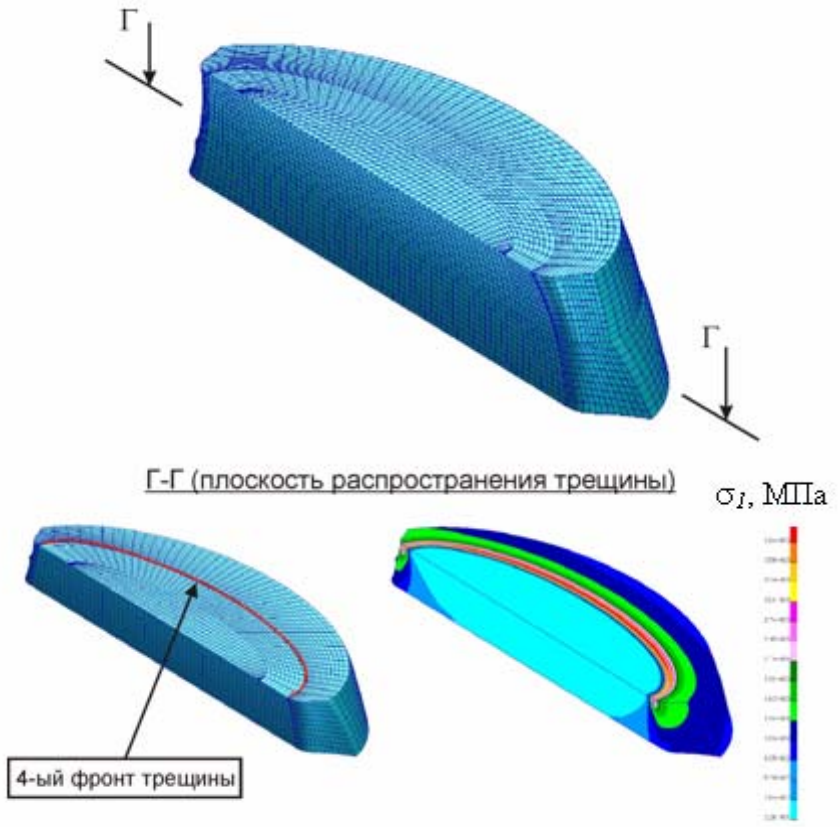


Рисунок 5 – Модель 3-го уровня (область распространения трещины) и распределение первых главных напряжений

Значения КИН вычислялись с использованием *J*-интеграла [4] по формуле

$$K = \sqrt{\frac{EJ}{1-\nu^2}},$$

где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона. На рис.6 приведены результаты анализа влияния степени измельчения КЭ сетки на величину КИН. При значениях $\gamma/b \le 0.2$ (γ – характерный размер элемента у фронта трещины) погрешность расчета КИН не превышает *1%*. При этом применение многоуровневого подхода в сочетании с одновременным моделированием нескольких последовательных фронтов трещины существенно упрощает процесс КЭ моделирования и позволяет рассчитать КИН с требуемой точностью.

На основании расчетов КИН на различных режимах работы двигателя для разных циклов строятся зависимости $\Delta K(b)$ (рис.7), которые используются при расчете периода устойчивого роста трещины МЦУ в диске ТВД [2].

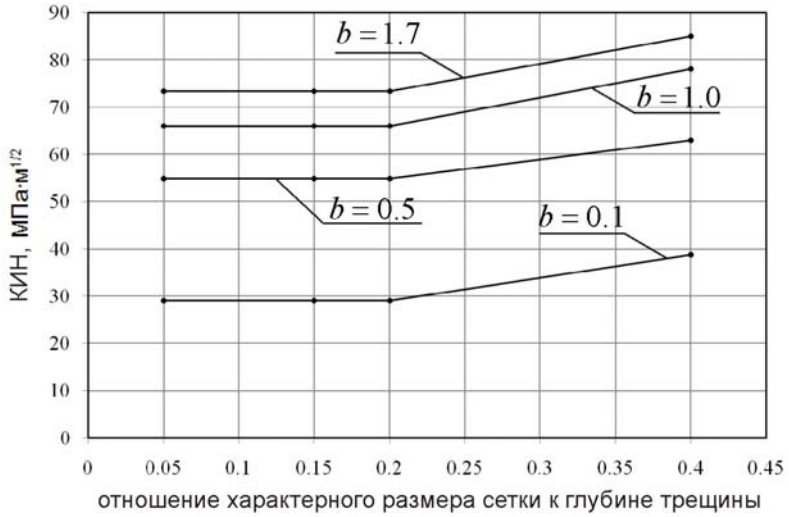


Рисунок 6 – Влияние степени измельчения сетки γ/b на величину КИН

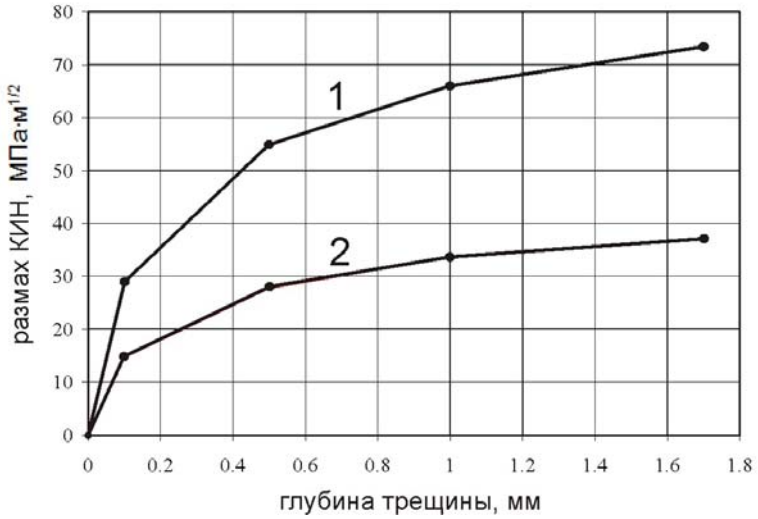


Рисунок 7 – Зависимости размаха КИН в циклах 0-М-0 (1) и МГ-М-МГ(2) от глубины трещины:
М – максимальный режим, МГ – режим «малый газ»

Список использованных источников

1. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А. Реконструкция и прогнозирование развития усталостных трещин в дисках авиационных газотурбинных двигателей // Конверсия в машиностроении. 2005. №4-5. С. 98-106.
2. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А., Серветник А.Н. Моделирование устойчивого роста усталостных трещин в дисках турбины авиадвигателей при простом и сложном циклах нагружения // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2009. №3(19). Часть 1. С 188-199.
3. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений. В 2-х томах. Под ред. Ю. Мураками. М.: Мир, 1990. 1016 с.
4. Сиратори М., Миеси Т., Мацусита Х. Вычислительная механика разрушения. М.: Мир, 1986. 334 с.
5. Доронин С.В., Лепихин В.В., Москвичев А.М., Шокин Ю.И. Моделирование прочности и разрушения несущих конструкций технических систем. Новосибирск: Наука, 2005. 250 с.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ГЦК СПЛАВОВ

Григорьева Н. А., Данейко О. И., Ковалевская Т. А.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия
E-mail: olya_dan@mail.ru

THE EXPERIMENTAL RESEARCHES AND THE MATHEMATICAL MODELING OF PLASTIC DEFORMATION FOR HETEROFAZE FSS ALLOYS

Grigorjeva N. A., Daneyko O. I., Kovalevskaya T. A.
Tomsk state university of architecture and building, Tomsk, Russia
E-mail: olya_dan@mail.ru

The experimental results of plastic behavior investigation of Al–6%Zn–3%Mg alloy are compared with the mathematical model of plastic deformation of dispersion hardened FCC materials with unreformed particles. It were determined the factors, when model properly describes the regularities of slip development in this alloy.

Введение

Математическая модель пластической деформации была разработана для монокристаллов дисперсно-упрочненных материалов, в которых упрочняющие частицы однородно распределены в объёме матрицы, имеют сферическую форму и одинаковые размеры. Промышленные сплавы, к которым относится исследуемый сплав Al–6%Zn–3%Mg, как правило, имеют достаточно сложную и неоднородную дефектную структуру. Например, для сплава Al–6%Zn–3%Mg, закономерности пластического поведения которого изучены достаточно полно и всесторонне [1–4], характерно наличие границ зерен и субзерен, присутствие частиц различной степени дисперсности, высокая начальная плотность дислокаций, неравномерно распределенных по объёму материала.

Целью настоящей работы является сопоставление закономерностей изменения характеристик дефектной структуры сплава Al–6%Zn–3%Mg в процессе пластической деформации с результатами математического моделирования.

Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

Сплав Al–6%Zn–3%Mg кроме основных легирующих элементов цинка и магния содержит микродобавки циркония, хрома, марганца, меди. Образцы сплава подвергались закалке (от 733 К в воду) и последующему старению при T = 393 К (24 часа) [2].



Рисунок 1 – Микроструктура недеформированного состаренного сплава

Механические испытания сплава на сжатие и растяжение проводились по стандартным методикам со скоростью 10^{-4} $с^{-1}$. Деформационный рельеф и дислокационная субструктура исследовались с помощью оптических и электронно-микроскопических методов [2].

На рис.1 представлена схема микроструктуры недеформированного сплава. В центре рисунка показано субзерно (средний размер субзёрен равен 3,4 мкм). Основной упрочняющей фазой после 24 часов старения при 393 К является некогерентная фаза $MgZn_2$; средний размер частиц, достаточно равномерно распределенных по объему,

равен 56 нм, расстояние между ними примерно на порядок превышают средние размеры. Мелкими точками на рис.1 показаны когерентные образования (кластеры), имеющие размеры порядка нескольких нанометров.

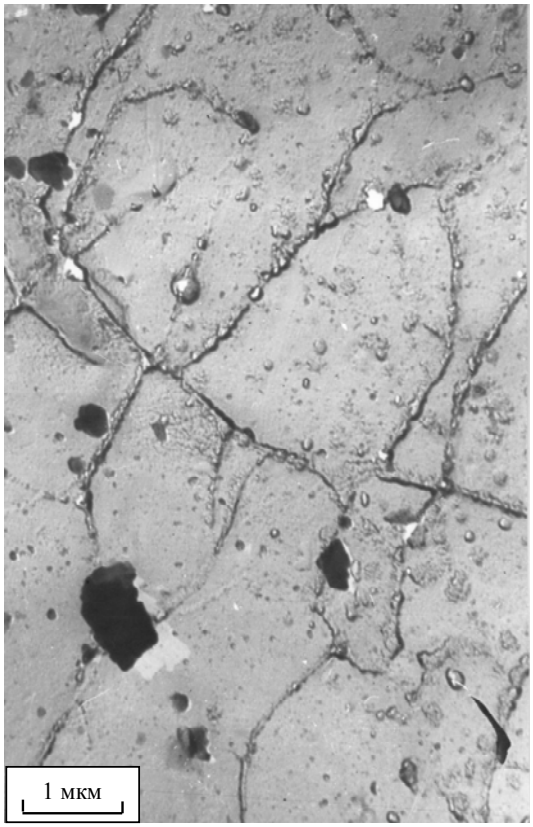


Рисунок 2 – Крупные частицы, наблюдаемые на поверхности образца состаренного сплава (экстрактная реплика)

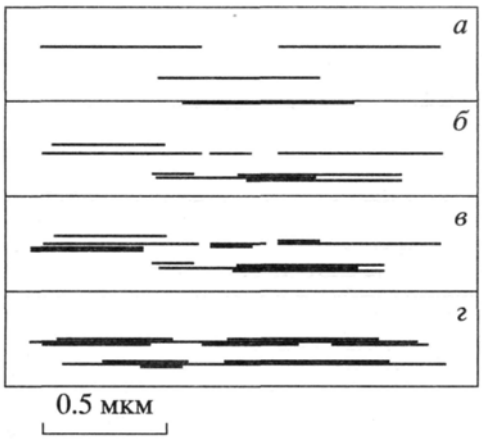


Рисунок 3 – Схема формирования тонких следов скольжения (состаренный сплав)

На границах субзерен в состаренном сплаве, как правило, присутствуют достаточно крупные частицы (рис. 1, 2). Как и во многих дисперсионнотвердеющих алюминиевых сплавах, в исследуемом материале имеются крупные включения интерметаллидных фаз, размеры которых достигают 100 мкм и более. Дислокации неоднородно распределены по объему субзерен, их начальная плотность близка к 10^{10} см$^{-2}$.

В ходе исследований деформационного рельефа определялись различные количественные характеристики следов скольжения: длина, расстояние между следами, мощность сдвига, доля занятой следами поверхности. Для большинства характеристик были построены гистограммы, определены их средние значения; для тонких и грубых следов характеристики определялись отдельно [1, 3, 4]. Исследовался деформационный рельеф и в опытах с переполировкой. На основании анализа всего комплекса полученных результатов была разработана схема формирования картины скольжения [3].

Первые следы скольжения появляются на поверхности образцов сплава, деформированных сжатием и растяжением, при степенях деформации $\varepsilon \approx 0{,}02$; они имеют длину 0,3–0,4 мкм и мощность сдвига 2–3 нм. Согласно схеме, приведенной на рис. 3, по мере увеличения степени деформации большинство следов скольжения постепенно превращаются в своеобразные микрополосы.

При степенях деформации $\varepsilon>0{,}05$ на поверхности исследуемых образцов начинают появляться следы нового типа, длина которых на порядок больше длины первых коротких следов, т.е. в несколько раз превышает размеры субзерен. Средняя мощность сдвига в таких следах при $\varepsilon=0{,}15$ равна 38 нм, а при $\varepsilon\sim0{,}3$–100 нм; такие результаты были получены в опытах с переполировкой. При увеличении степени деформации со следами нового типа происходят изменения, подобные показанным на рис. 3. Разница в том, что следы данного типа более извилисты и имеют гораздо большую длину.

Таким образом, результаты исследования эволюции деформационного рельефа показали, что в сплаве формируются зоны сдвига двух типов, которые условно можно назвать «слабыми» (мощность сдвига меньше 5 нм) и «мощными» (средняя величина сдвига при разных ε от 20 до 120 нм). При этом значительная часть новых зон сдвига и того, и другого типа образуются в непосредственной близости от «старых», т.е. сформировавшихся на более ранних стадиях деформации. При испытании образцов на растяжение формируются только «слабые» зоны сдвига, поскольку, как следует из результатов эксперимента, формирование первой же «мощной» зоны вызывает образование микротрещины и приводит к разрушению образца [2–4].

Моделирование пластической деформации

Математическое моделирование процессов пластической деформации металлов и сплавов является самостоятельной актуальной задачей и одновременно служит дополнением к экспериментальным исследованиям, поскольку позволяет более объективно оценивать влияние различных факторов (дефектного состояния сплава, характеристик упрочняющей фазы и материала матрицы, параметров деформирующего воздействия) на пластическое поведение материала. Наиболее универсальным явлением, ответственным за пластическую деформацию, является кристаллографическое скольжение. Основой элементарных процессов пластической деформации скольжением является возникновение, размножение, движение и аннигиляция дефектов различного типа, главным образом дислокаций и точечных дефектов.

В основе математической модели пластической деформации лежит концепция упрочнения и отдыха [5]. Основные положения модели пластической деформации монокристаллов дисперсно-упрочненных г.ц.к. сплавов состоят в следующем: основным структурным элементом пластической деформации скольжением является зона кристаллографического сдвига [6]; формирование зон сдвига сопровождается генерацией деформационных дефектов (сдвигообразующих дислокаций, призматических дислокационных петель, дислокационных диполей, межузельных атомов, моно- и бивакансий) с их последующей аннигиляцией; основой математической модели являются уравнения баланса деформационных дефектов различного типа [7–9]:

$$\frac{d\bar{X}}{da} = G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) - A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) + R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t),$$

где $\bar{X}$ – вектор переменных, характеризующих дефектную среду, $\bar{Y}$ – вектор переменных, характеризующих внешнее воздействие, a – степень деформации сдвига, t – время, $G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$, $A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$, $R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$ – функции генерации, аннигиляции и релаксационной трансформации деформационных дефектов.

Зона сдвига, рассматриваемая как базовый структурный элемент при построении модели кристаллографического скольжения, формируется, как правило, серией дислокаций, испущенных дислокационным источником. Образование зон сдвига является механизмом локализации деформации на микроуровне.

Продуктивность дислокационного источника обусловлена, прежде всего, изменением конфигурации потенциального сегмента-источника и его дислокационного окружения, которое сопровождается снятием блокировки исходно неподвижного источника [6]. Разблокировка источника может быть связана со следующими дислокационными механизмами: разрушение дипольной конфигурации после того, как одна из образующих ее дислокаций, являющаяся источником, осуществила эмиссию первой дислокационной петли; уменьшение линейной плотности порогов в результате их ухода на сток или аннигиляции на активном сегменте-источнике; уход после старта сегмента-источника дислокаций некомпланарных систем, которые до активации источника образовывали с ним дислокационные соединения или зоны аннигиляции.

В дисперсно-упрочненных материалах существует дополнительный фактор, определяющий продуктивность дислокационного источника, – соотношение между масштабными характеристиками дислокационной структуры (длина источника, расстояние между дислокациями) и структуры упрочняющей фазы (размеры частиц и расстояние между ними), в зависимости от которого процессы формирования зоны сдвига могут заметно различаться [10, 11]. Установлены интервалы плотностей дислокаций, в которых зона сдвига формируется движением одиночных дислокаций, либо большим количеством дислокаций с существенной локализацией скольжения в зоне сдвига: I) $\rho_0 < \rho < \rho_{Or}$ – интервал локализации скольжения I типа; II) $\rho_{Or} < \rho < \rho_s$ – интервал элементарного скольжения; III) $\rho > \rho_s$ – интервал локализации скольжения II типа. Здесь ρ_0 – начальное значение плотности дислокаций, ρ_{Or} – граничная плотность дислокаций между областями локализованного (I типа) и элементарного скольжения (т.е. граница между начальной деформацией, для которой характерно «взрывное» формирование зон сдвига и появление остаточных следов скольжения, и областью, в которой скольжение преимущественно поддерживается внешним напряжением), $\rho_s = 1/[\beta_r \xi(\Lambda_p - \delta)^2]$ является граничной плотностью между интервалами элементарного и локализованного скольжения (II типа).

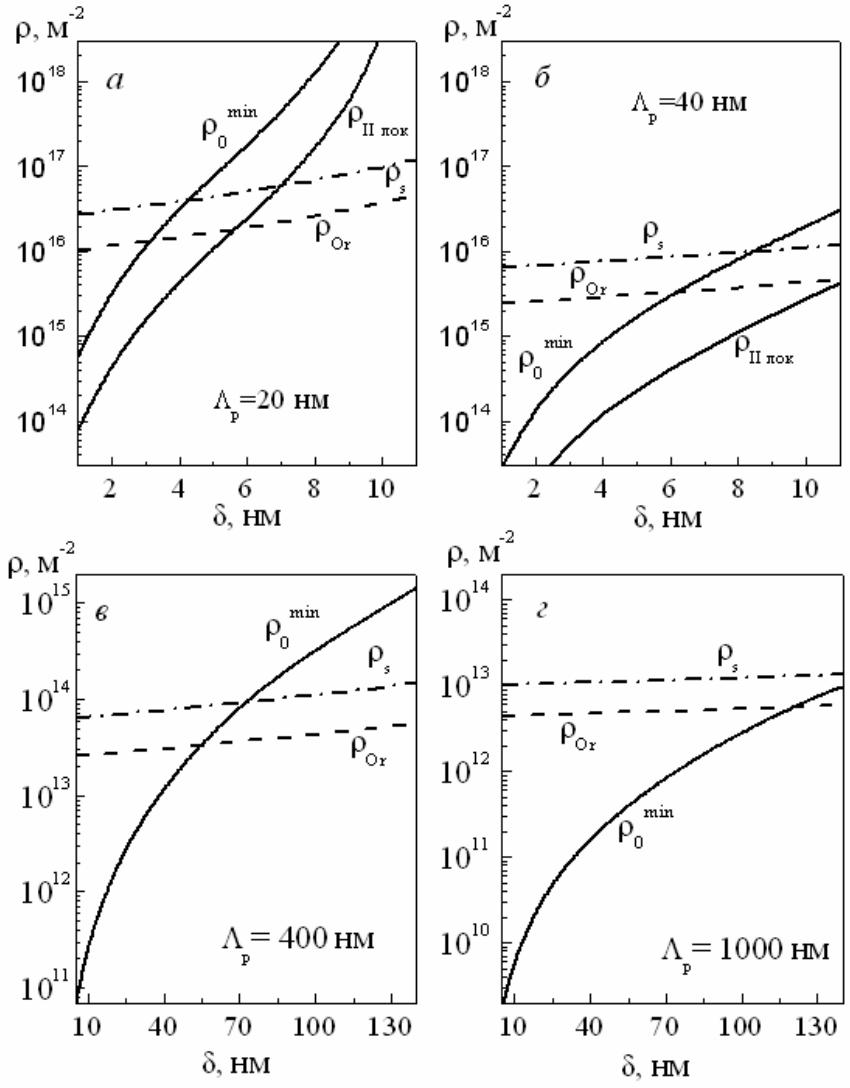


Рисунок 4 – Соотношение между переходными значениями плотности дислокаций ρ_0^{min}, ρ_{Or}, ρ_s в дисперсно-упрочненном материале при различных значениях масштабных характеристик упрочняющей фазы

Расчеты показали, что существует несколько сценариев развития элементарных процессов пластической деформации в дисперсно-упрочненных материалах: 1) локализация скольжения I типа → элементарное скольжение → локализация скольжения II типа; 2) локализованное скольжение I типа → элементарное скольжение; 3) элементарное скольжение → локализованное скольжение; 4) элементарное скольжение → локализация скольжения I типа → элементарное скольжение → локализация скольжения II типа; 5) деформация протекает полностью в условиях элементарного скольжения и 6) наблюдается только локализованное скольжение. Чередование стадий пластической деформации зависит от соотношения масштабных характеристик упрочняющей фазы и начальной плотности дислокаций (рис. 4). В нанодисперсных материалах, например, процесс локализации скольжения в зоне сдвига при высоких и средних температурах в основном подавлен, деформация осуществляется элементарным скольжением (рис. 4 *а, б*).

Развитие деформации в сплаве Al–6%Zn–3%Mg и в модельном материале

Сопоставим сценарии развития скольжения в экспериментально исследуемом сплаве Al–6%Zn–3%Mg и в модельном материале, обладающем сходными физическими характеристиками. Масштабные характеристики упрочняющих частиц в сплаве Al–6%Zn–3%Mg соответствуют приведенным на рис.4,*в*. С учетом начальной плотности дислокаций, равной 10^{14} $м^{-2}$, модель предсказывает развитие деформации сначала посредством элементарного скольжения, а затем локализованного. Экспериментальные результаты, полученные для сплава Al–6%Zn–3%Mg при степенях деформации, меньших 0,05, соответствуют такому сценарию. Можно отметить, что при таких ε длина свободного пробега дислокаций в зонах сдвига на порядок меньше размеров субзерен, таким образом, скольжение в сплаве развивается как в материале, в котором нет границ зерен и субзерен; т.е. как в монокристалле.

Таким образом, несмотря на то, что были сопоставлены результаты экспериментальных исследований сплава, характеристики которого очень сильно отличаются от характеристик модельного материала, оказалось, что при $\varepsilon < 0{,}05$ кристаллографическое скольжение развивается согласно сценарию, предсказанному математической моделью.

Электронно-микроскопические исследования показали [2], что в сплаве, подвергнутом сжатию, формируется несколько типов субструктур (рис. 5), причем сетчатая субструктура и субструктура с плавными разориентировками характерны для всех исследованных степеней деформации. При $\varepsilon > 0{,}2$ сетчатая субструктура перестаёт быть доминирующей по отношению к субструктурам других типов. В сплаве, подвергнутом растяжению, наблюдается только сетчатая субструктура, неоднородность которой усиливается по мере увеличения ε.

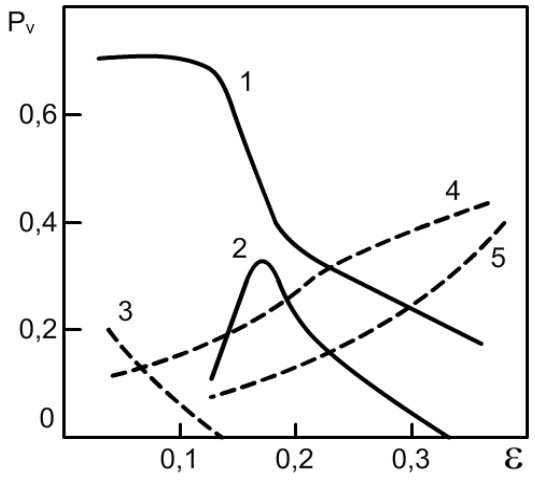


Рисунок 5 – Диаграмма субструктур деформированного состаренного сплава: 1 – сетчатая субструктура, 2 – блочная субструктура второго типа, 3 – блочная субструктура первого типа (ультрамел кие блоки), 4 – субструктура с плавными разориентировками(одномерными и многомерными), 5 – полосовая субструктура

Особый интерес представляет блочная (фрагментированная) субструктура (рис. 6), так как она начинает наблюдаться при тех же степенях деформации, при которых формируются первые «мощные» зоны сдвига.

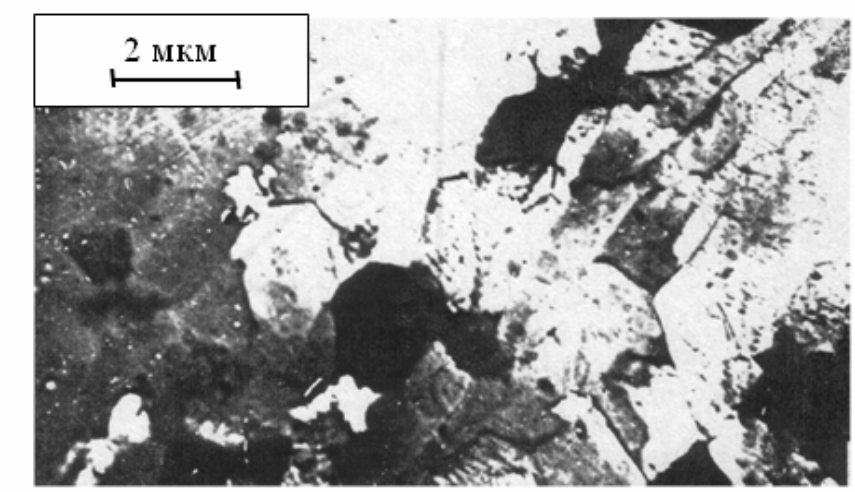


Рисунок 6 – Блочная (фрагментированная) субструктура при $\varepsilon = 0{,}15$ (сжатие)

Изменение объемной доли блочной субструктуры по мере увеличения ε (кривая 2 на рис. 5) коррелирует с изменением доли поверхности, на которой присутствуют длинные следы скольжения, а также с изменением средних характеристик грубых следов (мощностью сдвига, длиной, расстоянием между следами), т.е. с характеристиками «мощных» зон [1, 2]. Оказалось также, что плотность дисперсных частиц в областях с блочной субструктурой в 1,5 раза меньше средней по объему [1].

Следует отметить, что субструктуры, подобные блочным в исследуемом сплаве, наблюдались при деформации поликристаллического алюминия (прокатка), а также в сплавах Al–Zn–Mg и Al–Cu, если на поверхности образцов появлялись грубые следы скольжения [12-14]. При усталостных нагружениях блочные субструктуры наиболее часто наблюдались вблизи трещин, в том числе, и неразвивающихся [15, 16]. В сплаве Al–Mg наиболее совершенные блоки формировались в непосредственной близости от трещин [17].

На основании результатов, полученных как для алюминия и его сплавов, так и для других материалов, можно сделать вывод, что блочные субструктуры формируются вблизи таких зон сдвига, в которых велика локализация скольжения (в исследуемом сплаве – это «мощные» зоны сдвига). С другой стороны, при растяжении сплава Al–6%Zn–3%Mg «мощные» зоны не формируются, при этом не наблюдаются и блочные субструктуры. Отметим, что если материалы подвергаются горячей деформации, либо отжигу после предварительной деформации, то для них наиболее типичны именно блочные (фрагментированные) субструктуры.

Есть все основания предполагать, что блочные субструктуры в исследуемом сплаве формируются вблизи «мощных» зон сдвига в результате процессов, в которых активно участвуют точечные дефекты. К тому же для дисперсионнотвердеющих материалов получены экспериментальные данные, свидетельствующие об образовании точечных дефектов в процессе деформации и их влиянии на характеристики дисперсной фазы [17, 18].

Можно сделать вывод, что одно из базовых положений математической модели о роли точечных дефектов в процессе развития скольжения подтверждено результатами эксперимента, полученными как для исследуемого сплава, так и для целого ряда других ГЦК материалов.

Таким образом, математическая модель пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов на основе ГЦК матрицы может быть использована и для многокомпо-

нентных материалов со сложной дефектной структурой при условии введения в модель необходимых уточнений, отражающих специфику таких материалов.

Список использованных источников

1. Ковалевская Т.А., Григорьева Н.А., Данейко О.И., Козлов Э.В. Локализация деформации в дисперсионно-твердеющем сплаве Al-Zn-Mg // Науч. труды V Междунар. семинара «Современные проблемы прочности»/ Изд-во Новгородского госуниверситета. 2001. С.116-120.
2. Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А. Экспериментальное исследование механизмов пластической деформации сплава Al-6%Zn-3%Mg // Известия РАН. Серия физическая. 2004. Т. 68. № 10. С. 1443-1448.
3. Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А. Закономерности формирования зон сдвига в сплаве Al-Zn-Mg, находящемся в различных структурных состояниях // Физика прочности и пластичности материалов: Труды XVI Международной конференции (Самара, 26 – 29 июня 2006 г.). Том I. Самара: Самар. гос. техн. ун-т. 2006. С. 83-87.
4. Григорьева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. Пластическая деформация гетерофазных сплавов на основе алюминия. Модель и эксперимент // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2008. Т. 5. №1. С. 41-46.
5. Попов Л.Е., Кобытев В.С., Ковалевская Т.А. Концепция упрочнения и динамического возврата в теории пластической деформации // Изв. вузов. Физика. 1982. № 6. С. 56-82.
6. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е. Математическое моделирование пластической деформации гетерофазных сплавов. Томск: Изд-во Том. ун-та. 1992. 168 с.
7. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. Особенности структуры и свойств перспективных материалов. Томск: Изд-во НТЛ, 2006. С. 77-96.
8. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. Влияние исходного дефектного состояния дисперсно-упрочненного материала на эволюцию дефектной подсистемы в процессе деформации / Деформация и разрушение материалов. 2006. № 1. С. 29-36.
9. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., Семенов М.Е. Эволюция структуры и свойства металлических материалов. Томск: Изд-во НТЛ. 2007. С. 5-39.
10. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. Влияние масштабных характеристик упрочняющей фазы на закономерности пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов // Известия РАН. Серия физическая. 2004. том 68. № 10. С. 1412-1418.
11. Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н., Семенов М.Е. Математическое моделирование деформационного упрочнения сплавов, содержащих недеформируемые дисперсные частицы // Журнал функциональных материалов. 2007. Т. 1. N 3. С. 98-103.
12. Korbel A., Dobrzanski F., Richert M. Strain hardening of aluminium at high strain // Acta Met. 1983. V. 31. P. 293-298.
13. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия. 1977. 431 с.
14. Романова Р.Р., Барановский А.М., Пушин В.Г. и др. Влияние пластической деформации на структурные превращения и механические свойства сплава Al-Zn-Mg // ФММ, 1979. Т. 47. Вып. 2. С. 580-587.
15. Чен У.К. Дисперсное упрочнение высокопрочного алюминиевого сплава // Прочность металлов и сплавов. М.: Металлургия. 1990. С. 81-83.
16. Харрисон М., Мартин Дж.Б. Влияние дисперсоидов на распространение усталостной трещины в сплавах Al-Zn-Mg // Прочность металлов и сплавов. М.: Металлургия. 1990. С. 253-262.
17. Коцаньда С. Усталостное разрушение металлов. М.: Металлургия. 1976. 456 с.
18. Галуц Г.Г., Ещенко Р.Н., Борычев А.Н. и др. Микроструктура полос адиабатического сдвига // ФММ, 1992. № 4. С. 43-52.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УДАРНИКОВ И ПРЕГРАД ПРИ ИХ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СТОЛКНОВЕНИИ

Горельский В. А., Захаров В. М., Климкин К. А., Хорев И. Е., Ярош В. В.
Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск, Россия
E-mail: khorev@main.tusur.ru

EXPERIMENTAL AND THEORETICAL RESEARCH OF DESTRUCTION OF DRUMMERS AND BARRIERS AT THEIR HIGH-SPEED COLLISION

Gorelsky V. A., Zakharov V. M., Klimkin K. A., Khorev I. E., Jrosh V. V.
Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Tomsk, Russiy
E-mail: khorev@main.tusur.ru

Complex experimental and theoretical researches of destruction of drummers and barriers are conducted at their high-speed impact in a range of impact velocities 0,5 - 2 km/s. Drummers from a steel, carbide of tungsten and alloys on its basis were used. Barriers were used from a steel of various hardness and the titan. As a result of the conducted researches features of destruction of drummers and barriers are studied at their introduction in barriers massive semi-infinite and barriers of a final thickness. The design procedure of high-speed impact of drummers of the various form with barriers on the basis of the created physical and mathematical model of continuously damaged strong environments a numerical method of final elements is developed.

Высокопрочные и высокоплотные сплавы на основе вольфрама активно используются в различных областях высокоскоростного соударения. Карбид вольфрама (WC) и спечённые сплавы на его основе нашли широкое применение для изготовления высокоскоростных ударников и различных проникателей.

Ударники из карбида вольфрама и из композиции (WC–Co) по своим физико-механическим характеристикам существенно отличаются от стальных ударников: они имеют большую плотность, высокую твёрдость и более высокий модуль упругости. Считается, что материал с такими характеристиками должен обладать и повышенной проникающей способностью. Однако универсальность этого опытного правила всесторонне не изучалась. Для исключения этого научного пробела и получения достоверной экспериментальной информации были нами проведены опыты с ударниками различной плотности.

Исследование поведения высокопрочных металлокерамических ударников целесообразно провести путём сравнительных испытаний с базовыми стальными ударниками. Ранее нами было установлено [1, 2], что в зависимости от соотношения прочностных характеристик соударяющейся пары «ударник-преграда» кривая $L_K(V_0)$ глубины проникания L_K от начальной скорости удара V_0 состоит из трёх основных, существенно различающихся, скоростных диапазонов. Первый скоростной диапазон – это область относительно низких скоростей взаимодействия, при которых высокопрочные ударники не разрушаются и сохраняют после удара свою целостность. В этом скоростном диапазоне ударники дают максимальную глубину проникания. Второй скоростной диапазон – это критические скорости взаимодействия, при которых высокопрочные ударники разрушаются, глубина их проникания резко уменьшается (почти в два раза). Следующий скоростной диапазон – это область высокоскоростного удара и гидродинамических скоростей взаимодействия: здесь глубина проникания вновь начинает возрастать, не достигая, однако, максимальных значений, по крайней мере в исследованном диапазоне скоростей соударения – до 4 км/с.

Физическое исследование процессов высокоскоростного взаимодействия ударников с преградами проводилось на экспериментальных стендах, содержащих, как правило, три основных элемента: баллистическую установку, трассу с регистрирующей и синхронизирующей аппаратурой и мишенную обстановку

Для нашего анализа наиболее интересен первый скоростной диапазон с максимальным проникание ударников. Всего было проведено три серии опытов по массивным («полубесконечным») преградам и преградам конечной толщины в условиях нормального удара. Опыты проводились из пороховых баллистических установок (ПБУ) калибром от 12,7 мм до 23,0 мм. Скорость ударников определялась индукционными измерителями скорости (ИИС).

Первая серия опытов проведена по преградам из стали ОСВ, имеющей твёрдость по Бринеллю НВ 170 ÷ 190, ударниками 12,7БУ, 12,7Б-32, имеющими стальной высокопрочный сердечник, и ударником 12,7МК, содержащим высокопрочный металлокерамический сердечник. Сердечники ударников размещались в мягкой биметаллической оболочке. Параметры ударников приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Параметры ударников

Параметры	Ударники		
	12,7БУ	12,7Б-32	12,7МК
Диаметр ударника d_0, мм	12,7	12,7	12,7
Диаметр сердечника d_c, мм	10,9	10,9	10,9
Длина сердечника, мм	35,7	52,9	34,4
Вес ударника, г	31,6	48,0	55,6
Материал сердечника	У-12А	У-12А	РЭ-8
Твёрдость HRC	64 ÷ 68	64 ÷ 68	≥ 87
Плотность материала, г/см^3	7,95	7,95	14,60

Сердечники ударников 12,7БУ и 12,7МК близки по геометрическим характеристикам, а по весу сравнимы ударники 12,7МК и 12,7Б-32. Все ударники имеют одинаковый диаметр d_0, их сердечники – также равного диаметра d_c и имеют оживальную головную часть. Для получения скоростей метания, превышающих скорости стрелкового диапазона, применялись ПБУ больших калибров. В таких случаях ударники размещались в поддонах различных конструкций.

На рис. 1 приведены графические зависимости $L_K/d_0(V_0)$ для всех исследуемых ударников. В этом диапазоне скоростей встречи сердечники ударников остаются цельными и обеспечивают глубокое проникание. В этом диапазоне скоростей встречи сердечники ударников остаются цельными и обеспечивают глубокое проникание. Лишь для ударника 12,7БУ скорость V_0 = 1620 м/с – это уже область критических скоростей взаимодействия, где сердечник разрушается; при этом глубина проникания начинает уменьшаться – на рис. 1 эта область скоростей удара заштрихована.

Максимальные значения глубины проникания даёт ударник 12,7МК с металлокерамическим высокоплотным сердечником. Однако это нельзя объяснить влиянием высокой плотности сердечника, так как близкий по весу ударник 12,7Б-32 со стальным сердечником даёт и близкий результат проникания. То есть более важными являются весовые характеристики ударников.

Для учета различия в весах ударников кривые $L_K/d_0(V_0)$ были перестроены в виде зависимостей (L_K/d_0) от начальной кинетической энергии ударников E_0; эти зависимости показаны на рис. 2. Область разрушения для ударника 12,7БУ на рис. 2 отделена вертикальной штриховой линией. Видим, что экспериментальные данные для всех трёх ударников описываются единой зависимостью, близкой к линейной.

Результат, представленный на рис. 2, является важным с практической точки зрения: в диапазоне скоростей соударения, где ударники остаются цельными, а материал преграды обладает высокой пластичностью (глубокое проникание в плиты низкой и средней твёрдости, пробитие по типу «прокола» и т.п.), определяющими являются весовые характеристики ударников.

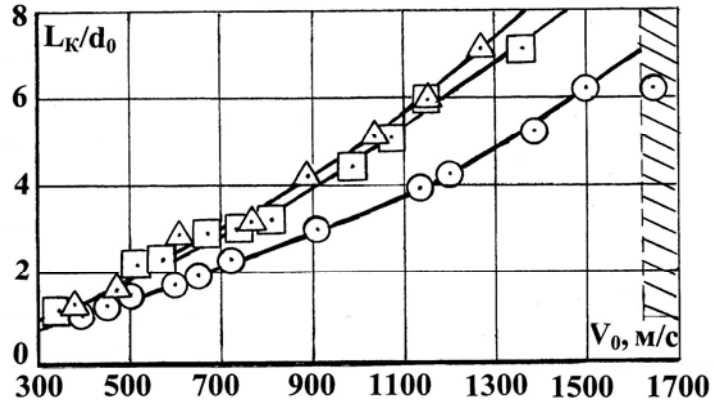


Рисунок 1 – Зависимость глубины проникания от скорости удара для преграды ОСВ. Экспериментальные точки для ударников: ○ – 12,7БУ, Δ – 12,7МК, □ – 12,7Б-32.

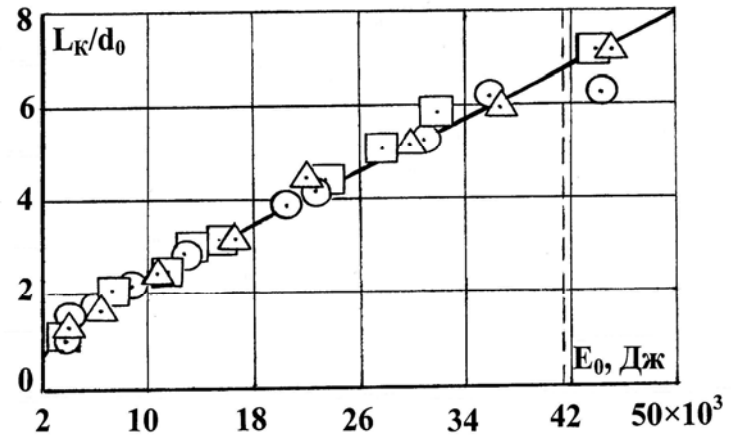


Рисунок 2 – Зависимость глубины проникания от начальной энергии удара (ударники – те же).

Вторая серия опытов проводилась с теми же ударниками, но по преградам конечной толщины. Для сравнительных испытаний были выбраны преграды высокой твёрдости (НВ 444), которые широко используются для защиты лёгкой техники.

Эксперименты проводились с целью определения баллистического предела $V_{ПСП}$ для преград различной толщины. Данные опытов этой серии приведены в табл. 2.

Таблица 2 – Баллистический предел для прочных преград

Результат опытов	Ударники		
	12,7БУ	12,7Б-32	12,7МК
Преграда НВ 444, толщиной b = 10,9 мм, (b/d_0) = 0,86			
$V_{ПСП}$, м/с	570	440	310
$E_{ПСП} \cdot 10^3$, Дж	5,13	4,64	2,67
$E_{ПСП}$, % от 12,7БУ	100	90	52
Преграда НВ 444, толщиной b = 20,0 мм, (b/d_0) = 1,57			
$V_{ПСП}$, м/с	900	730	540
$E_{ПСП} \cdot 10^3$, Дж	12,80	12,78	8,09
$E_{ПСП}$, % от 12,7БУ	100	100	63

Результаты этих опытов позволяют отметить интересную особенность: 1) для тонких – толщиной порядка калибра ударника, преград стальные ударники по начальной энергии пробития дают близкий результат, тогда как высокоплотный металлокерамический ударник по энергии пробития $E_{ПСП}$ эффективнее стальных почти в два раза; 2) для преград толщиной более $1{,}5d_0$ стальные ударники по $E_{ПСП}$ дают равный результат, а высокоплотный ударник, по-прежнему, более эффективен стальных, но различие между ним и стальными ударниками начинает уменьшаться.

Достаточно обосновано можно предположить, что для толстых преград эффективность всех ударников сравняется, как это демонстрирует рис. 2.

Третья серия опытов – опыты с новыми типами ударников диаметром 23,0 мм, содержащими сердечники из стали ШХ-15 и высокопрочного сплава ВК-15, по преградам конечной толщины.

Параметры ударников третьей серии приведены в табл. 3. Сердечники ударников имели равный вес и диаметр, размещались в дюралюминиевых поддонах диаметром 23,0 мм. Стальной сердечник из стали ШХ-15 подвергался термообработке, переменной по длине корпуса: от HRC 40 в хвостовой части к HRC 50 в середине корпуса и до HRC 64 в вершине головной части сердечника.

Таблица 3 – Параметры ударников диаметром 23 мм

Параметры	Ударники	
	23ШХ	23ВК
Диаметр ударника d_0, мм	23,0	23,0
Диаметр сердечника d_c, мм	14,5	14,5
Вес ударника, г	131,3	130,9
Вес сердечника, г	92,3	92,8
Материал поддона	Д16	Д16
Материал сердечника	Сталь ШХ-15	Сплав ВК-15
Твёрдость HRC	40 ÷ 64	≥ 87
Плотность материала, г/см^3	7,96	14,50

Опыты проводились по преградам средней твёрдости НВ 302 толщиной b = 21,5 мм для определения баллистического предела $V_{ПСП}$. Результаты опытов приведены в табл. 4.

Таблица 4 – Баллистический предел для преграды средней твёрдости $(b/d_0) = 0{,}93$, $(b/d_c) = 1{,}48$

Ударник	$V_{ПСП}$, м/с
23ШХ	1030
23ВК	500

Эти опыты показали высокую эффективность высокопрочного с высокой плотностью материала ударника 23ВК: его предел $V_{ПСП}$ в два раза меньше предела для стального ударника.

Подобный же вывод для других условий опытов, но близких относительных толщин преград получен в опытах с ударниками 12,БУ, 12,7Б-32 и 12,7МК.

Состояние ударников за преградой регистрировалось с помощью ортогональной рентгеноимпульсной съёмки. На рис. 3 приведены рентгенограммы состояния ударника 23ШХ за преградой при его встрече с преградой со скоростью 1370 м/с..

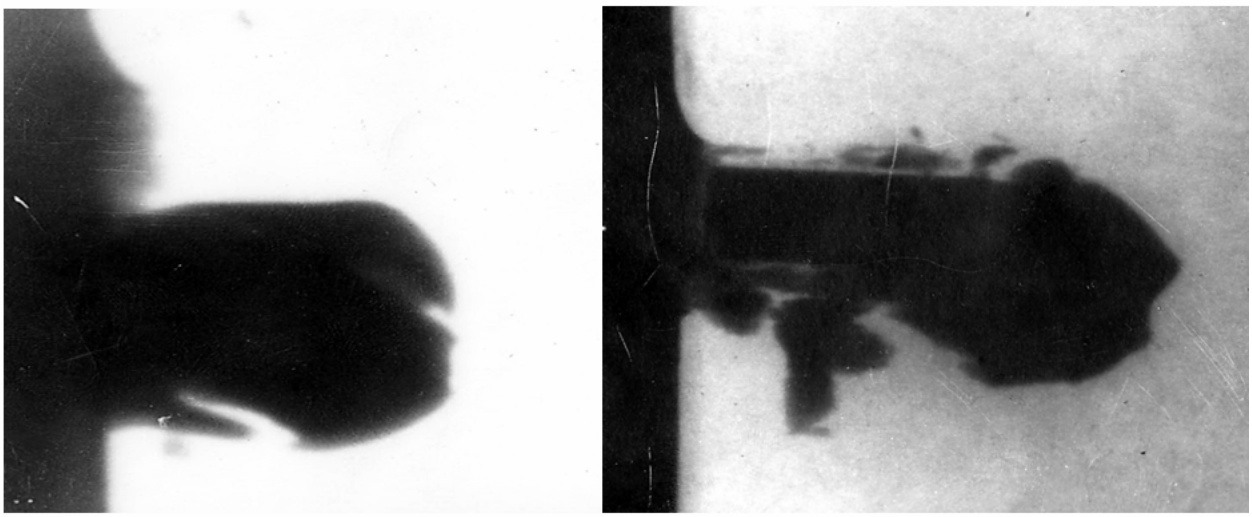


Рисунок 3 – Состояние ударника 23ШХ за преградой для моментов времени 90 и 130 мкс от начала удара.

В опыте, показанном на рис. 3, начальная скорость удара составляла $V_0 = 1{,}33\ V_{\text{ПСП}}$. Рентгенограммы свидетельствуют, что стальной ударник при таких скоростях начитает интенсивно разрушаться, его головная часть срабатывается, образуя вместе с выбитой из преграды пробкой передний фронт запреградного потока.

На рис. 4 представлены фотографии преграды после взаимодействия с ударником 23ШХ при скорости близкой к баллистическому пределу $V_0 = 1{,}05\ V_{\text{ПСП}}$

На снимке тыльной поверхности показана выбитая из преграды пробка и два наиболее крупных фрагмента запреградного потока от преграды.

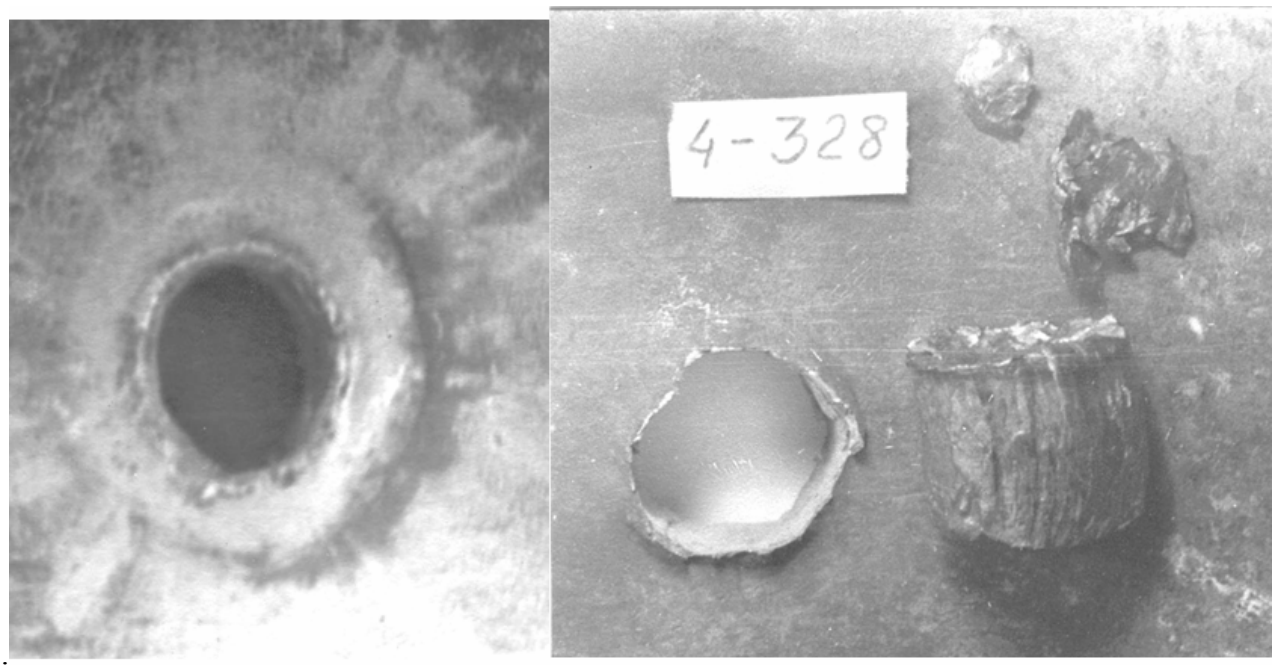


Рисунок 4 – Лицевая (слева) и тыльная поверхности преграды с фрагментами запреградного потока (справа) после взаимодействия с ударником 23ШХ.

Рентгенограммы опытов показывают, что ударник 23ВК не срабатывается, а разламывается вследствие разгрузки при выходе из преград на три крупных части, биконическую головную часть, среднюю часть корпуса и хвостовик, сохраняющие соосное расположение. Эти части ударника и пробка образуют первый фронт запреградного потока. Второй фронт потока образуют части откольной тарелки и разные мелкие фрагменты преграды и ударника. На рис. 5 представлены фотографии пробитой преграды.

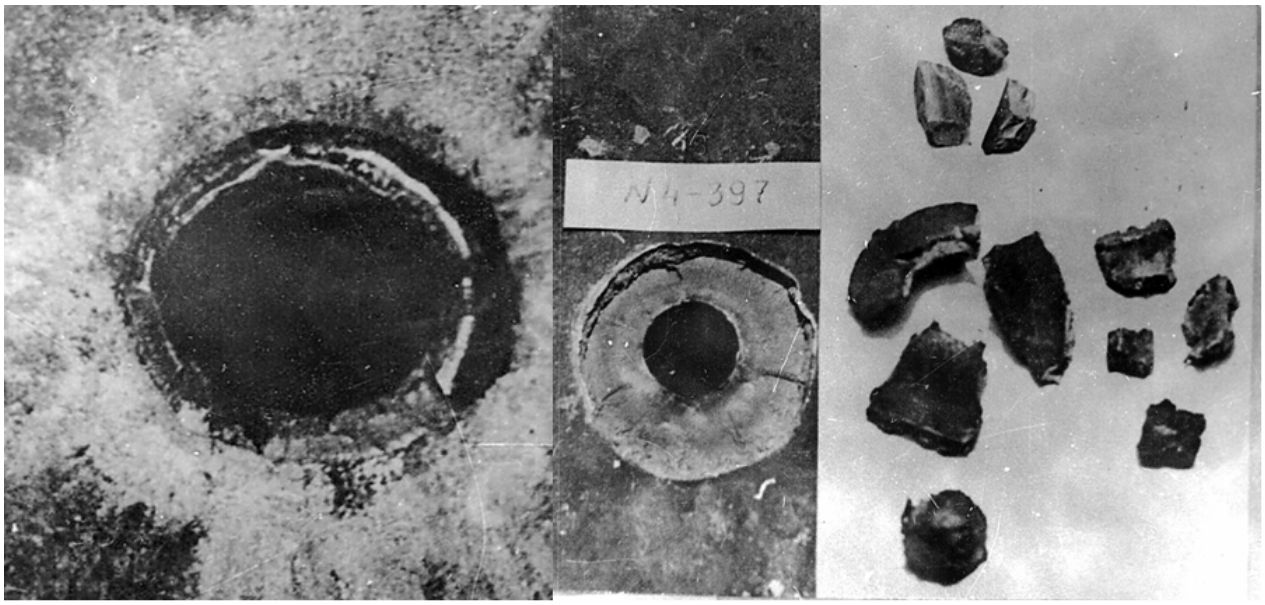


Рисунок 5 – Лицевая (слева), тыльная (в центре) поверхности преграды и фрагменты запреградного потока (справа) после взаимодействия с ударником 23ВК.

На правом фотоснимке показаны три части откольной тарелки, срезавшаяся пробка (в нижней части снимка) и различные более мелкие фрагменты. Отметим, что этими экспериментами подтверждается эффект ударно-откольной асимметрии, описанный в работе [3], когда откольная тарелка разделяется всегда только на нечётное количество фрагментов

Теоретическое исследование процессов высокоскоростного столкновения ударников с преградами проводилось численным методом конечных элементов, с использованием разработанной физико-математической модели непрерывно повреждаемых прочных сред [4].

Разработана физико-математическая модель поведения материала, подверженного интенсивным ударным нагрузкам. Она включает кинетическую модель разрушения материала в волнах разрежения активного типа и экспериментальные зависимости прочностных характеристик от температуры и пористости. Создана единая модель динамического разрушения материала, позволяющая описывать как процесс роста пор, трещин, так и процесс их схлопывания.

В общем случае созданная физико-математическая математическая модель тел при ударном взаимодействии в пространственной постановке характеризуется сжимаемой упругопластической средой. Поведение такой среды при динамических нагрузках характеризуется уравнением состояния, модулем сдвига, динамическим пределом текучести и константами кинетической модели разрушения. Последняя описывает накопление развитие и эволюцию микроповреждений, которые непрерывно изменяют свойства материала и вызывают релаксацию напряжений. В качестве меры разрушения взят удельный объём трещин. Изолинии удельного объёма трещин показывают степень разрушения материала в волнах разрежения, а градиент удельного объёма трещин показывает направление движения магистральной откольной трещины [4]. На основе этой моделей, алгоритмов и методик создан программный

комплекс для компьютерного моделирования процессов ударного и взрывного деформирования и разрушения преград и конструкций [5,6].

На рис. 6 представлены хронограммы процесса внедрения стального ударника в титановую преграду со скоростью 730 м/с в моменты времени 10 и 30 мкс полученные численным методом конечных элементов с использованием разработанной физико-математической модели непрерывно повреждаемой прочной среды [7].

Параметрические исследования этого случая показали достаточную близость физических процессов разрушения преграды и деформации ударника со случаем взаимодействия ударников из карбид вольфрама и спечённых на их основе в исследованном диапазоне скоростей встречи.

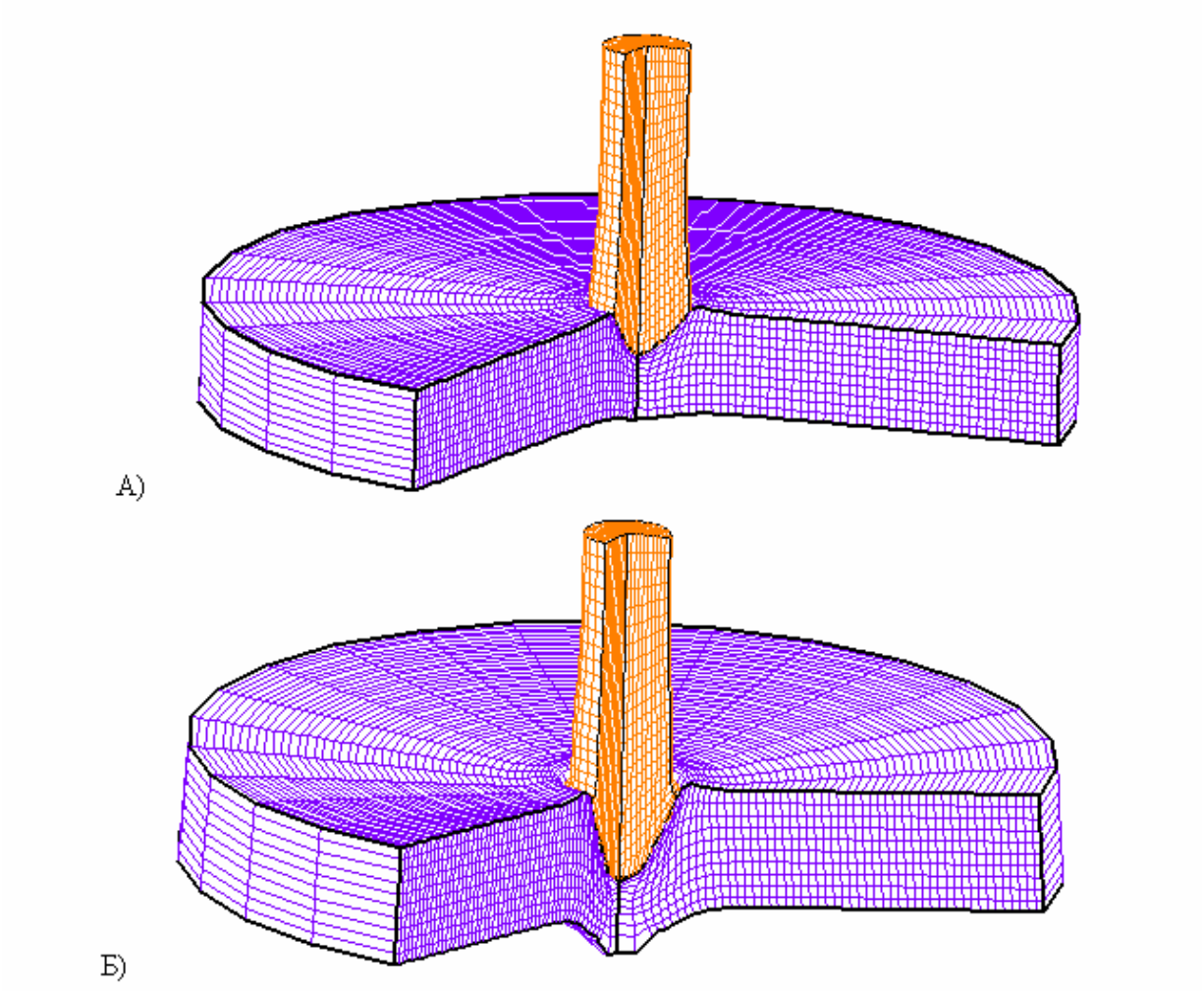


Рисунок 6 – Конфигурации взаимодействующих тел в моменты времени 10 (А) и 30 (Б) мкс. Стальной ударник (d_0 = 6 мм, l_0 = 25 мм) с конической формой головной части, преграда из титанового сплава толщиной 7 мм, начальная скорость соударения 730 м/с.

В целом, сравнивая состояние стального и металлокерамического ударников за преградой, можно заключить, что при исследованных скоростях соударения $V_0 = (1 \div 1{,}35)V_{ПСП}$ стальной ударник разрушается сильнее и при его срабатывании образуется запреградный поток, состоящий из отделившихся частей преграды (пробка) и небольших по размеру осколков, в основном, ударника. Для такого запреградного потока характерна невысокая пространственная плотность массы, а значит и энергии вторичных частиц. Металлокерамический ударник 23ВК по критерию ПСП эффективнее эквивалентного стального ударника 23ШХ в два раза. При пробитии преграды ударником 23ВК образуется мощное откольное

разрушение, при этом откольные тарелки имеют центральное отверстие от срезавшейся пробки. Сами тарелки получаются не плоскими, а вытянутыми по оси удара, вследствие чего возникают сильные радиальные разрывы и тарелка разделяется на нечётное количество отдельных лепестков. За преграду выносятся, в основном, крупные осколки откольной тарелки и самого ударника, располагающиеся вблизи оси удара. В отличие от стального ударника 23ШХ запреградный поток от ударника 23ВК за счёт мощного откольного разрушения имеет значительно большую массу, а, следовательно, и энергию, необходимую для поражения защищённых преградой целей.

Таким образом, проведённое сравнительное исследование поведения высокопрочных ударников – стального и металлокерамического, в различных условиях высокоскоростного взаимодействия, позволяет установить определённые граничные критерии оценки новых разрабатываемых металлокерамических материалов: результаты испытаний стального ударника будут являться оценкой нижней границы эффективности, а металлокерамического ударника из сплава ВК-15 – номинальной верхней границей эффективности.

Новые перспективные материалы должны, как минимум, не уступать сплаву ВК-15 по баллистической эффективности $V_{ПСП}$, но обеспечивать преимущества иного порядка – мощный запреградный поток высокой пространственной плотности, более дешёвые технологию и сырьё, меньшую энергоёмкость и обеспечение массовости производства.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (код проекта 10-08-00398) и РНП ВШ (рег. № 2.1.1/4147).

Список использованных источников

1. Захаров В.М., Хорев И.Е. Особенности кратерообразования при динамическом нагружении стальных преград высокопрочными ударниками // Детонация. – М.,Черноголовка, 1981, вып. 2,. с. 153-158.
2. Захаров В.М., Хорев И.Е. Экспериментальное исследование особенностей проникания высокопрочных ударников в преграды. «Современная баллистика и смежные вопросы механики». Материалы Всероссийской научной конференции. – Томск: Изд-во Томского гос. ун-та, 2009. – с. 215-216.
3. Хорев И.Е. Ударно-откольная асимметрия в проблеме высокоскоростного соударения твёрдых тел. Письма в ЖТФ, 2005, том 31, вып. 4, с. 71-75.
4. Хорев И.Е. Физическое и математическое моделирование разрушения материалов и конструкций по анализу предразрушения соударяющихся тел// Химическая физика, 2002, том 21, № 9, с. 17 - 21.
5. Ерохин Г.А., Канель Г.И., Толкачев В.Ф., Фортов В.Е., Хорев И.Е. Численный анализ противоударной стойкости преград и простейших конструкций. Доклады РАН. 2005 г., том 400, № 5, с. 630-635.
6. Хорев И. Е., Толкачев В. Ф., Ерохин Г. А. Физико- математический анализ противоударной стойкости преград и конструкций для защиты космической техники. Космические исследования, 2007, том 45, № 2, с. 183 - 188
7. Зелепугин С.А., Хорев И.Е. Влияние формы ударника на проникание в преграду и разрушение. Химическая физика, 2002, том 21, № 9, с. 29-34.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

Ващук Е. С., Будовских Е. А., Громов В. Е.
Сибирский государственный индустриальный университет, г.Новокузнецк, Россия
E-mail: budovskih_ea@physics.sibsiu.ru

THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A SURFACE LAYER OF STEEL 45 AFTER ELECTROEXPLOSIVE COPPERING AND BOROCOPPERING

Vaschuk E. S., Budovskikh E. A., Gromov V. E.
Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russia
E-mail: budovskih_ea@physics.sibsiu.ru

By methods of profilometry, light and scanning electronic microscopy, the X-ray analysis the relief, constitution, structure and phase structure of a zone electroexplosive borocoppering steel 45 have been studied. It has been found that treatment results in formation of the relief caused by condensation of particles of explosion products of a copper foil and powder a boron on a surface. The increase in weight of a powder boron with 20 up to 60 mg changes a class of cleanliness with 6 on 5. Microhardness of a surface is increased in comparison with a volume in 5,5 and 6,5 times, accordingly. Thus depth of hardening achieves 20 and 30 μm. Hardening occurs as a result of formation of gradient fine –dispersed structure including firm solutions and borides FeB, Fe_2B, $Fe_{23}(C, B)_6$, B_4C.

Методами профилометрии, световой и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерениями микротвердости изучены рельеф поверхности, строение, структура и фазовый состав зоны электровзрывного боромеднения стали 45 в отожженном состоянии. Установлено, что обработка приводит к формированию рельефа, обусловленного конденсацией на поверхности зоны легирования частиц продуктов взрыва медной фольги и порошка бора. Увеличение массы порошка бора с 20 до 60 мг изменяет класс чистоты с 6 на 5. Микротвердость поверхности после электровзрывного боромеднения увеличивается по сравнению с основой в 5,5 и 6,5 раз, соответственно. При этом глубина упрочнения достигает 20 и 30 мкм. Повышение микротвердости происходит вследствие формирования градиентной мелкодисперсной структуры, включающей твердые растворы и бориды FeB, Fe_2B, $Fe_{23}(C, B)_6$, B_4C.

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) – способ модификации структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев металлов и сплавов, суть которого заключается в электрическом взрыве проводника, формировании из продуктов взрыва многофазной плазменной струи, оплавлении ею поверхности и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой. Плазменная струя служит, как для нагрева поверхности, так и для ее легирования. Особенностями струи является ее многофазный состав, включающий конденсированные частицы продуктов взрыва фольги и порошка, а также неоднородное строение, обусловленное тем, что конденсированные частицы продуктов взрыва отстают от плазменного компонента и располагаются преимущественно в тылу струи. Обработка позволяет сконцентрировать за короткий промежуток времени (10^{-4} с) высокую плотность мощности (порядка 10^9 Вт/м^2) в тонких (порядка 10 мкм) поверхностных слоях материалов, что делает возможным оплавление и легирование поверхностных слоев за малое время воздействия (100 мкс) без выплеска расплава [1]. Целью настоящей работы является изучение особенностей поверхностных слоев зоны легирования стали 45 после электровзрывного боромеднения в различных режимах.

Образцы для исследования представляли собой цилиндры диаметром 20 мм, высотой 5 мм из отожженной стали 45. Рельеф поверхности стали после ЭВЛ изучали с помощью оптического интерферометра Zygo NewViewTM 7300 и сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50. Распределение микротвердости по глубине зоны легирования поверхности проводили с использованием микротвердомера ПМТ-3, рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре ARL X'TRA.

ЭВЛ проводили в режимах, которые обеспечивали поглощаемую плотность мощности q, равную 5,5; 6,5; 7,5 ГВт/м^2. Взрываемые медные фольги имели толщину 20 мкм и массу 100 мг. В области взрыва размещали порошок аморфного бора массой 20 мг и 60 мг. Это обеспечивало соотношение атомной концентрации бора и меди в струе равное 1,2:1 и 3,6:1, соответственно.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что самыми крупными элементами рельефа поверхности зоны легирования являются отдельно отстоящие друг от друга сравнительно гладкие области, образованные каплями, которые сталкивались с поверхностью уже после ее кристаллизации, деформировались (рис. 1). В таких условиях взаимодействия с поверхностью капли увеличивают свой диаметр до четырех раз [1]. Учитывая, что диаметр этих областей достигает 100 мкм, можно заключить, что размер капель в струе составлял величину порядка 10 мкм, что сопоставимо с толщиной взрываемой фольги. В некоторых местах поверхности капли перекрываются друг другом, образуя пористую структуру. На поверхности областей, образованных каплями, различаются отдельные частицы шарообразной формы. Видно, что они сплавлены с каплями и, по-видимому, представляют собой частицы меди, провзаимодействовавшие с бором, еще в процессе формирования струи. Их размеры составляют 5–10 мкм. На участках поверхности, свободных от неоднородного по толщине медного покрытия с частицами бора, различимы отдельные микротрещины. Их происхождение можно объяснить действием термических напряжений, возникающих в условиях градиентов температуры как по глубине зоны легирования, так и вдоль поверхности.

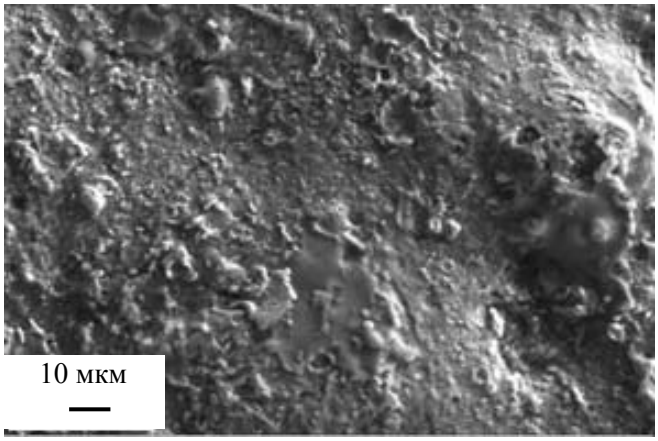


Рисунок 1 – Рельеф поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения. Сканирующая электронная микроскопия.

Оптическая интерферометрияповерхности стали после ЭВЛ показала наличие на ней развитого рельефа (рис. 2, 3), который образуется в результате осаждения конденсированных частиц тыла струи, а также при конвективном течении оплавленных слоев.

После боромеднения с массой порошка m = 20 мг среднее значение параметра шероховатости Ra составляет 2,3 мкм при q = 5,5 ГВт/м^2 и увеличивается до 2,6 и 2,8 мкм при q = 6,5; 7,5 ГВт/м^2, соответственно. При этом средние значения наибольшей высоты неровностей профиля R_{max} составляют 53,1; 65,6; 65,4 мкм. При увеличении массы порошка бора до 60 мг соответствующие значения Ra равны 6,4; 5,5; 4,2 мкм, а R_{max} – 52,7; 58; 45 мкм. Отсутствие явной зависимости параметров шероховатости от поглощаемой плотности мощности обу-

словлено случайным выбором участков для измерения и их небольшим размером по сравнению с обработанной поверхностью. Однако, при увеличении массы порошка бора в 3 раза, класс чистоты поверхности изменяется с 6 на 5 [2]. Это можно связать с тем, что происходит взаимодействие частиц бора и продуктов электровзрыва медной фольги и образование из них конгломератов, движущихся в тылу струи.

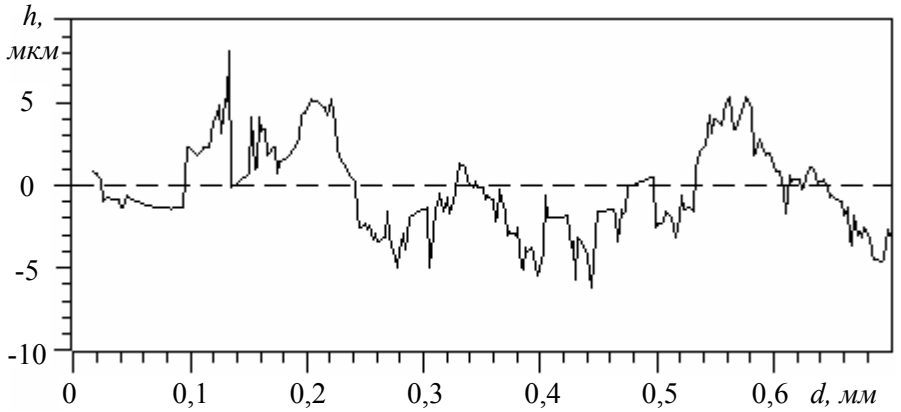


Рисунок 2 – Зависимость высоты неровностей h от базовой длины l. Профилограмма поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения при q = 5,5 ГВт/м^2

Оседая на поверхности зоны легирования, они деформируются, растекаясь по поверхности (рис. 3). При этом на их вершинах формируются тонкие выступы, по высоте сопоставимые с толщиной зоны легирования (до 30 мкм). Эти выступы могут быть легко удалены механической полировкой. Дополнительное выравнивание поверхности может эффективно достигаться другими электронно-пучковой обработкой [3]. Использование дополнительного электронно-пучкового оплавления может расширить практическое применение данного метода.

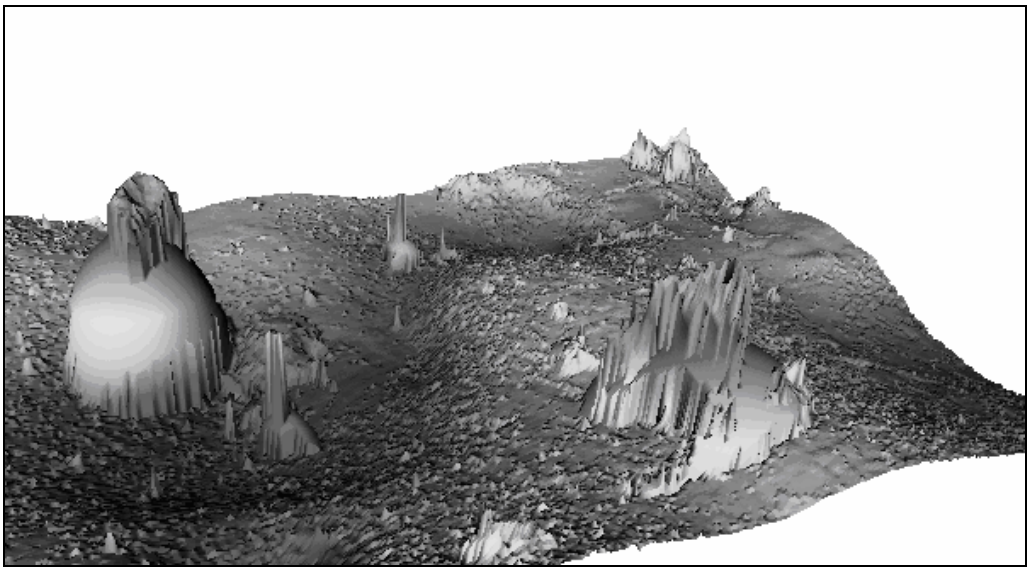


Рисунок 3 – Топограмма участка поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения: q = 5,5 ГВт/м^2; $m(B)$ = 60 мг

Рентгеноструктурный анализ показал, что в результате боромеднения образуются фазы $Fe_{23}(C, B)_6$, FeB, Fe_2B (рис. 4). Ранее при электровзрывном карбоборировании технически чистого железа [1] образования фазы $Fe_{23}(C, B)_6$ не наблюдалось. Известно, что при затвердевании из расплава выделение $Fe_{23}(C, B)_6$ в равновесных условиях не происходит [4]. При

ЭВЛ эта фаза образуется в условиях закалки расплавленного слоя. Полученные результаты свидетельствуют, что упрочнение происходит вследствие формирования мелкодисперсной структуры, включающей твердые растворы и бориды FeB, Fe_2B, $Fe_{23}(C, B)_6$, B_4C.

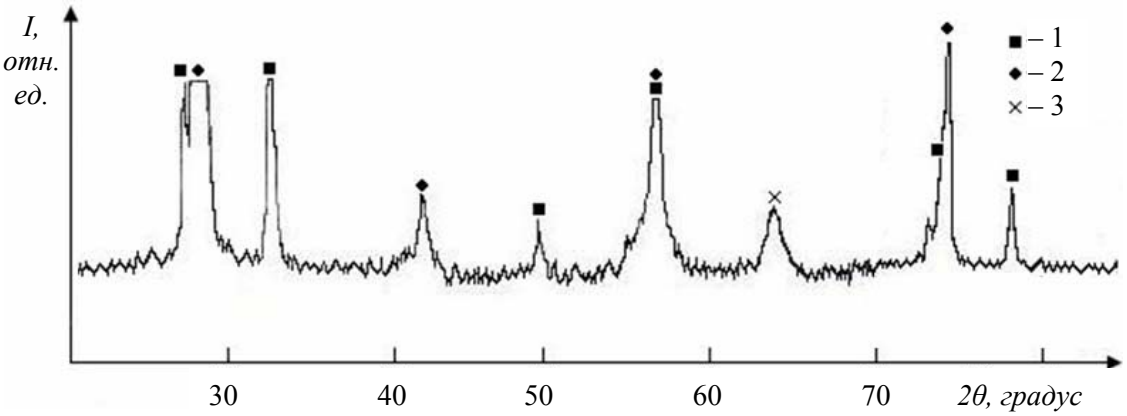


Рисунок 4 – Дифрактограмма поверхности стали 45 после электровзрывного боромеднения: 1 – Cu, 2 – α-Fe, 3 – твердый раствор Cu(Fe)

Световая микроскопия косого шлифа в режиме q = 6,5 ГВт/м^2 показала, что толщина зоны легирования составляет примерно 12–13 мкм. От основы она отделена зоной термического влияния толщиной 5–6 мкм, условную границу которой определяли по зернам осветленного перлита (рис. 5). По объему зоны легирования на разной глубине наблюдаются крупные включения, видимые на шлифе после химического травления как темные области. По-видимому, они образуются вследствие незавершенного перемешивания расплава на поверхности стали после внесения в него частиц меди и бора и последующей самозакалки.

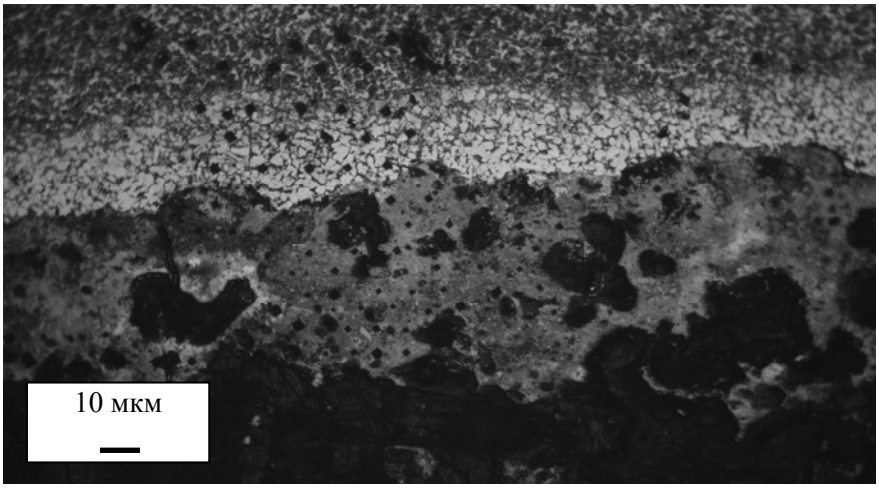


Рисунок 5 – Световая микроскопия зоны боромеднения стали 45 (косой шлиф): q = 6,5 ГВт/м^2; m = 60 мг

Микротвердость поверхности в случае электровзрывного боромеднения с массой порошка m = 20 мг монотонно падает с глубиной (рис. 6, *а*). Ее максимальные значения на поверхности при q, равных 5,5, 6,5 и 7,5 ГВт/м^2, достигают 950, 1250, 1100 HV, соответственно. Повышение микротвердости и на поверхности, и в объеме является следствием образования упрочняющих борсодержащих фаз. Глубина зоны легирования с ростом q увеличивается от 12 до 27 мкм. Это коррелирует с увеличением шероховатости поверхности. Увеличение мас-

сы порошка бора вызывает повышение микротвердости в тонком приповерхностном слое, толщина которого увеличивается с ростом q от 3 мкм при q = 5,5 ГВт/м^2 до 15 мкм при q = 7,5 ГВт/м^2 (рис. 6, *б*). При этом общая глубина упрочнения увеличивается от 15–20 мкм при q = 5,5 ГВт/м^2 до 25–30 мкм при q = 7,5 ГВт/м^2. Такой характер влияния интенсивности термосилового воздействия на распределение микротвердости по глубине можно связывать с увеличением глубины зоны легирования и интенсивности конвективного перемешивания расплава в процессе обработки.

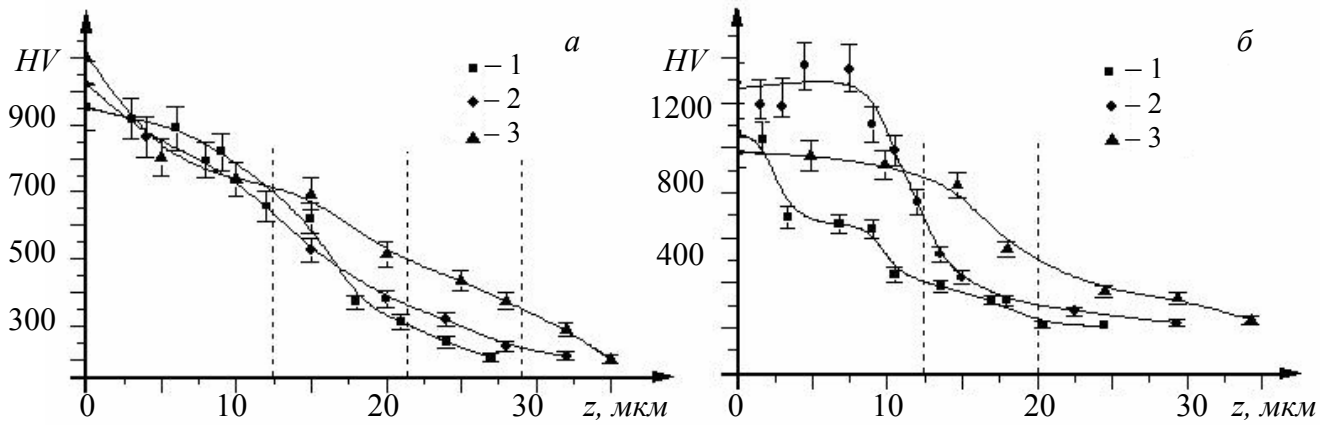


Рисунок 6 – Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного боромеднения при m = 20 мг (*а*) и m = 60 мг (*б*) при поглощаемой плотности мощности q, ГВт/м^2: 1 – 5,5; 2 – 6,5; 3 – 7,5 Пунктиром показана граница зоны легирования

Таким образом, установлено, что электровзрывное боромеднение приводит к упрочнению поверхности стали 45 в отожженном состоянии. Установлено, что обработка приводит к формированию рельефа, обусловленного конденсацией на поверхности зоны легирования частиц продуктов взрыва медной фольги и порошка бора. Увеличение массы порошка бора с 20 до 60 мг изменяет класс чистоты с 6 на 5. Микротвердость поверхности после электровзрывного боромеднения увеличивается по сравнению с основой в 5,5 и 6,5 раз, соответственно. При этом глубина упрочнения достигает 20 и 30 мкм. Повышение микротвердости происходит вследствие формирования градиентной мелкодисперсной структуры, включающей твердые растворы и бориды FeB, Fe_2B, $Fe_{23}(C, B)_6$, B_4C.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (проекты №№ 08-02-00024-а, 10-07-00172-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).

Список использованных источников

1. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. 301 с.
2. Структура и свойства перспективных металлических материалов. / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, А.А. Викарчук и др.: Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 345–382.
3. Гурьев А.М., Лыгденов В.Д., Махаров Д.М., Мосоров В.И. Химико-термическая обработка литой стали // Ползуновский вестник. 2005. № 5. Ч. 2. С. 113–115.

НАПРЯЖЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗОВАННОГО СОЕДИНЕНИЯ ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ РЕАКЦИЙ

Зголич М. В., Куринная Р. И., Старенченко В. А.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
E-mail: zgolich@sibmail.com

FORMED JUNCTIONS BREAKING STRESS FOR DIFFERENT DISLOCATION REACTION

Zgolich M. V., Kurinnaya R. I., Starenchenko V. A.
Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia
E-mail: zgolich@sibmail.com

Regularities of dislocation interactions are often the basis for the formulation of models and the theory of plasticity of crystalline materials. A special place is occupied by the interaction of reacting dislocations. Five of dislocation reaction realized at a given axis of deformation [100] in fcc materials were studies. In this paper, the behavior of dislocation junctions under an applied stress is presented.

Исследование и описание физической картины пластичности, включает рассмотрение, ее основных элементарных процессов. К числу таких процессов относятся контактные взаимодействия дислокаций некомпланарных систем скольжения.

В результате взаимодействия реагирующих дислокаций, при определенных условиях, образуется дислокационная конфигурация [1–4]. Примеры таких конфигураций представлены на рис. 1. Здесь *QE* и *FP* – это сегменты реагирующей скользящей дислокации после образования дислокационного соединения, *NE, FM* – сегменты реагирующей дислокации леса. Два тройных узла, *E* и *F*, соединены комбинированной дислокацией (дислокационным соединением) вдоль линии пересечения плоскостей скольжения (рис.1).

Дислокационное соединение *EF*, полученное в результате реакции, принадлежит к числу наиболее прочных препятствий атермического характера и, тем самым, вносит один из основных вкладов в сопротивление движению дислокаций. Для преодоления такого препятствия требуется дополнительное напряжение, которое дает некоторый парциальный вклад в напряжение течения [5–7].

В работе рассмотрено поведение дислокационного соединения под действием приложенного напряжениях для пяти дислокационных реакций, реализуемых при заданной оси деформации [100] в гцк материалах:

1б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AD},c=\overrightarrow{BD},c$

2б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AC},b=\overrightarrow{BC},d$

3б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AD},b=\overrightarrow{BD}$

4а: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{DC},a=\overrightarrow{BD}/AC$

4б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{CD},b=\overrightarrow{BC}/AD$

Условно реагирующие дислокации поделены на 10 частей [7–12]. При этом пересечения реагирующих дислокаций рассматривались в зависимости от отношения длин сегментов скользящей дислокации $\gamma_g = QO/QP$ (рис.1) и отношения длин сегментов дислокации леса $\gamma_f = NO/NM$ (O – точка пересечения реагирующих дислокаций). Для каждого фиксированного значения параметра $\gamma_g = QO/QP$ были, рассмотрены девять отношений $\gamma_f = NO/NM$ дислокации леса. На рис. 1 представлены схемы, полученных дислокационных конфигураций при фиксированном значение параметра пересечения скользящей дисло-

кации $\gamma_g = QO/QP = 0.2$ и различных значениях параметра пересечения дислокации леса $\gamma_f = NO/NM$ ($\gamma_f = 0.1 \div 0.9$). Приложенное напряжение τ действует на сегменты реагирующих дислокаций *QE*, *FP* и *NE, FM* (рис1).

Под действием внешнего напряжения узлы *E* и *F* будут менять свое положение. В том случае, когда узел *E* будет испытывать большее смещение, под действием внешнего напряжения *τ*, наступит момент, когда он догонит узел *F* и соединение разрушится. Однако возможна ситуация когда узел *F* теряет устойчивость движения, т.е. испытывает бесконечное смещение при конечном изменении *τ*, в то время как узел *E* по-прежнему устойчив и смещается лишь на конечное расстояние. В этом случае под действием внешнего напряжения имеет место возрастание длины соединения и образование длинного барьера. Так же, под действием приложенного напряжения, возможно один из сегментов достигнет критической конфигурации и заработает как источник Франка–Рида [13–15].

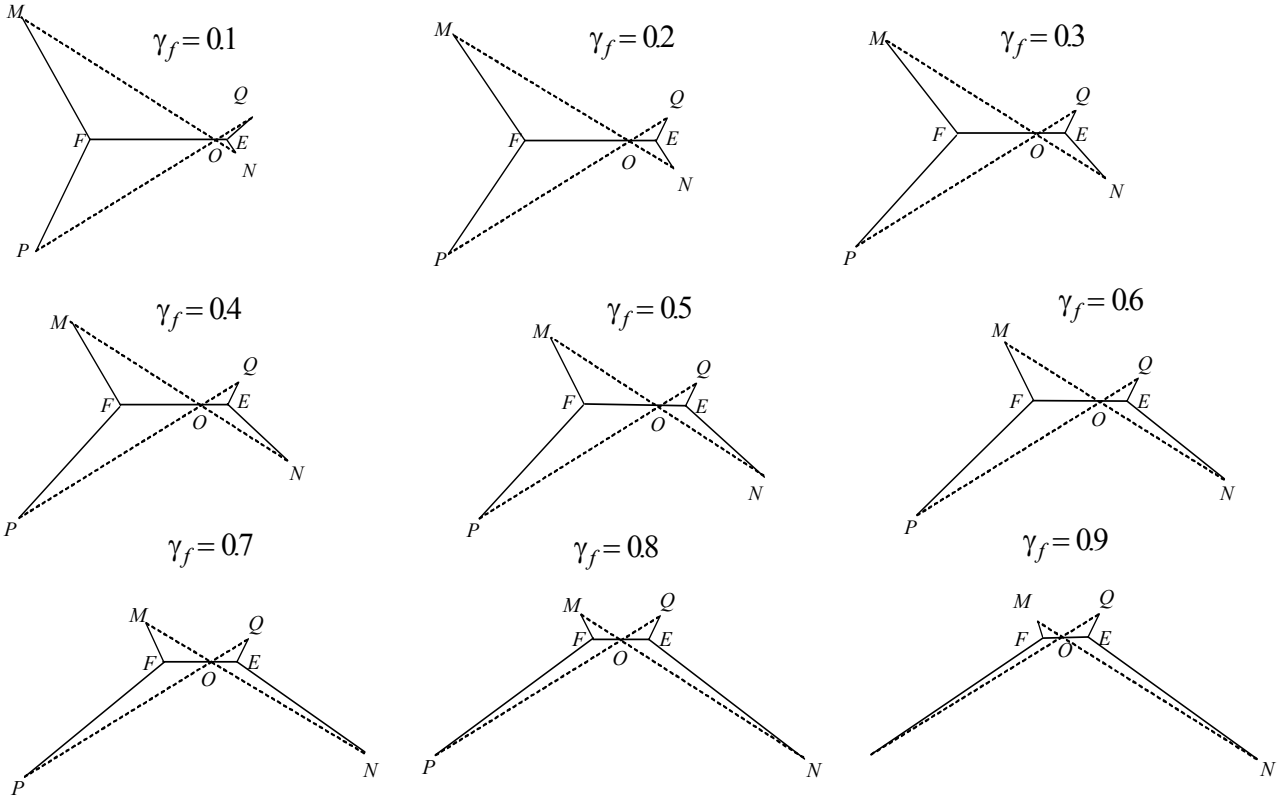


Рисунок 1 – Схемы дислокационных конфигураций, образованных при фиксированном параметре пересечения скользящей дислокации $\gamma_g = QO/QP = 0.2$, отношение сегментов дислокации леса $\gamma_f = NO/NM$ варьируется от 0.1 до 0.9.

Расчеты проводились для плотности дислокаций $\rho = 10^{13}\text{м}^{-2}$, $G = 5,46 \cdot 10^4$ МПа, модуль вектора Бюргерса – $b = 2,5 \cdot 10^{-10}$ м. Угол наклона реагирующей скользящей дислокации к линии пересечения взаимодействующих плоскостей α = 10°. Угол наклона реагирующей дислокации леса к линии пересечения взаимодействующих плоскостей φ = 10°. Дислокации считаем не гибкими.

На рис. 2 представлены зависимости напряжения разрушения $\tau_r(\gamma_f)$ от значения параметра пересечения дислокации леса $\gamma_f = NO/NM$. Полученные кривые соответствуют различным дислокационным реакциям, реализуемым при заданной оси деформации [100].

Кривая 1 соответствует реакции 1б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AD},c=\overrightarrow{BD},c$; кривая 2 – реакции 2б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AC},b=\overrightarrow{BC},d$; кривая 3 – реакции 3б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AD},b=\overrightarrow{BD}$; кривая 4 – реакции 4а: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{DC},a=\overrightarrow{BD}/AC$; кривая 5 – реакции 4б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{CD},b=\overrightarrow{BC}/AD$.

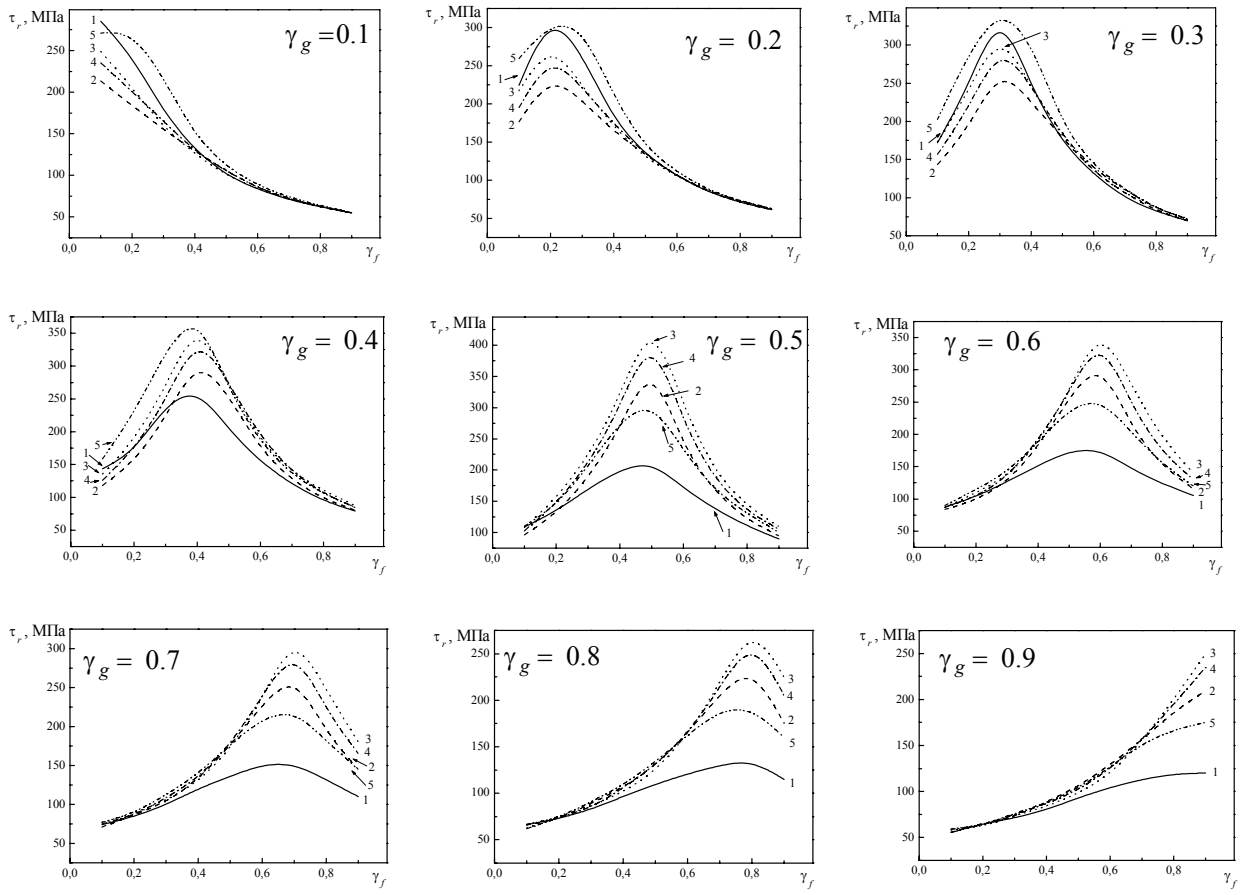


Рисунок 2 – Зависимость напряжения разрушения τ_r (γ_f) от геометрии пересечения реагирующих дислокаций леса (γ_f=*NO /NM*) для различных дислокационных реакций.

Кривая 1 соответствует реакции 1б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AD},c=\overrightarrow{BD},c$; кривая 2 – реакции 2б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AC},b=\overrightarrow{BC},d$; кривая 3 – реакции 3б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{AD},b=\overrightarrow{BD}$; кривая 4 – реакции 4а: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{DC},a=\overrightarrow{BD}/AC$; кривая 5 – реакции 4б: $\overrightarrow{BA},d+\overrightarrow{CD},b=\overrightarrow{BC}/AD$

Расчеты показали, что при заданных углах наклона реагирующих дислокаций ($\alpha=\varphi=10^{\circ}$) для оси деформации [100], наиболее вероятно разрушение соединений за счет того, что один из сегментов реагирующих дислокаций, под действием внешнего напряжения, достигнет критической конфигурации и заработает как источник Франка–Рида (60%). Другой механизм разрушения это потеря устойчивости тройного дислокационного узла *F* (рис.1), что может привести к образованию протяженного барьера.

В зависимости от дислокационной конфигурации, максимальное значение приложенного напряжения, необходимого для разрушения образованного соединения, соответствует различным дислокационным реакциям. Однако для всех реакций, при заданной оси деформации [100], характерно соответствие наиболее прочных (требующих наибольшего приложенного напряжения для разрушения) соединений симметричным, относительно линии пересечения плоскостей скольжения, дислокационным конфигурациям. То есть, наибольшего

внешнего напряжения для разрушения требуется для соединений, образованных при равных значениях параметров $\gamma_g = \gamma_f$ ($\gamma_g = QO/QP,\ \gamma_f = NO/NM$).

Список используемых источников

1. Carrington W., Hale K.F., Mclean D. // Proc. Roy. Soc. (a).- 1960.- V. 259.- P.203-227.
2. Baird G.D., Gale B. // Phil. Trans. Roy. Soc.(a).-1965.- V.257.- P.553-589.
3. Schoek J., Fridman R. // Phys. Stat. Sol. (b). - 1972. - V. 53. - P.661- 674.
4. Hirth J.R. On Dislocation Interaction in f.c.c. Lattice. J. Appl. Phys.. 1961.- V.32.- №4.- P.700-706.
5. Куринная Р.И., Ганзя Л.В., Попов Л.Е. // Изв. Вузов Физика.-1982.- №8- С.35-38.
6. Куринная Р.И., Старенченко В.А., Ковалевская Т.А., Попов Л. Е. // Металлофизика.-1989.- Т.11.- №1.- С.62 - 66.
7. Куринная Р.И., Зголич М.В., Попов Л.Е., Старенченко В.А // Изв. вузов. Физика.- 1997.- №5. - С.3-8.
8. Зголич М.В., Куринная Р.И., Старенченко В.А.// Тез. докл. II Всероссийской конф. молодых ученных ”Физическая мезомеханика материалов” .-Томск, 1999.-С.36-36.
9. Zgolich M.V., Kurinnaya R.I., Starenchenko V.A. //VI International Conference “Computer Aided Design of Advanced Materials and Technologies” .-Tomsk, 2001.- P.145 -146.
10. Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А.// Томск.: ТГАСУ, 2001.- Деп. в ВИНИТИ 14.12.01, № 2600-В2001.
11. Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А.// Изв. Вузов Физика.-2004.- №7.- С.19-25.
12. Старенченко В.А., Зголич М.В., Куринная Р.И.// Изв. Вузов Физика. -2009. - №3. - С.25–30.
13. Рид В.Т.// Дислокации в кристаллах. – Металлургиздат, 1957.- 280с.
14. Слободской М.И., Попов Л.Е.//Известия АН Сер. Физич.- 1998.-Т.62.-№7.-С.1339-1344.
15. Слободской М.И., Попов Л.Е.//Исследование явления скольжения в кристаллах методами имитационного моделирования.- Томск: Изд-во Том.гос.архит.-строит.ун-та, 2004.- 450с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОСТРОЕНИЯ И УСТОЙЧИВОСТИ УПОРЯДОЧЕННЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ЩГ МОНОКРИСТАЛЛАХ

Мацокин Д. В., Мацокин В. П., Пахомова И. Н.
Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, Харьков, Украина
E-mail: matsokin@univer.kharkov.ua

MODELLING OF ORDERED DISLOCATION STRUCTURES BILDING AND STABILITY AT HIGH TEMPERATURE IN ALKALI-HALIDE SINGLE CRYSTALS

Matsokin D. V., Matsokin V. P., Pakhomova I. N.
V.N. Karazin Kharkov National University, Kharkov, Ukraine.
E-mail: matsokin@univer.kharkov.ua

Within the framework of the elasticity theory various processes of dislocation ensembles evolution are considered and modeled. Interaction of various configuration dislocation ensembles is modelled: interaction of two parallel dislocation walls with a crossing wall which consist of dislocations of two systems of sliding; interaction of four parallel dislocation walls with normal crossing dislocation wall of another system of sliding. The construction of cell dislocation structures is modelled. The critical shear stress σ_{cr} required for destruction of dislocation boundaries containing asymmetric section of various configurations is calculated taking into account dislocation climb. The possible stable asymmetric section configurations of dislocation boundary are determined. The critical destruction stress of dislocation boundary for different configurations at high and low temperatures is calculated.

Существует большое количество экспериментов по релаксации ВН в различных материалах в процессе деформации, выполненных, в основном, при комнатной температуре и ниже, но четкой физической теории упрочнения и разупрочнения, справедливой от температуры жидкого гелия до предплавильных температур, к сожалению, не построено, в частности, из-за недостаточного количества экспериментальных фактов по релаксации внутренних напряжений при высоких температурах, когда активно протекают диффузионные процессы. Этот вопрос относится к фундаментальным проблемам современной физики прочности и пластичности материалов.

Одна из возможностей выяснения закономерностей накопления и релаксации ВН – это проведение экспериментов на «физически прозрачных» объектах. В качестве таких могут быть использованы щелочно-галоидные монокристаллы. Начиная с первых экспериментов по физике пластичности, было установлено, что основные фундаментальные закономерности пластической деформации, обнаруженные в ЩГК, оказываются справедливыми и для кристаллов с другим типом кристаллической решетки и другими типами связи между атомами или ионами. ЩГК являются удобным модельным объектом для изучения процессов упрочнения и разупрочнения еще и по той причине, что для них существуют надежные экспериментальные методы исследования дислокационной структуры.

Кроме того, ЩГК широко используются в науке и технике (сцинтилляционные детекторы ионизирующего излучения, оптические окна и др.). Так, например, одной из актуальных проблем является обработка материалов проходной оптики лазеров. Из-за достаточно низкого коэффициента поглощения в ИК области спектра перспективно изготовление крупногабаритных оптических элементов силовых оптических трактов на основе ЩГК, в частности KCl. Недостатком этих кристаллов является низкая механическая прочность, связанная с высокой анизотропией механических свойств, приводящей к легкому раскалыванию кристаллов по плоскостям спайности, появлению трещин и разрушению ЩГК при наличии термоупругих напряжений. Для увеличения лазерной стойкости оптических элементов из ЩГК и расширения возможностей их использования в оптических трактах мощных лазерных установок необходимо повысить механическую прочность кристаллов. Это можно сделать, изучив возможные процессы упрочнения и разупрочнения в ЩГК при высоких температурах, а также исследовав высокотемпературную анизотропию механических свойств данных кристаллов и дислокационные структуры, формирующиеся при различных видах напряженного состояния [1–2].

Одним из эффективных способов исследования формирования и эволюции дислокационной подсистемы кристаллов при различных условиях является метод компьютерного моделирования. Динамику дислокационных процессов невозможно отследить известными экспериментальными методами (метод избирательного травления, рентгенотопографический, метод декорирования, электронная микроскопия). С помощью электронного микроскопа можно непосредственно в динамике наблюдать процессы, происходящие в дислокационной подсистеме только в тонких пленках при низких или комнатных температурах. Закономерности, полученные для тонких пленок, не всегда можно использовать для массивных образцов. Кроме того, в реальных условиях на систему одновременно действует много факторов и выяснить главную причину, определяющую закономерности протекания процесса релаксации ВН, не представляется возможным. Поэтому существует необходимость развивать методы компьютерного моделирования, которые могут давать достоверную информацию о пространственном распределении и взаимодействии дислокаций в процессе эволюции дислокационной субструктуры при различных условиях, в частности, при высоких температурах.

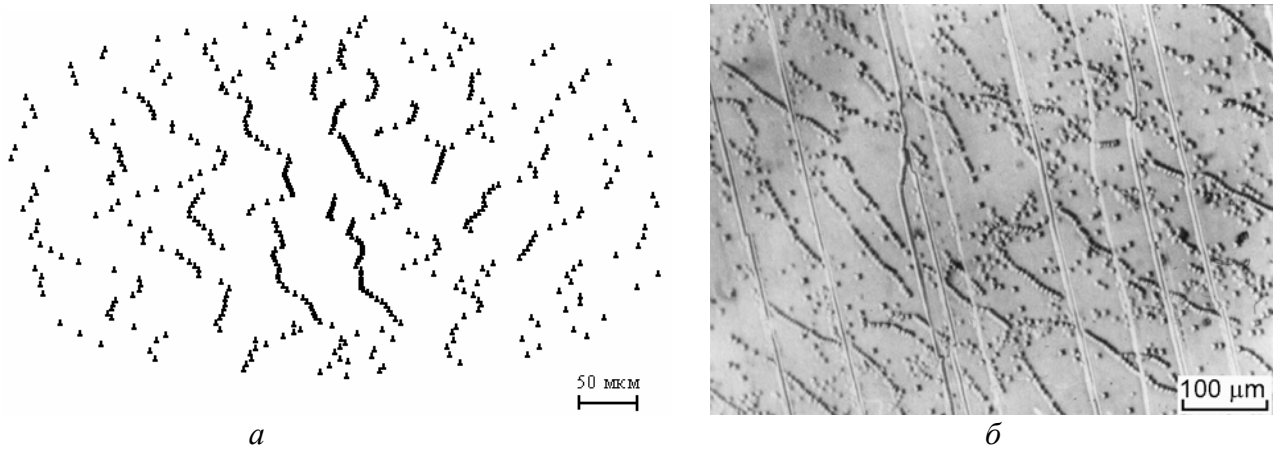
Для моделирования эволюции дислокационной структуры при высоких температурах и построения упорядоченных структур, приводящих к уменьшению внутренних напряжений, была выбрана следующая модель. В кристалле существует тот или иной ансамбль краевых дислокаций, который в процессе высокотемпературного отжига под действием внутренних

напряжений преобразуется в конфигурации с меньшей внутренней энергией. В виду того, что для параллельных винтовых дислокаций не существует положений равновесия, они в рассмотрении не присутствуют.

Каждая дислокация создает вокруг себя поле упругих напряжений. Это поле действует на остальные дислокации ансамбля. Если существует внешнее напряжение, то по принципу суперпозиции оно добавляется к внутренним напряжениям, наличие которых обусловлено имеющимися в кристалле дислокациями. Таким образом, задавая в начальный момент времени распределение дислокаций, мы знаем напряжение, действующее на каждую дислокацию ансамбля.

Исходя из устоявшейся терминологии, можно сказать, что наша модель соответствует "приближению вязкого движения". В этом приближении пренебрегают инерционными свойствами дислокаций и считают, что скорость движения элемента дислокационной линии в каждый данный момент определяется только суммарной силой, действующей на этот элемент дислокации. Такая модель может быть использована, когда радиус кривизны дислокационной линии существенно превышает среднее расстояние между дислокациями. Тогда дислокации можно считать в основном прямолинейными, а полный дислокационный ансамбль при исследовании его эволюции можно разбить на подансамбли, каждый их которых также является системой параллельных дислокационных линий. Если сдвиговые напряжения в плоскости скольжения больше некоторого напряжения σ_P – барьера Пайерлса, то считаем, что скорость скольжения $\upsilon \sim \sigma^n$, если $\sigma \le \sigma_P$ то $\upsilon \sim \sigma$. Скорость переползания дислокаций прямо пропорциональна напряжению в первой степени [3]. Считаем, что между временем t и $t + \Delta t$ дислокации движутся равномерно со скоростями, которые определяются напряжениями, действующими в момент времени t. Соответственно, через время Δt получаем новое распределение дислокаций. Параметр Δt выбирается так, чтобы за этот промежуток времени смещения дислокаций были не очень большими, а именно: величина максимального смещения $x_{\max}$ не превышала 0.1 минимального расстояния между дислокациями.

Для апробации модели и определения ее адекватности реальной дислокационной структуре и происходящей в монокристаллах эволюции дислокационных ансамблей вначале была рассмотрена динамика всех стадий наиболее полно изученного экспериментально процесса полигонизации (рис.1).



а *б*

Рисунок 1 – Фрагменты полигональных стенок в монокристалле NaCl, а – модель $t \approx 1{,}5$ ч; б – эксперимент, отжиг 1.5 ч при температуре 730°С.

В частности, было показано, что после начальной стадии образования из линий скольжения очагов дислокационных стенок происходит формирование малоугловых симметричных дислокационных границ, обрывающихся в кристалле с обеих сторон. Такие дислокационные конфигурации можно представить как дислокационные модели клиновых дис-

клинационных диполей [4], обладающих дальнодействующими полями напряжений и поэтому взаимодействующих между собой. В результате взаимодействия клиновые дисклинационные диполи сливаются, увеличивая свою мощность $\vec{\omega}$ (рис. 2 *а-б*). Совокупность диполей со временем превращается в отдельные клиновые дисклинации (полубесконечные дислокационные границы). Окончательная стадия процесса взаимодействия клиновых дисклинаций с одинаковыми векторами Франка - это формирование дислокационных границ длиной порядка размера монокристаллической пластинки (рис. 2 *в*). Экспериментально зарегистрировать промежуточную стадию взаимодействия дисклинационных диполей, практически не представляется возможным (рис. 2 *б*), а компьютерное моделирование дает возможность в кинетике отследить слияние двух дисклинационных диполей.

Время построения конечного распределения дислокационных стенок различной конфигурации, полученное моделированием, по порядку величины совпадает со временем эксперимента на ЩГК. При увеличении расстояния между дислокациями, а следовательно, уменьшения их взаимодействия, процесс эволюции может быть значительно затянут во времени.

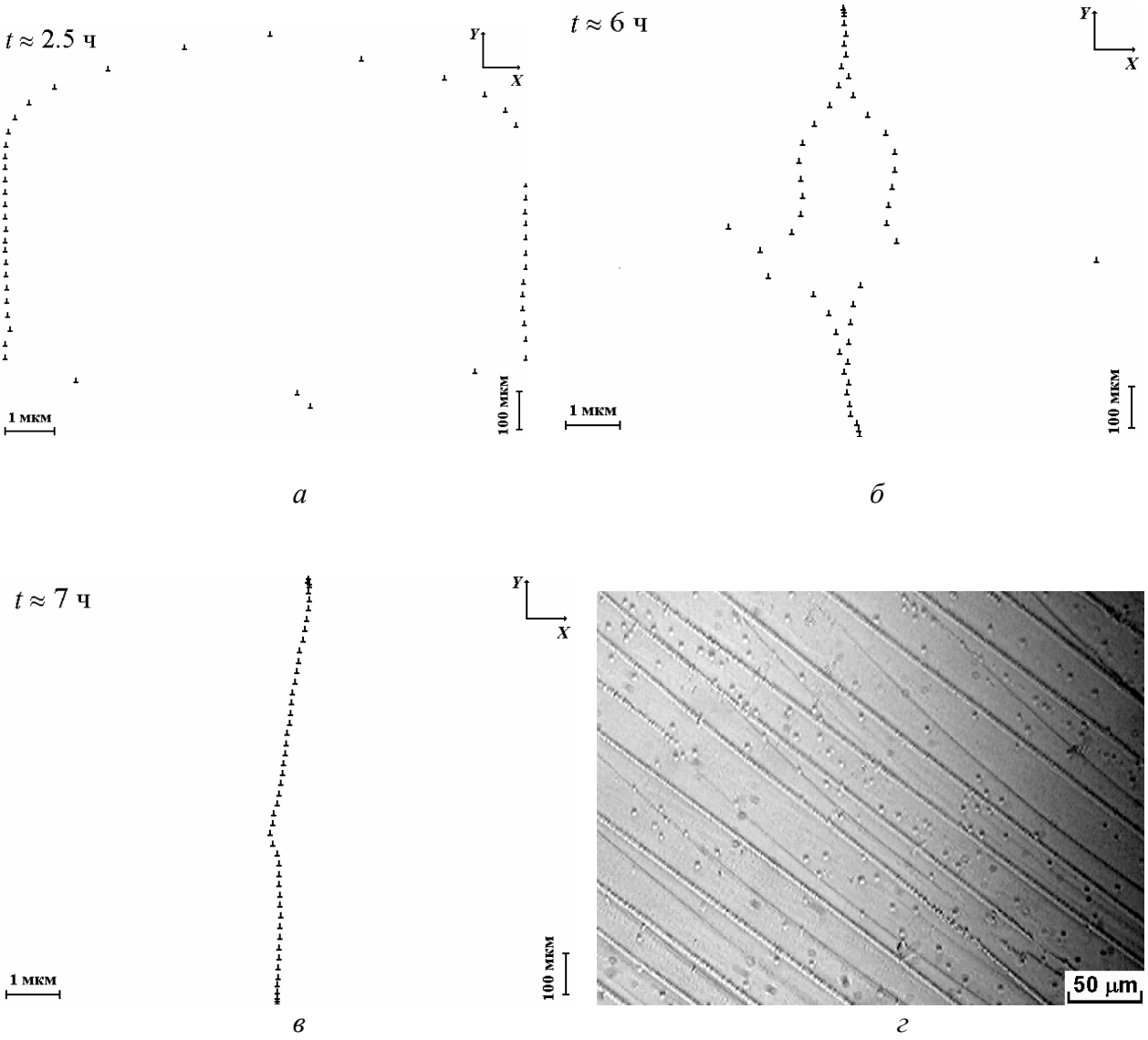
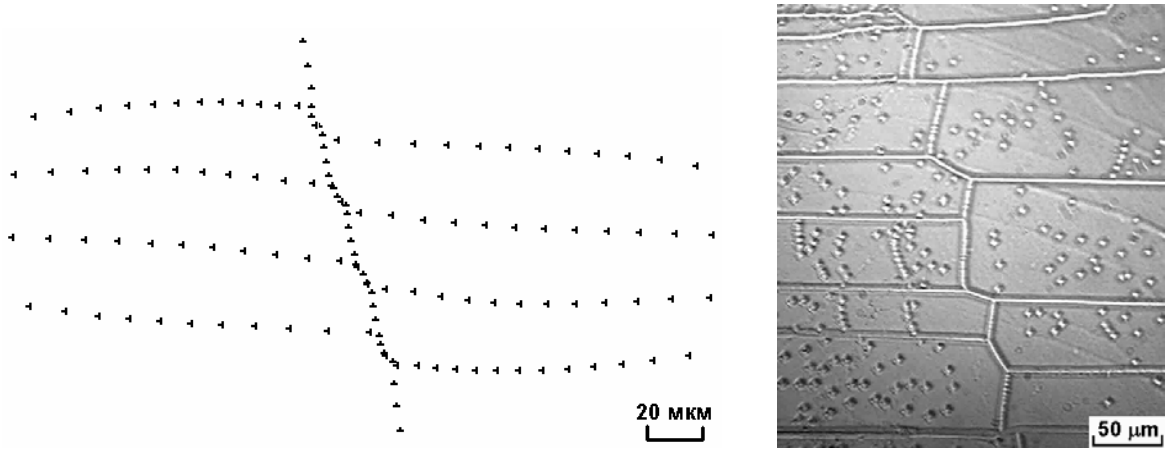


Рисунок 2 – Взаимодействие клиновых дисклинационных диполей с одинаковыми векторами Франка в монокристалле NaCl, *а–в* – моделирование, *г* – эксперимент, отжиг t = 2 ч при T = 600ºС

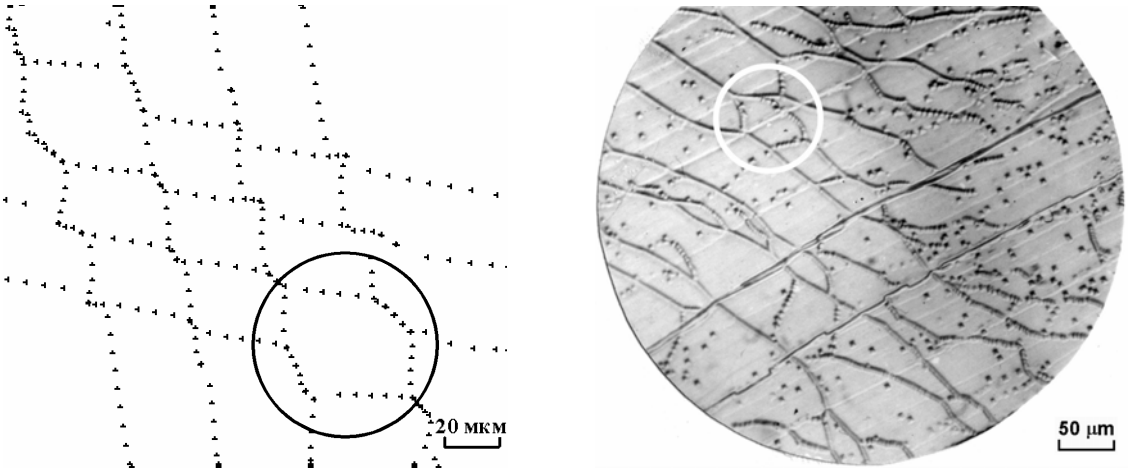
Были промоделированы взаимодействия: двух параллельных границ из одинаковых дислокаций с пересекающей их под некоторым углом границей, состоящей из чередующихся дислокаций двух систем скольжения; четырёх параллельных стенок дислокаций одного знака с пересекающей их под углом 90° одной стенкой дислокаций другой системы скольжения (рис. 3); чередующихся отрезков дислокационных стенок, содержащих дислокации с антипараллельными векторами Бюргерса, с пересекающей их симметричной границей. Удалось промоделировать построение ячеистой структуры (рис. 4). Показано, что, зная ориентацию векторов Бюргерса в наклонной границе и сопоставляя направления ее искривления с картинами компьютерного моделирования, можно установить ориентацию векторов Бюргерса дислокаций в границах, пересекающих данную.



а *б*

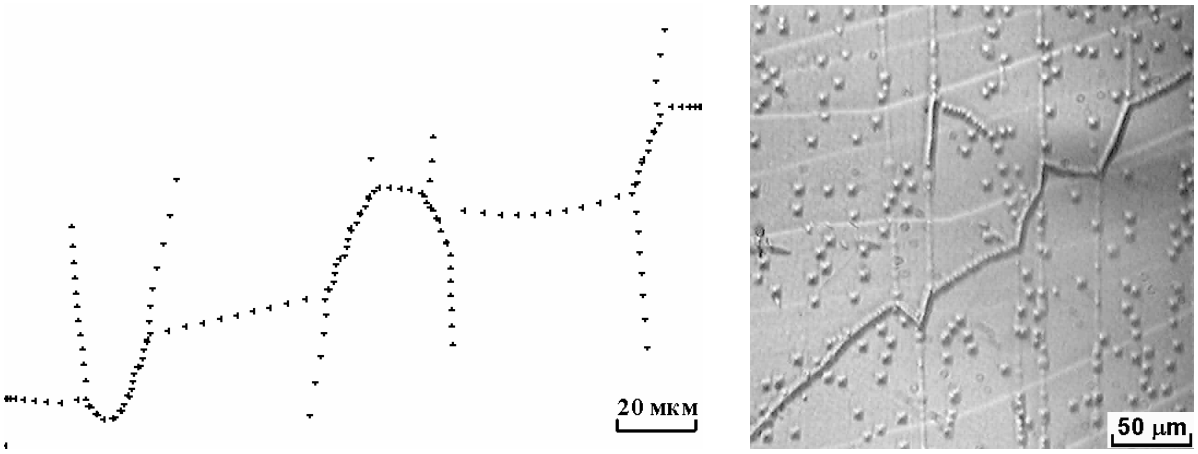
Рисунок 3 – Результат пересечения малоугловых дислокационных границ в монокристалле NaCl; а – моделирование $t \approx 10$ мин., б – эксперимент, отжиг $t = 20$ мин. при $T = 600$ °С.

Методом компьютерного моделирования и ранее экспериментально было показано [5], что при всех пересечениях границ в местах их стыков образуются различной конфигурации асимметричные участки наклонных границ (рис. 5).



а *б*

Рисунок 4 – Построение ячеистой дислокационной структуры в монокристалле NaCl: *а* – моделирование, *б* – эксперимент, отжиг в течение $t = 1$ ч. при $T = 500$ °С.



а *б*

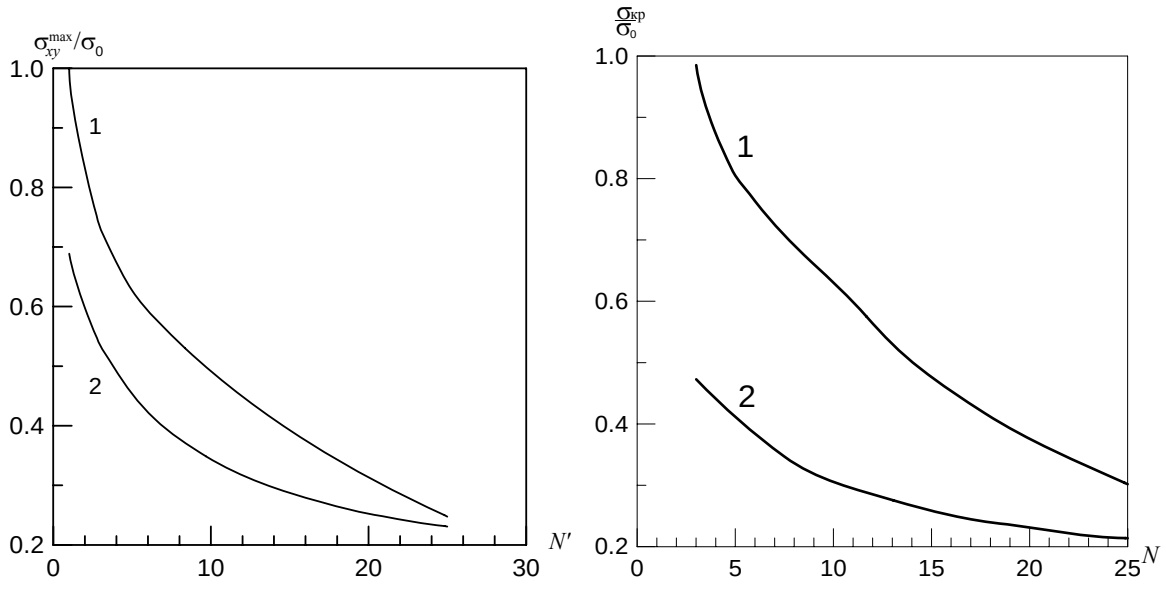
Рисунок 5 – Взаимодействие дислокационных границ в монокристалле NaCl с образованием асимметричных участков различных конфигураций в местах стыков: *а* – моделирование; *б* – эксперимент, отжиг при 650°С в течение 2 часов.

Были рассмотрены основные параметры, которые отображают начальные условия распределения дислокаций в симметричном и асимметричном участках и определяют критическое напряжение, необходимое для начала разрушения симметричных σ_0 и границ с асимметричными участками $\sigma_{кр}$: число откреплённых от стопоров дислокаций N; число дислокаций в асимметричном участке с векторами Бюргерса, перпендикулярными векторам Бюргерса дислокаций в симметричном участке; расстояние между симметричными участками малоугловой границы.

Расчеты показали, что, во-первых, при одинаковых конфигурациях асимметричных участков $\sigma_{кр}$ тем больше, чем больше расстояние между симметричными участками; во-вторых, при одинаковом количестве дислокаций с перпендикулярными векторами Бюргерса в асимметричном участке $\sigma_{кр}$ не зависит от конфигураций асимметричных участков и, в-третьих, с увеличением числа дислокаций с перпендикулярными векторами Бюргерса в асимметричном участке значение $\sigma_{кр}$ уменьшается.

Произведенные расчеты показали, что, как и в случае симметричной наклонной границы, при увеличении числа дислокаций, откреплённых от стопоров (и при низких, и при высоких температурах), $\sigma_{кр}$ уменьшается при любых первоначальных конфигурациях асимметричного участка малоугловой границы. При высоких температурах симметричная дислокационная граница и дислокационная стенка с асимметричным участком разрушаются при меньшем уровне напряжений, чем при низких температурах (рис. 6). Это можно объяснить тем, что при высоких температурах дислокации могут переползанием выходить из своих плоскостей скольжения и, следуя минимуму потенциального рельефа, удаляться от стенки скольжением.

Определив возможные устойчивые конфигурации асимметричных участков дислокационных границ и вычислив $\sigma_{кр}$, были выяснены последовательность и очаги разрушения асимметричной дислокационной стенки, то есть определены те дислокации, которым энергетически выгодно первыми покинуть дислокационную границу (с учетом и без учета переползания дислокаций).



а *б*

Рисунок 6 – Зависимость $\sigma_{кр}$ от числа откреплённых от стопоров дислокаций *N*. 1 – низкие температуры, 2 – высокие температуры. *а* – для симметричной границы, *б* – для симметричной границы с асимметричным участком

С помощью компьютерного моделирования выяснено, что сам асимметрический участок не является очагом (центром) разрушения дислокационной стенки, он лишь ослабляет силы взаимодействия дислокаций симметричных участков. Следовательно, в реальных кристаллах при приложении к дислокационным структурам внешних сдвиговых напряжений (при достаточно высоких температурах) очагами разрушения малоугловой границы будут области симметричных наклонных границ, примыкающие к асимметричным участкам.

Список использованных источников

1. D.V. Matsokin, I.N. Pakhomova, V.P. Matsokin / Peculiarities of high-temperature plastic straining anizotropy in with NaCl type single crystals in creep condition // Functional materials.-2005.-12, N 4.-С. 652 – 657.
2. В.П. Мацокин, М.В. Милый, И.Н. Пахомова, Д.В. Мацокин / Анизотропия неустановившейся высокотемпературной ползучести монокристаллов при изгибе // Порошковая металлургия.– 2010.–№ 3/4.–С. 45-54.
3. . Хирт Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте [под ред. Э.М. Надгорного, Ю.А. Осипьяна].– М.: Атомиздат.–1972.–599 с.
4. Владимиров В.И. Дисклинации в кристаллах / В.И. Владимиров, А.Е. Романов.– Л.: Наука.– 1986.–224 с.
5. Д.В. Мацокин, И.Н. Пахомова, В.П. Мацокин / Асимметричный участок дислокационной границы как очаг ее разрушения // Вісник ХНУ. Серія «Фізика».-2003.-№ 600, вип.7.-С. 89 – 94.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ В МАСЛЯНОМ СЛОЕ ШАТУННЫХ ПОДШИПНИКОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ КРИВОШИПНО-ШАТУННОГО МЕХАНИЗМА ПРИ СГОРАНИИ ТОПЛИВА

Марьина Н. Л.
Балаковский институт техники, технологии и управления (филиал) ГОУ ВПО СГТУ, г. Балаково, Россия
E-mail: rdan64@mail.ru

MATHEMATICAL MODEL OF HYDRODYNAMIC FLUCTUATIONS IN OIL LAYER OF BEARINGS IN THE CONDITIONS OF DYNAMIC LOADING AT FUEL COMBUSTION

Marina N. L.
Balakovsky institute of technics, technology and managements, Of Balakovo, Russia
E-mail: rdan64@mail.ru

As a result of the decision of the dynamic equation of movement of a plate in an oil layer it is established, that own fluctuations of system develop in the period from the end of compression of a charge prior to the beginning of sharp increase of pressure in the cylinder in an oil layer connecting roc the bearing with the subsequent transition in compelled in process of an intensification of increase of pressure of combustion only. The nature of hydrodynamic fluctuations in an oil layer connecting roc the bearing is put in pawn in mechanical fluctuations of the enclosed weight.

При определенном сочетании динамики нагружения кривошипно-шатунного механизма (КШМ) как дополнительной добавки к силам давления газов на режиме перегрузки дизеля происходит или нарушение сплошности масляного слоя (его разрыв), или кратковременное увеличение контактных напряжений между шейкой коленчатого вала и вкладышами подшипника через толщину масляного слоя, создавая в последнем упругие гидродинамические колебания. При этом в поверхности трения подшипников интенсифицируются локальные мгновенные силы трения, повышается их склонность к задиру, прижогу и провороту. Полностью указанные причины нарушения Работоспособности подшипника изучены недостаточно в технической литературе, не раскрыта взаимосвязь между динамикой нагружения КШМ и гидродинамикой масляного слоя в шатунном подшипнике. Но то, что такая взаимосвязь существует, доказано отечественными, и зарубежными исследователями [1,2]. Следует учесть, что наряду с форсированием дизелей по параметрам термодинамического цикла в мировом дизелестроении существует тенденция применения шатунной шейки коленчатого вала и подшипников с относительно малым соотношением *l/d* .Уменьшение соотношения *l/d* способствует резкому торцовому истечению масла из подшипника, что в сочетании с динамикой нагружения может значительно снизить минимальную толщину масляного слоя h_{min} являющуюся основной характеристикой гидродинамики и несущей способности масляного слоя подшипника.

Расчеты h_{min} в шатунном подшипнике высокофорсированного дизеля 6ЧН 21/21, подтвердили, что при p_{max}=13,5 МПа h_{min} =15 мкм. При средней статистической деформации шатунной шейки коленчатого вала, равной $5 \cdot 10^{-5}$ м, с учетом динамики нагружения (коэффициент динамичности $К_Д$=1,2) добавка динамической деформации шатунной шейки составляет 10^{-5} м, что соизмеримо с толщиной масляного слоя в шатунном подшипнике. К тому же в условиях динамических нагрузок в слое смазочного материала возникают гидродинамические давления, достаточные для возникновения заметных деформаций кривошипной головки, подшипника и шатунной шейки вала без нарушения сплошности масляного слоя [1]. Та-

ким образом, требуются новые подходы к оценке гидродинамики масляного слоя в шатунном подшипнике в условиях динамического нагружения высокофорсированных дизелей.

Рассмотрим математическую модель поведения масляного слоя в шатунных подшипниках в названных условиях, приняв следующие допущения:

- из-за чрезвычайной сложности решения классического уравнения Рейнольдса для трехмерного слоя смазочного материала, определяющего общее движение жидкости, принимаем упрощенную плоскую модель движения в его слое: считаем подшипник бесконечно длинным в направлении z-z (рис.1);

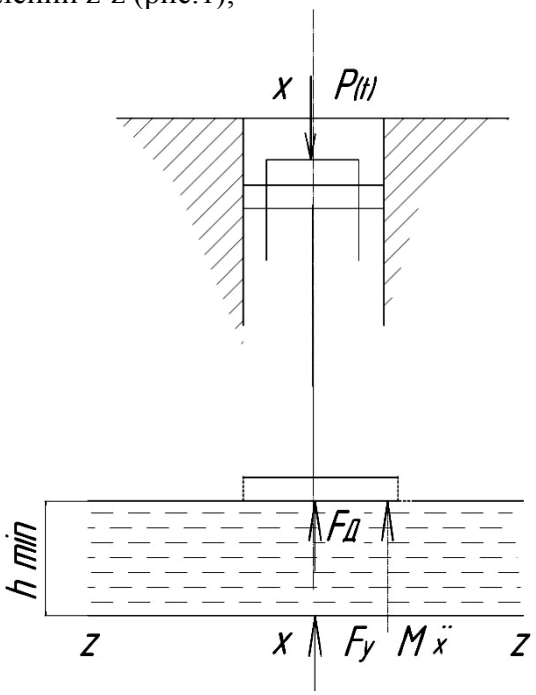


Рисунок 1 – Плоская модель динамического нагружения шатунного подшипника при сгорании топлива

- ввиду малости толщины масляного слоя по сравнению с его протяженностью границы слоя (поверхность шейки коленчатого вала и подшипника) развертываем в параллельные плоскости, заменяя поверхность подшипника поверхностью пластины, а поверхность шейки коленчатого вала – плоским основанием, пренебрегая кривизной поверхностей шейки вала и подшипника (необходимость развертки кривых поверхностей шейки вала и подшипника в параллельные плоскости оправдана [3]);
- пластина и смазочный слой рассматриваются как единая система: смазочный материал полностью заполняет область между поверхностью пластины и плоским основанием, отмечается ламинарное течение;
- система поршень–шатун–вкладыш как и плоское основание считаются абсолютно жесткими, в случае, когда один или все элементы системы являются упругими, при h_{min}, стремящейся к нулю, в указанной системе возникают сложные упруго-гидродинамические явления, учет которых требует введения в расчет параметров жесткости и демпфирующей способности упругих элементов, что требует более строгого подхода к динамике нагружения КШМ и в данной работе не рассматривается;
- продолжительность динамического нагружения существенно мала по сравнению с периодом рабочего цикла, поэтому смазочный материал не успевает вытиснится из-под сближающихся поверхностей, из-за чего скорость истечения его не оказывает существенного влияния h_{min};
- сопротивление демпфирования масляного слоя подшипника за короткое время изменения динамики нагружения пластины имеет линейный характер;

• возмущающая сила $F_{(t)}$ на участке от точки 0 до точки *z* индикаторной диаграммы, задаваемая линейной функцией времени или угла поворота коленчатого вала, изменяется по закону изменения ординат равнобедренного треугольника (рис.2).

Тогда, если обозначить силу внешнего динамического воздействия через $P_{(t)}$, то реакцию масляного слоя на внешнее воздействие можно представить в виде суммы упругой F_y и диссипативной $F_Д$ составляющих, а уравнение второго закона Ньютона можно записать

$$M \cdot \ddot{x} + F_y + F_Д = P_{(t)} \tag{1}$$

В уравнении (1) величина $_{F_y}$ определяется только координатой *x*, а величина $F_Д$ может зависеть от координаты массы М и её скорости $\dot{x}$. Возмущающая сила $P_{(t)}$ является функцией времени *t*. Таким образом, уравнение (1) можно представить в виде

$$\frac{d^2x}{dt^2} + \frac{6}{M}\dot{x} + \frac{a}{m}x = \frac{P_{(t)}}{M} = F_{(t)}, \tag{2}$$

где $\frac{d^2x}{dt^2}$ – ускорение приложенной массы системы,

$\frac{6}{M} = 2\xi$ – сопротивление демпфирования масляного слоя,

$\frac{a}{m} = k^2$ – упругое демпфирование масляного слоя.

Уравнение (2) приводим к виду

$$\frac{d^2x}{dt^2} + 2\xi\dot{x} + K^2x = F_{(t)} \tag{3}$$

Выражение (3) представляет собой динамическое уравнение движения пластины в масляном слое – линейное неоднородное дифференциальное уравнение второго порядка с постоянными коэффициентами. Общее решение уравнения (3) можно представить в виде

$$x = x_1 + x_2 \tag{4}$$

где x_1 – общее решение однородного уравнения без правой части,

x_2 – частное решение данного уравнения.

Применяя для решения однородного уравнения x_1, способ замены переменной, а для частного решения x_2 – метод вариации произвольных постоянных, получим

$$x = e^{-\xi t}[C_1 \sin\omega t + C_2 \cos\omega t] + \frac{e^{-\xi t}}{\omega}\int e^{\xi t} \sin\omega(t-\tau)F_{(\tau)}d\tau \tag{5}$$

Первая часть этого уравнения (выражение в прямых скобках) представляет собой уравнение собственных колебаний пластины в сжатом слое смазочного материала и оказывает существенное влияние на общее колебание только при малом времени резкого нарастания давления газов в цилиндре t, т.е. в первое время движения КШМ от конца подачи топлива в цилиндр в такте сжатия до начала интенсивного сгорания (в момент неуправляемого периода сгорания топлива, впрыснутого за период задержки самовоспламенения). Математически это объясняется тем, что множитель $e^{-\xi t}$ с увеличением *t* быстро стремится к нулю. Таким образом, первая часть уравнения (5) имеет значение только во время установления процесса сгорания. В дальнейшем величина *x* определяется оставшейся второй частью уравнения (5),

которая выражает закон установившегося вынужденного колебания пластины в масляном слое.

Рассмотрим собственные затухающие колебания и проанализируем динамическое движение пластины в масляном слое в момент изменения возмущающей силы $F_{(t)}$ от $p_{c.c.}$ до $\frac{p_{\max}}{p_{c.c.}}$ – давление в конце сжатия через начальные элементы движения: начальное отклонение x_0 и начальную скорость $\dot{x}_0$. Выражение скорости из первой части уравнения (5) имеет вид

$$\dot{x} = -\xi e^{\xi t}(C_1 \sin \omega t + C_2 \cos \omega t) + e^{-\xi t}(C_1 \cos \omega t + C_2 \sin \omega t) \tag{6}$$

При граничных условиях $t = 0$, $x = x_0$, $\dot{x} = \dot{x}_0$ имеем $C_2 = x$, $C_1 = \frac{\dot{x}_0 + \xi x_0}{\omega}$. Введя значения C_1 и C_2 в уравнение (6), получаем изменение перемещения колеблющейся пластины в масляном слое при затухании в заданных граничных условиях

$$x = e^{-\xi t}[x_0(\cos \omega t + \frac{\xi}{\omega} \sin \omega t) + \frac{x_0}{\omega} \sin \omega t] \tag{7}$$

При $\xi = 0$, $\omega = \omega_1$ уравнение (6) характеризует свободные колебания пластины в масляном слое при изменении нагрузки $F_{(\tau)}$ от $p_{c.c.}$ до $p_{\max}$. При $t = T = \frac{2\pi}{\omega}$ перемещение $x = x_0 e^{-\xi t}$. Для движения пластины в масляном слое при ударном нагружении (или толчке) характерны нулевые условия: $x_0 = 0$, $\dot{x} = y_0$ (v_0 – скорость, характеризующая процесс ударного нагружения пластины в начальный момент её движения в конце сжатия). Тогда

$$x = V_0 e^{-\xi t} \frac{\sin \omega_1 t}{\omega_1} \tag{8}$$

Принимая $h_{\min} = x$, получаем

$$h_{\min} = V_0 e^{-\xi t} \frac{\sin \omega_1 t}{\omega_1} \tag{9}$$

При $h_{\min} < x$ имеет место граничное трение (схватывание и, как следствие, задир и проворот подшипника), этот случай в настоящей работе не анализируется.

Из формулы (9) коэффициент демпфирования масляного слоя выражается зависимостью

$$\xi = \frac{-\ln\left(\frac{h_{\min}\ \omega_1}{V_0 \sin \omega_1 t}\right)}{t} \tag{10}$$

Отличительными особенностями формул (9) и (10) для расчета $h_{\min}$ и ξ являются:

- учет демпфирования масляного слоя в шатунном подшипнике через величину ξ в режиме жидкостной смазки и частоту свободных колебаний приложенной массы;
- учет возмущающей силы, задаваемой линейной функцией времени или угла поворота коленчатого вала.

В формулах (9) и (10) скорость V_0 определяется уравнением

$$V_0 = \frac{P_{c.c.}}{\rho \cdot c_0}$$

где ρ – плотность материала пластины, c_0 – скорость распространения волны в пластине.

Коэффициент демпфирования в масляном слое можно оценить ориентировочно по общепринятой Формуле $\xi = f_{mp.} \cdot \omega_1$, где $f_{mp.}$ – среднее значение коэффициента трения в масляном слое шатунного подшипника в момент пуска дизеля после прокачки системы смазки маслом от автономного маслопрокачного агрегата (режим жидкостной смазки). Определение $f_{mp.}$ на работающем дизеле представляет известные трудности, поэтому изучение его на специальных установках носит опытный характер. При этом экспериментальные значения $f_{mp.}$, опубликованные в литературе, отличаются известной разноречивостью. Так, например, по опытам работы [4] при n = 16–33 $с^{-1}$ - величина $f_{mp.}$ колеблется в пределах от 0,03до 0,05, а по данным работы [5] для масляного слоя шатунного подшипника $f_{mp.}$ = 0,09. Коэффициент трения от момента пуска до нормальных условий работы пары коленчатый вал - подшипник согласно работе [6] принимает следующие значения:

– в момент пуска в условиях, трения без смазочного материала $f_{mp.}$ = 0,2–0,25;

– при установившемся режиме жидкостной, смазки $f_{mp.}$ = 0,001–0,01.

Границы возможного изменения $f_{mp.}$, при которых удовлетворительные значения h_{min}, не выходят за пределы точности измерений, находятся в интервале 0,015–0,027. В качестве примера вычисления h_{min} по приведенной методике и $K_Д$ по методу, используем данные по высокофорсированному дизелю 6ЧН 21/21: n = 25 $с^{-1}$, ω=6089 $с^{-1}$, $P_{c.c.}$ = 6,5 МПа, t = 0,00146, $V_0 = 15 \cdot 10^{-2}$ м/с . Результаты расчетов представлены графически на рис.2.

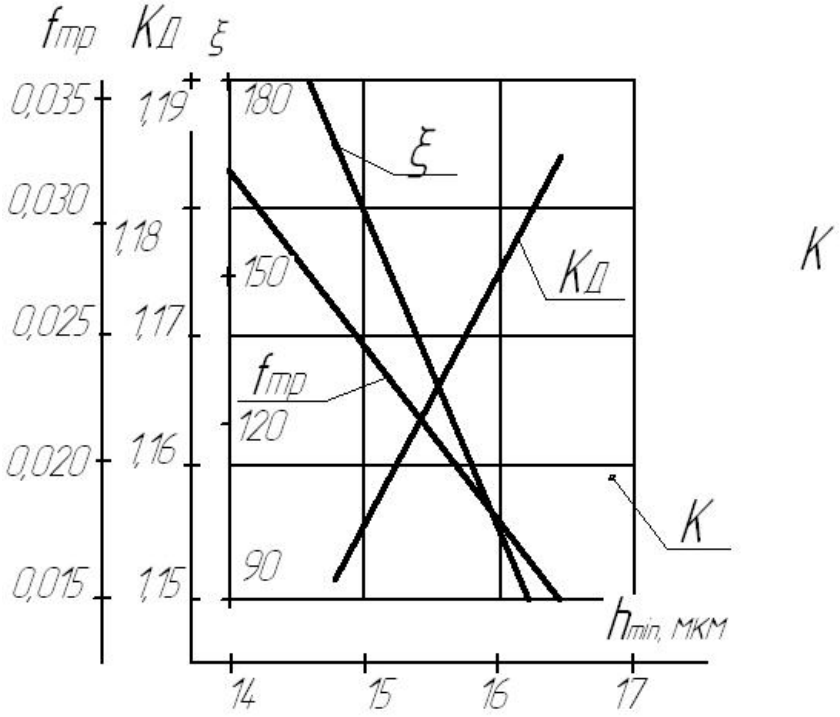


Рисунок 2 – Зависимость $f_{mp.}$, $K_Д$, ξ от $h_{\min}$

На основании изложенного можно сделать следующие выводы:

1. В результате решения динамического уравнения движения пластины в масляном слое установлено, что в период от конца сжатия заряда до начала резкого нарастания давления в цилиндре в масляном слое шатунного подшипника развиваются только собственные колебания системы с последующим переходом в вынужденные по мере интенсификации нарастания давления сгорания. Природа гидродинамических колебаний в масляном слое шатунного подшипника заложена в механических колебаниях приложенной массы.

2. В динамической постановке аналитическим методом решена задача определения минимальной толщины масляного слоя в зависимости от его демпфирующей способности, скорости ударного приложения динамической нагрузки и времени ее воздействия на систему. Проведенные расчеты по формуле (9) для быстроходного дизеля 6ЧН 21/21 показывает, что на участке от конца сжатия до начала резкого повышения давления при сгорании топлива величина h_{min} в шатунном подшипнике дизеля 6ЧН 21/21 составляет 15-16,3 мкм, что согласуется и подтверждается расчетными данными, полученными при решении уравнения Рейнольдса по методике [1].

3. С уменьшением h_{min} с 16,3 до 15 мкм коэффициент динамичности $K_д$ снижается с 1,178 до 1,155 за счет увеличения демпфирующей способности масляного слоя в шатунном подшипнике с 91,5 до 164,7 с $^{-1}$ и рассеивания (диссипации) в нем механической энергии.

Список использованных источников

1. Боуден Ф. П. Трение и смазка/ Тэйбор Д.// М.:Машгиз, I960.-С-:102-104.
2. Каратышкин С.Г. К теории масляного слоя в динамически нагруженном подшипнике// - В кн.: Трение и износ в машинах. М.: Изд-во Академии наук, 1958.-С.163-180.
3. Иванова Н.Г. Влияние сил инерции смазки на характеристики подшипников скольжения// Развитие гидродинамической теории смазки подшипников быстроходных машин. - М.: Из-во АН СССР, 1962.- С 174-206.
4. Двигатели внутреннего сгорания. Конструкция и расчет на прочность поршневых и комбинированных двигателей.- М.: Машиностроение, 1984.-238 с.
5. Мишин И.А. Долговечность двигателей.- Л.: Машиностроение.-1976.-69 с.
6. Марьина Н.Л. Динамика нагружения масляного слоя высоконагруженной детали из композиционного материала после поверхностного пластического деформирования/ Косырев С.П.. Кудашева И.О.// Мат. межгос. науч.-техн. Сем. Выпуск 21 (проблемы экономичности эксплуатации ДВС). Саратов, 2008. С. 88-92.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Копцева Н. В., Ефимова Ю. Ю., Никитенко О. А.
ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия
E-mail: koptsev2002@mail.ru

RESEARCH OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE CARBON CONSTRUCTIONAL STEEL IN THE COURSE OF NANOSTRUCTURING BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

Koptseva N. V., Efimova Y. Y., Nikitenko O. A.
Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov, Magnitogorsk, Russia
E-mail: koptsev2002@mail.ru

The features of formation of the microstructure and mechanical properties of carbon constructional steel 20 and 45 with thin lamellar pearlite in the initial structure, nanostructured by method of equal channel angular pressing are investigated. Dependence of strength and plastic characteristics of steel on the overall degree of deformation in nanostructuring are received. The effect of the overall degree of deformation during equal channel angular pressing on the fracture of nanostructured steels with notched specimens tested in impact bending is revealed.

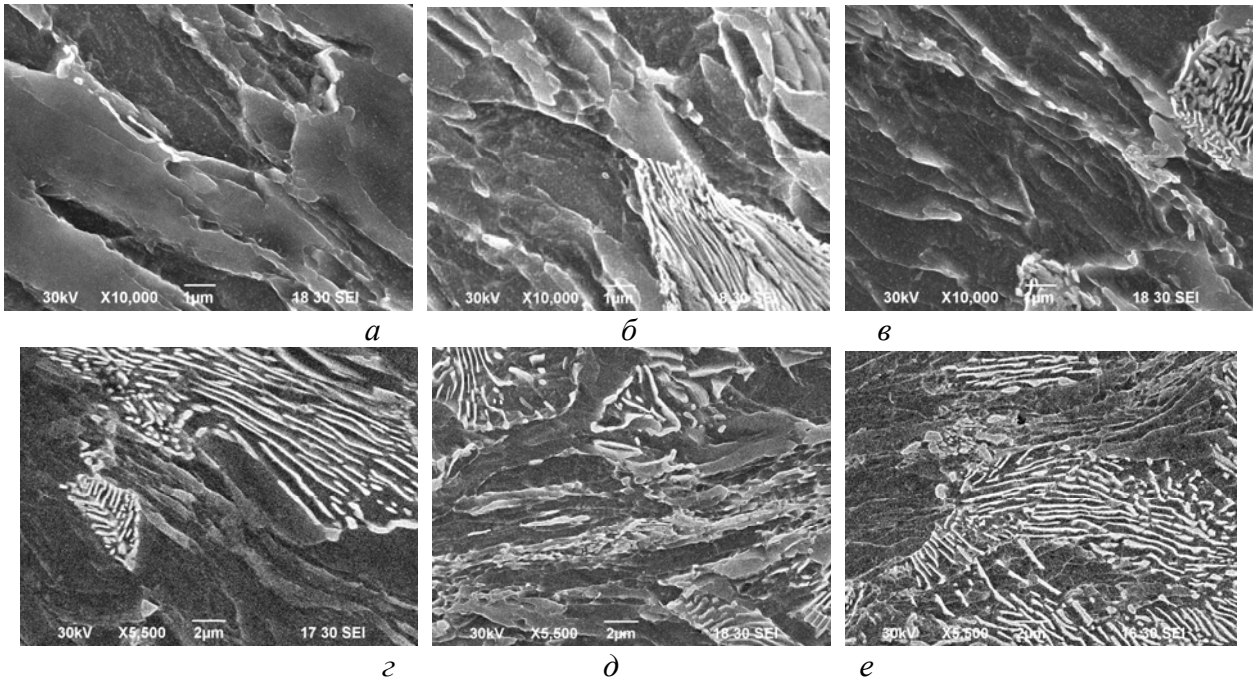
В исследованиях последних лет было продемонстрировано, что материалам, наноструктурированным методами ИПД, могут быть присущи очень высокие прочностные свойства [1-4 и др.]. При этом полученные материалы часто проявляют и высокую пластичность. Реализация этих возможностей имеет непосредственное значение для практики разработки новых технологий получения изделий из углеродистых конструкционных сталей, обладающих высоким комплексом механических свойств.

В данной работе рассмотрены структурные особенности и приведены результаты исследования механических свойств углеродистых конструкционных сталей 20 и 45, наноструктурированных методом равноканального углового прессования (РКУП). Процесс РКУП реализовывался в условиях Научно-исследовательского института физики перспективных материалов ГОУ ВПО «Уфимский государственный авиационный технический университет» на образцах с тонкопластинчатым строением феррито-карбидной смеси и исходной феррито-перлитной структуре. Заготовка диаметром 20 мм и длиной 120 мм при температуре 400 ^{o}C продавливалась через специальную оснастку в виде двух пересекающихся под углом 120^{o} каналов с одинаковыми сечениями. Количество проходов составило от 1 до 8 с поворотом образца вокруг продольной оси на 90^{o} после каждого прохода, что обеспечивало формирование ультрамелкозернистой структуры [1, 5, 6].

Микроанализ проводился с помощью металлографического микроскопа Meiji Techno с использованием системы компьютерного анализа изображений Thixomet Pro. Растровый электронно-микроскопический (РЭМ) анализ осуществлялся с помощью микроскопа JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 30 кВ в режимах вторичных и упруго отраженных электронов. Количественный микроанализ полученных РЭМ-изображений проводился с использованием программы Thixomet PRO с применением статистической обработки данных. Твердость измерялась методом вдавливания алмазной пирамиды в соответствии с ГОСТ 9475-60 на твердомере Buehler Micromet. Для определения механических свойств (предела текучести $\sigma_т$, временного сопротивления $\sigma_в$, относительного удлинения δ и сужения ψ) проведены испытания на растяжение стандартных цилиндрических образцов в соответствии с

ГОСТ 1497-2000. Были также выполнены испытания образцов с U-образным надрезом на ударный изгиб при комнатной температуре и при температуре -60 °С по ГОСТ 9454-78 (СТ СЭВ 472-77, СТ СЭВ 473-77).

В процессе РКУП в микроструктуре происходит формирование деформационных полос, состоящих из вытянутых зерен феррита, которые ориентированы перпендикулярно оси образца. Объемная доля таких полос в процессе РКУП при первом проходе составляет от 32 до 50 %, а при последующих – увеличивается до 61–85 %. Начиная с первого прохода, внутри деформационных полос формируются высокоугловые границы, о чем свидетельствуют обнаруженные в структуре фрагменты в виде зерен равноосной формы (рис. 1). Доля фрагментированного феррита составляет 5–7 %. При увеличении числа проходов наблюдается развитие процессов фрагментации феррита, и объемная доля фрагментированного феррита возрастает до 52–68 %. Размеры фрагментов феррита в процессе РКУП уменьшаются от 0,75 до 0,5 мкм.



а *б* *в*

г *д* *е*

Рисунок 1 – Изменение микроструктуры сталей 20 (*а-в*) и 45 (*г-е*) в процессе РКУП:
а, г – 1 проход; *б, д* – 2 прохода; *в, е* – 4 прохода

В процессе РКУП изменяется и межпластинчатое расстояние в перлите (рис. 2): при увеличении числа проходов в стали 20 оно уменьшается от 0,27 до 0,18 мкм, а в стали 45 – от 0,58 до 0,24 мкм. Толщина цементитных пластин в стали 20 меняется от 0,10 до 0,08 мкм, а толщина ферритных промежутков – от 0,17 до0,07 мкм. В стали 45 толщина цементитных пластин меняется от 0,17 до 0,09 мкм, толщина ферритных промежутков – от 0,38 до 0,17 мкм. Полученные данные свидетельствуют, что в процессе РКУП в перлите происходит уменьшение толщины ферритных пластин примерно на 60 % и уменьшение толщины цементитных пластин примерно на 40 %, т.е. в наибольшей степени деформируются ферритные промежутки. При этом дисперсионный анализ результатов свидетельствует, что в процессе РКУП распределение толщины и цементитных, и ферритных пластин становится более однородным.

Изменение микротвердости стали 20 и 45 в процессе РКУП иллюстрирует рис. 3. РКУП стали 20 обеспечивает постепенное увеличение твердости по сравнению с исходным состоянием примерно на 55 %, что достигается при 8 проходах РКУП. В стали 45 основной прирост твердости наблюдается после 1 прохода (26 %), а после 8 проходов он составляет

около 46 %. Основной прирост твердости наблюдается после 1 прохода, что связано с интенсивным диспергированием ферритной составляющей уже при первом проходе. При этом увеличение количества проходов РКУП стали 45 не дает значительного увеличения твердости по сравнению с первым проходом. Это свидетельствует о значительном снижении темпа ее деформационного упрочнения при РКУП, что объясняется уменьшением относительного количества ферритной составляющей, в которой могут происходить пластические сдвиги, накопление деформаций и фрагментация.

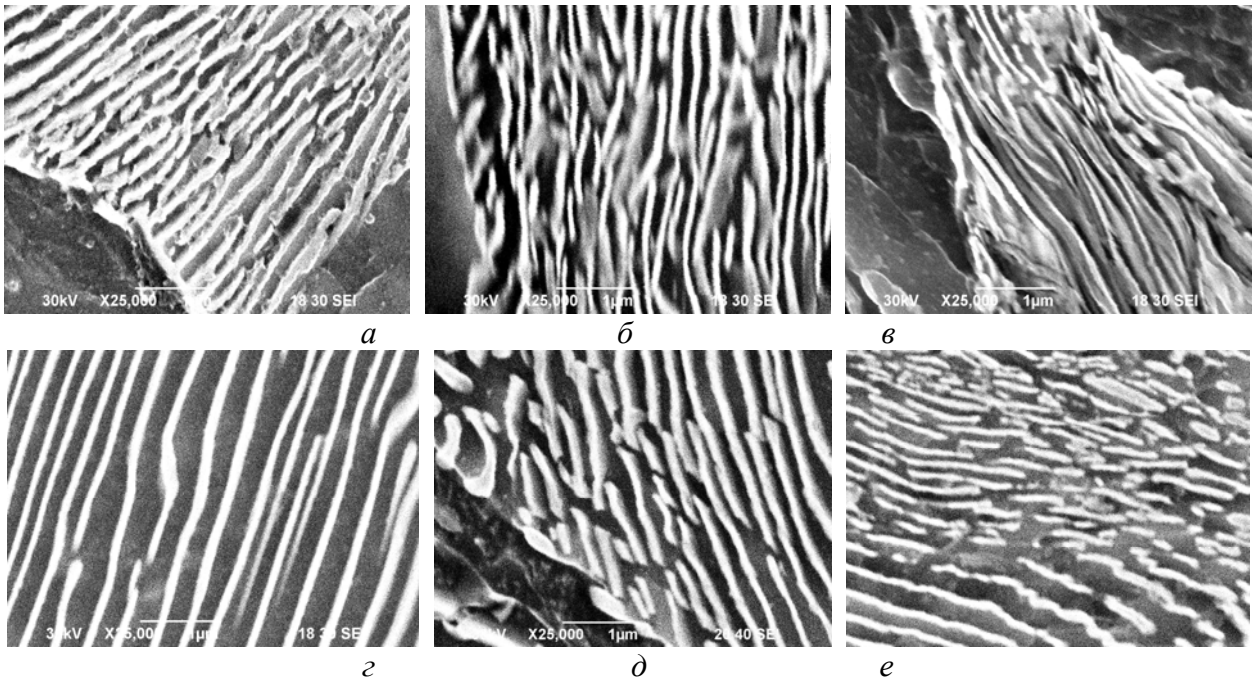


Рисунок 2 – Изменение межпластинчатого расстояния в перлите сталей 20 (*а-в*) и 45 (*г-е*) в процессе РКУП: *а, г* – 2 прохода; *б, д* – 4 прохода; *в, е* – 8 проходов

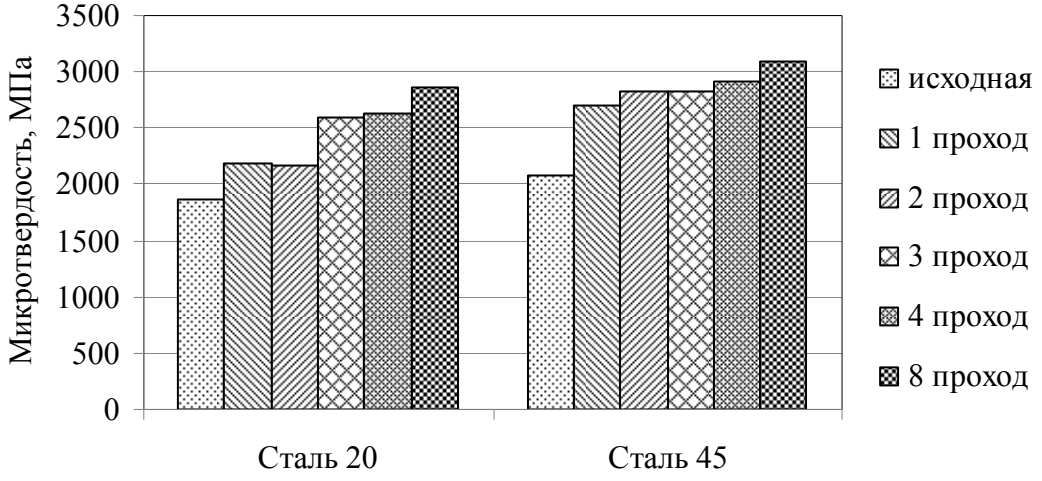
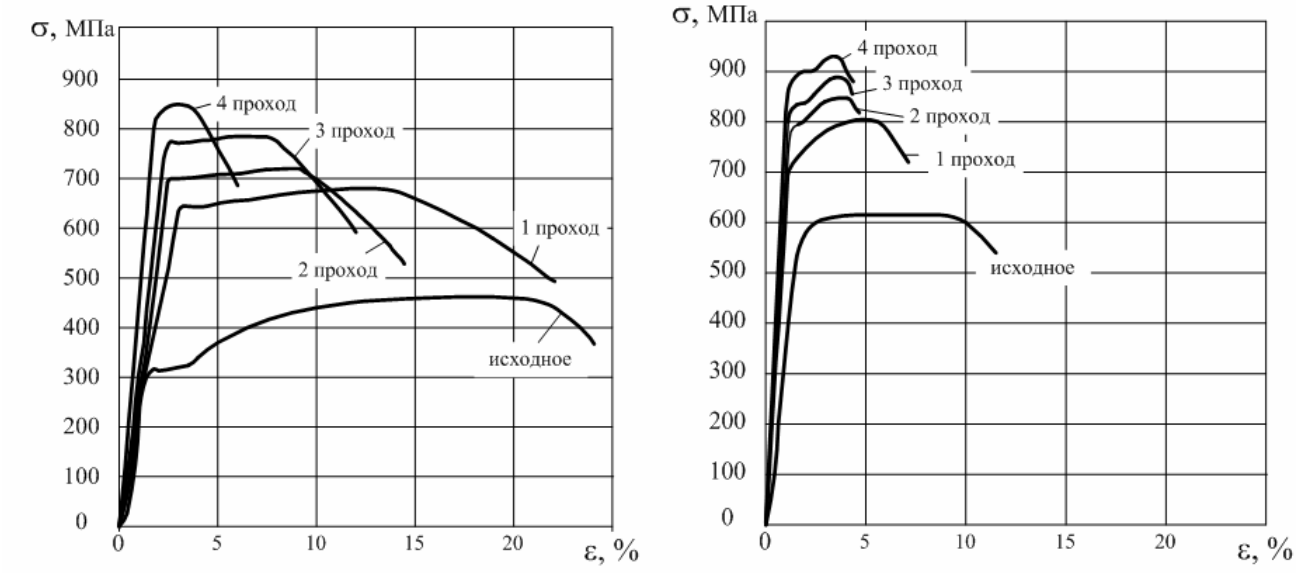


Рисунок 3 – Изменение микротвердости стали 20 и 45 при РКУП

Вид диаграмм растяжения в координатах «напряжение σ – деформация ε» представлен на рис. 4, а изменение прочностных и пластических характеристик в процессе РКУП показано на рис. 5.

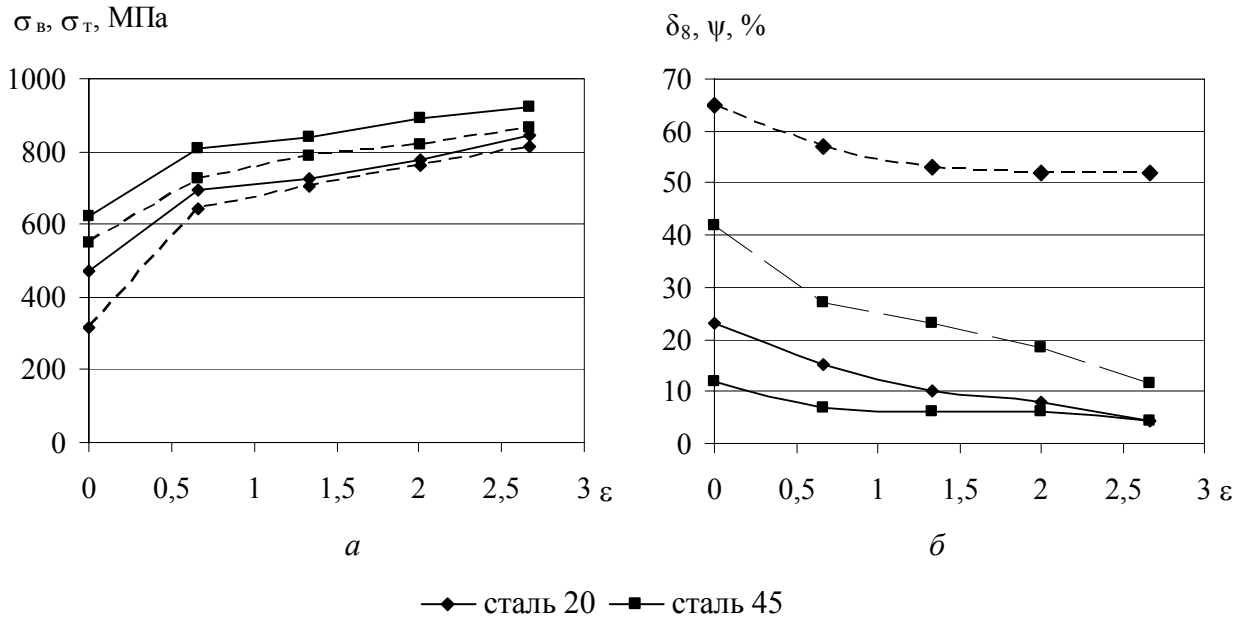
Анализ диаграмм растяжения и результатов определения прочностных и пластических характеристик показывает, что с увеличением числа проходов доля упругой деформации повышается. Увеличиваются временное сопротивление и предел текучести, а

относительное равномерное удлинение, относительное удлинение после разрыва, относительное сужение в поперечном сечении шейки уменьшаются. При этом предел прочности стали 20 после 4 проходов РКУП на 197 МПа больше предела прочности стали 45 в исходном состоянии – 815 МПа и 618 МПа, соответственно (рис. 5, *а*). Предел прочности стали марки 20 после 4 прохода РКУП практически равен пределу прочности стали марки 45 после 2 проходов РКУП – 843 МПа и 841 МПа, соответственно (рис. 5, *а*).



а *б*

Рисунок 4 – Типичные диаграммы растяжения стали 20 (*а*) и стали 45 (*б*) в исходном состоянии и после 1, 2, 3, 4 проходов при РКУП



а *б*

Рисунок 5 – Изменение предела текучести (пунктирная линия), предела прочности (сплошная линия), относительного удлинения (сплошная линия) и относительного сужения (пунктирная линия) стали 20 и 45 в зависимости от общей степени деформации ε при РКУП

Способность к деформационному упрочнению в процессе РКУП у стали 20 больше, чем у стали 45, что подтверждается приростом пределов текучести и прочности относитель-

но исходного состояния. Так для 4 прохода относительный прирост пределов текучести и прочности для стали 20 составляет 2,58 и 1,79 раза, соответственно, а для стали 45 – 1,58 и 1,49 раза. Соотношение между пределами прочности и текучести $\sigma_в/\sigma_т$ с увеличением числа проходов РКУП уменьшается. После 4 проходов РКУП относительно исходного состояния это отношение меняется для стали 20 с 1,48 до 1,03, а для стали 45 – с 1,13 до 1,06, что также свидетельствует о снижении способности к деформационному упрочнению рассматриваемых сталей в процессе наноструктурирования.

Наибольшее изменение пределов текучести и прочности происходит после первого перехода РКУП. На дальнейших проходах РКУП это увеличение происходит равномерно как по абсолютным, так и по относительным значениям.

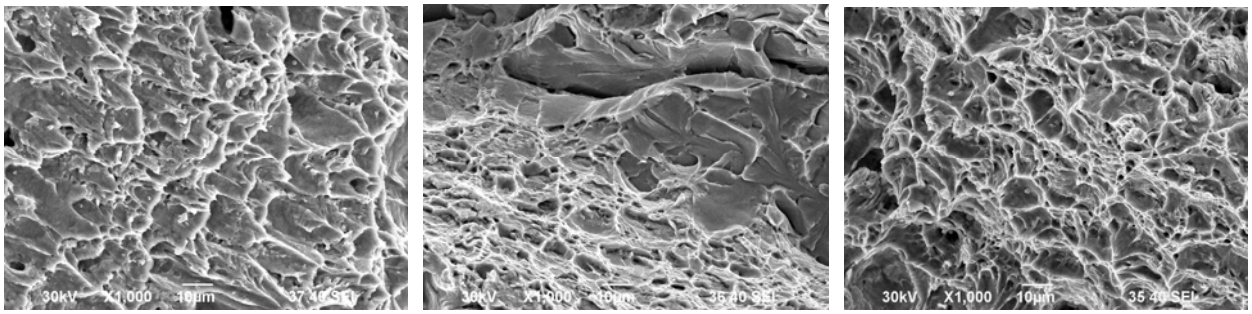
Характер изменения пластических свойств по проходам РКУП для стали 20 и 45 различно (рис. 5, *б*). В стали 20 уменьшение относительного равномерное удлинения и относительного удлинения после разрыва достаточно равномерно распределено по проходам РКУП. В стали 45 в отличие от стали 20 основное падение относительного равномерного удлинения и относительного удлинения после разрыва происходит после первого прохода РКУП с дальнейшим равномерным уменьшением. Относительное падение указанных характеристик для обеих марок стали примерно одинаково и составляет 1,8–2,6 раза.

Известно, что характеристикой механических свойств, наиболее полно отражающей пластические свойства материала, является относительное сужение в области сосредоточенного удлинения, т.е. в области шейки. Относительное сужение для стали 20 после 4 проходов РКУП меняется незначительно с 64,5 до 52,2 %, абсолютное падение составляет 12,3 %, а относительное – 1,23 раза. На первом проходе относительное падение наибольшее, а на последующих проходах изменение значений относительного сужения практически не происходит. Для стали 45 относительное сужение меняется с 41,6 до 6,4 % (абсолютное падение составляет 35,2 %), т.е. происходит уменьшение в 6,54 раза. Падение значений относительного сужения этой марки стали равномерно распределено по переходам РКУП.

Характер изменения механических свойств рассмотренных сталей можно объяснить установленными особенностями эволюции микроструктуры в процессе РКУП. Благодаря интенсивному диспергированию структурных элементов, РКУП обеспечивает увеличение твердости и прочности. Интенсивное диспергирование феррита при 1 проходе РКУП, которое проявляется в образовании деформационных полос, объемная доля которых составляет до 50 %, наряду с уменьшением межпластинчатого расстояния обеспечивает основное увеличение прочностных характеристик в процессе РКУП. Развитие фрагментации внутри этих полос с образованием ультрамелкозернистой структуры, объемная доля которой увеличивается от прохода к проходу, позволяет сохранить хорошие пластические свойства.

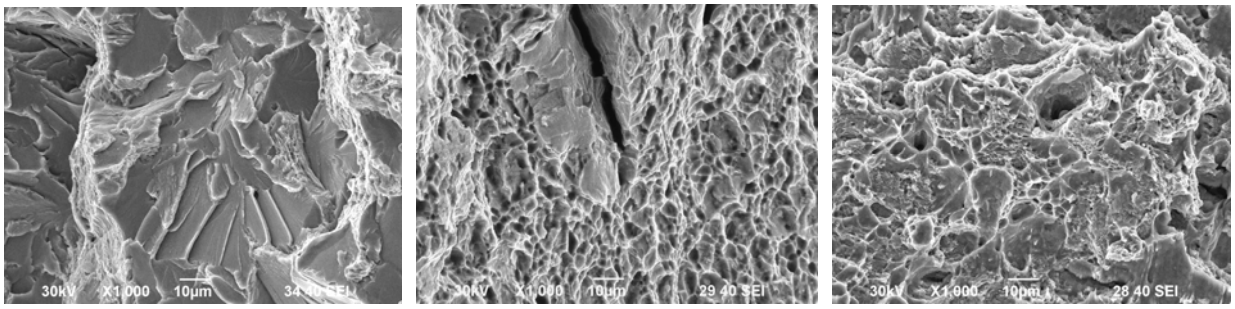
Испытания на ударный изгиб при комнатной температуре показали, что в стали 20 в исходном состоянии разрушение вязкое, о чем свидетельствует ямочный рельеф поверхности разрушения ударных образцов (рис. 6, *а*). После 1 прохода РКУП образцов данной стали появляются участки с фасетками скола, на которых отчетливо видны ручьистые узоры (рис. 6,*б*). Они занимают примерно половину поверхности разрушения. Таким образом, наблюдается реализация двух различных механизма разрушения: от вязкого (происходящего путем зарождения, роста и слияния микропор) до хрупкого (или разрушения сколом). При увеличении числа проходов (начиная уже со 2 прохода) излом приобретает ямочный характер, т.е. становится таким же, как в исходном состоянии до РКУП (рис. 6, *в*). Ямки зарождаются, скорее всего, около мелких участков перлита или отдельных частиц цементита.

В стали 45 в исходном состоянии до РКУП разрушение происходит преимущественно сколом, о чем свидетельствует наличие фасеток скола и ручьистого узора (рис. 7, *а*). При этом ямочный рельеф не наблюдается. При РКУП по мере увеличения числа проходов доля участков с фасетками скола уменьшается (рис. 7, *б*). После 2 прохода в изломе доли вязкой и хрупкой составляющей примерно равны. И, начиная с 3 прохода, рельеф становится полностью ямочным (рис. 7, *в*).



а *б* *в*

Рисунок 6 – Поверхность разрушения при испытаниях при комнатной температуре ударных образцов (с надрезом) стали 20 до РКУП (*а*) и после РКУП в 1 (*б*) и 3 (в) прохода

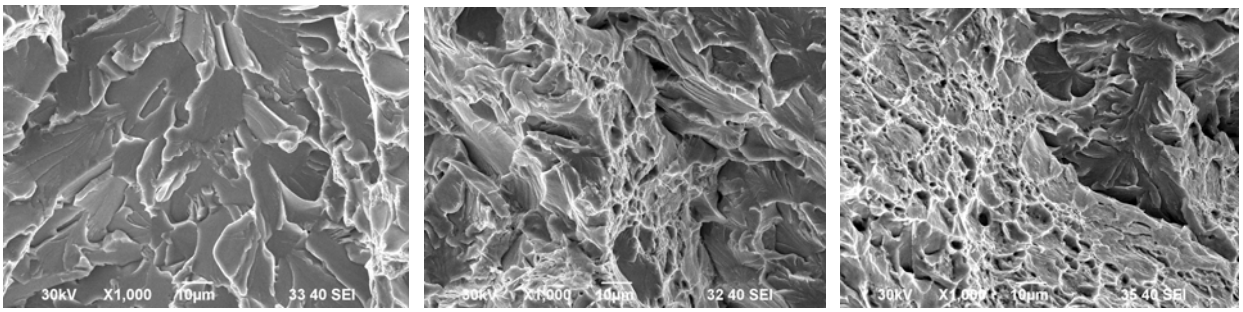


а *б* *в*

Рисунок 7 – Поверхность разрушения при испытаниях при комнатной температуре ударных образцов (с надрезом) стали 45 до РКУП (*а*) и после РКУП в 2 (*б*) и 3 (*в*) прохода

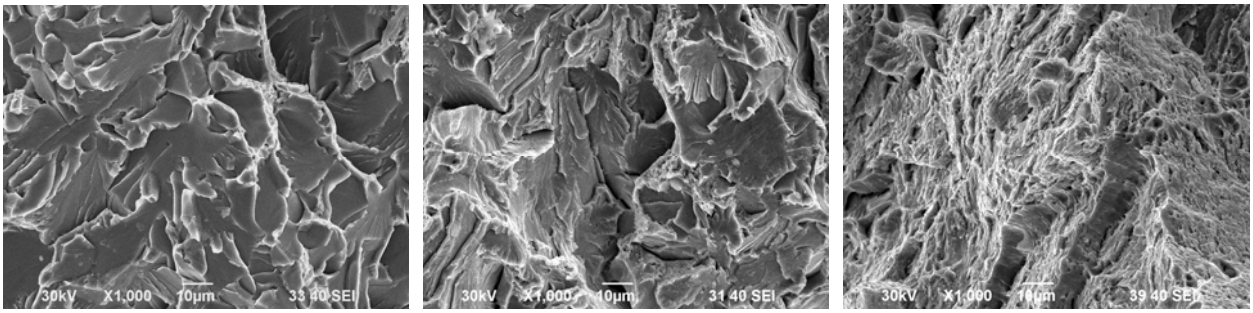
При испытании на ударную вязкость образцов при температуре -60 ^{o}C механизм разрушения образцов после РКУП для обеих марок стали является смешанным (рис. 8, 9). Во всех образцах на поверхности разрушения присутствуют участки с фасетками скола, и их доля начинает уменьшаться только при числе проходов более 3. Однако даже в случае наличия фасеток скола они разделены участками отрыва. Появляются также участки поверхности разрушения, представляющие собой смесь ямок с гребнями отрыва. В этом случае разрушение происходит по механизму слияния пор во многих местах и объединения этих участков за счет отрыва. Такой механизм разрушения наблюдается обычно при сочетании прочности и высокой вязкости [7] В любом случае наличие участков отрыва свидетельствует о высокой пластичности материала.

На рис. 10, а представлено изменение значений ударной вязкости стали марок 20 и 45 при испытании при комнатной температуре. Ударная вязкость стали 45 в исходном состоянии в 2,5 раза меньше, чем в стали марки 20, что, естественно, объясняется различным характером разрушения этих сталей. При воздействии РКУП и в стали 20, и в стали марки 45 после 1 прохода происходит резкое уменьшение ударной вязкости в 3 и в 4 раза, соответственно. В стали 20 при этом происходит смена механизма разрушения: наряду с вязким разрушением реализуется и разрушение сколом. В стали 45 механизм разрушения остается хрупким, однако величина фасеток скола уменьшается в связи с диспергированием структурных составляющих. После 2 прохода происходит смена механизма разрушения в обеих сталях: в стали 20 прекращает действовать механизм хрупкого разрушения, а в стали 45 наряду с механизмом хрупкого разрушения начинает реализоваться механизм вязкого разрушения. Начиная с 3 прохода в обеих сталях реализуется только механизм вязкого разрушения. Соответственно, начиная со 2 прохода ударная вязкость возрастает, и после 8 проходов она составляет 55–56 % от исходного значения до РКУП.



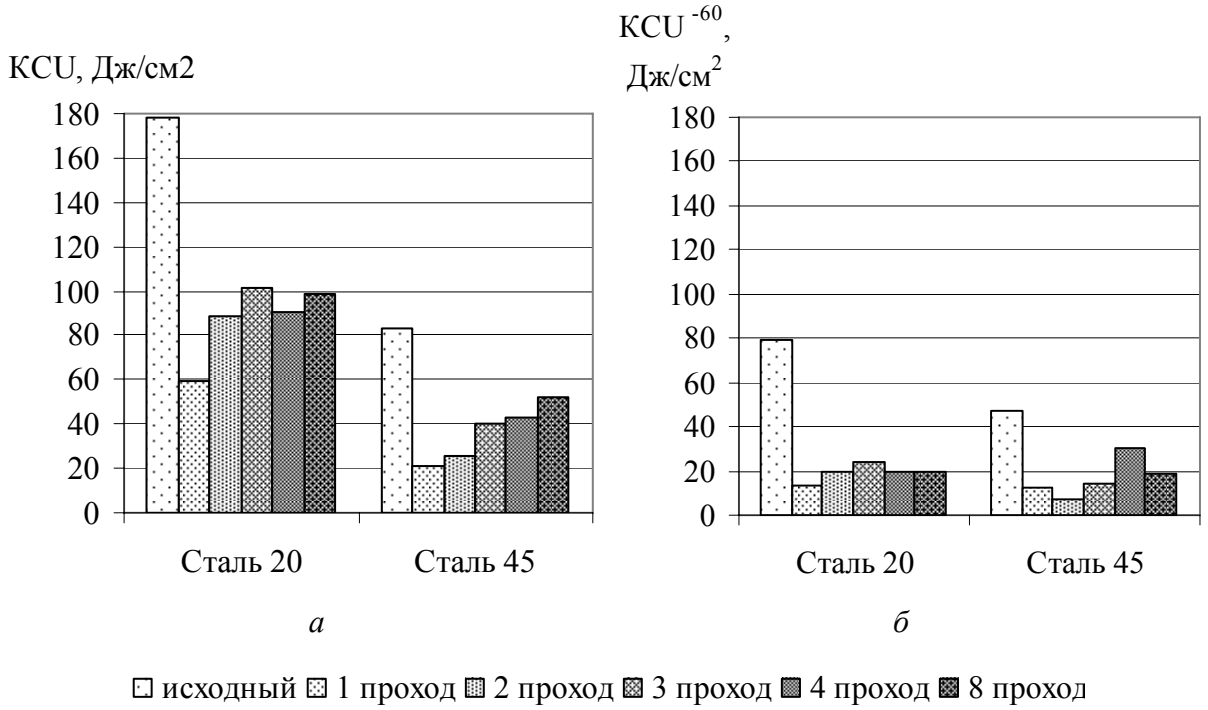
а *б* *в*

Рисунок 8 – Поверхность разрушения при испытаниях при температуре -60 °С ударных образцов (с надрезом) стали 20 до РКУП (*а*), после РКУП в 1 (б) и 3 (*в*) прохода



а *б* *в*

Рисунок 9 – Поверхность разрушения при испытаниях при температуре -60 °С ударных образцов (с надрезом) стали 45 до РКУП (*а*), после РКУП в 1 (*б*) и 3 (*в*) прохода



а *б*

Рисунок 10 – Ударная вязкость KCU при испытаниях при комнатной (*а*) и при температуре испытаний -60 °С (*б*) образцов до РКУП и после РКУП

Соответствующим образом изменяются значения ударной вязкости при ударных испытаниях при температуре -60 °С (рис. 10, *б*). При этом ударная вязкость стали 45 становится практически такой же, как и в стали 20.

Заключение

Использование процесса РКУП как метода деформационного упрочнения благодаря интенсивному диспергированию структурных элементов позволяет в низкоуглеродистой стали 20 обеспечить прочностные характеристики (в первую очередь предел текучести), приближающиеся к прочностным характеристикам среднеуглеродистой стали 45 при сохранении хороших характеристик пластичности. При этом обеспечивается достаточно высокий уровень ударной вязкости.

Полученные результаты предполагается использовать при разработке промышленных технологий обработки указанных сталей с применением метода РКУП в качестве предварительной технологической операции, например, перед волочением проволоки различного назначения или холодной высадкой метизов.

Работа выполнена в рамках аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)», проект «Создание научных основ эволюции структуры и свойств наноструктурных конструкционных сталей в процессах обработки давлением», регистр. номер 2.1./2014.), а также федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., реализация мероприятия № 1.2.2 «Проведение научных исследований научными группами под руководством кандидатов наук», проект «Развитие методов деформационного наноструктурирования для получения конструкционной стальной проволоки с уникальным комплексом механических свойств» (государственный контракт П983).

Список использованных источников

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
2. Красильников Н.А. Прочность и пластичность после равноканального углового прессования с противодавлением // Металлы, 2005. №3. С. 35-42.
3. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и упрочнение поликристаллического никеля / Б.М. Эфрос, Е.В. Попова, В.А. Эфрос и др. // Металлы, 2005. № 6. С. 31-35.
4. Валиев Р.З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации // Российские нанотехнологии, 2006. Т. 1. № 1-2. С.208-216.
5. Теплое и горячее равноканальное угловое прессование низкоуглеродистых сталей / С.В. Добаткин, П.Д. Одесский, Р.И. Пиппан др. // Металлы, 2004. № 1. С. 110-119.
6. Дифракционный электронно-микроскопический анализ субмикрокристаллической и нанокристаллической структуры конструкционных углеродистых сталей после равноканального углового прессования и последующего деформирования / М.В. Чукин, Н.В. Копцева, Р.З. Валиев и др. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова, 2008. № 1. С. 31-37.
7. Фрактография и атлас фрактограмм / Справ. изд. Пер с англ. / Под ред. Дж. Федлоуза. М.: Металлургия, 1982. 489 с.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ВЕТВЛЕНИЯ ТРЕЩИНЫ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Каминский В. В.[1], Иванов В. А.[2], Большев К. Н.[2], Алексеев А. А.[2]
[1]*Физико-технический институт им. Иоффе, г. Санкт-Петербург*
[2]*Институт физико-технических проблем СО РАН им. академика В.П. Ларионова, г. Якутск*
E-mail: spinor02@mail.ru

TECHNIQUE OF RESEARCH OF THE CRACK BRANCHING AT LOW TEMPERATURE NATURAL TESTS

Kaminskiy V. V.[1], Ivanov V. A.[2], Bolshev K. N.[2], Alexeev A. A.[2]
[1]*Ioffe Physical Technical Institute, St Petersburg*.
[2]*Institute of the physical-technical problems of the North, Yakutsk* .
E-mail: spinor02@mail.ru

The technique of tests of loading by internal pressure of cylindrical vessels with is artificial the put defects is developed, allowing to register data (temperature, deformation, pressure) in a mode of real time and to control a mode of propagation of a crack at fracture (rectilinear or with branching). It is established, that the mode of propagation of a crack depends on a level of a fracture stress: at low values the crack extends rectilinearly, without branching; at high values division of a crack into two branches is observed, and at higher values of a fracture stress the crack passes in a mode of branching earlier

Введение

Описание процесса разрушения является одной из наиболее сложных задач в современной механике и физике твердого тела. Одним из самых малоизученных вопросов является – ветвление трещины при её динамическом распространении.

Экспериментальные и теоретические аспекты этой проблемы изучались в работах В.З. Партона, С.В. Серенсена, В.М. Финкеля, K. Ravi-Chandar, W.G. Knauss посвященных исследованию динамического распространения трещины в модельном материале (полиметилметакрилат, эпоксидная смола, Homalite-100), в которых обсуждались проблемы разработки единого критерия оценки ветвления трещины. Несмотря на достаточно большое количество работ по данной проблеме, нет единства взглядов на причины ветвления трещины, а исследования разных авторов нередко приводят к противоречивым результатам. В современных работах О.Б. Наймарка, С.В. Уварова, И.Н. Бедия, J.Fineberg посвященных исследованию динамического распространения трещины в полиметилметакрилате, в качестве критерия оценки ветвления трещины, выдвинут критерий критической скорости трещины при ветвлении. Однако, почти нет работ, посвященных исследованию ветвления трещины в конструкционных материалах (сталях). Исследование ветвления трещины в сталях связано с большими техническими трудностями в получении ветвления трещины при разрушении образца и несовершенством измерительной аппаратуры.

Методика и техника эксперимента

В настоящей работе приведены результаты экспериментального исследования распространения и ветвления трещины, условий её ветвления при натурных испытаниях сосудов высокого давления внутренним давлением.

Для экспериментального исследования ветвления трещины в сталях разработана методика испытаний сосудов высокого давления с искусственным дефектом (надрезом) внутренним давлением с регистрацией данных в режиме реального времени [1, 2]. В данной методике для нагружения сосуда внутренним давлением используется расширение замерзающей воды, т.е. сосуд, наполненный жидкостью и герметизированный, подвергается воздействию низких температур, жидкость по мере кристаллизации расширяется, тем самым, созда-

вая внутреннее давление, разрушающее в итоге сосуд от искусственного дефекта по достижению критического уровня. Данная схема нагружения является жесткой, без релаксации напряженно-деформированного состояния стенок сосуда: в ходе кристаллизации жидкости, образуется ледяная оболочка на внутренней стенке сосуда с жидким ядром в центре, в результате чего внутреннее давление, увеличивающееся по мере нарастания льда со стороны жидкого ядра, передается на стенки сосуда через твердое тело – лед.

Для автоматизации измерения данных в ходе экспериментов разработан автоматизированный измерительный комплекс. Установка реализована на базе двух измерительных систем: компьютерно-измерительной системы (КИС) «Аксамит 6. 25», информационно - измерительной системы (ИИС) «СИИТ 2», и персонального компьютера (рис.1). ИИС «СИИТ 2» была модернизирована для соединения с персональным компьютером IBM PC посредством платы сопряжения ЛА-32Д на интерфейсе ISA. КИС «Аксамит 6.25» соединяется с персональным компьютером по стандартному интерфейсу RS-232.

Комплекс производит измерение и регистрацию внутренней и внешней температур сосуда, давления внутри сосуда и деформации стенок сосуда. В качестве датчиков температуры используются медь – копелевые термопары, изготовленные из провода диаметром 0.2 мм. Термопары такого диаметра обладают малой инертностью и достаточной прочностью. В качестве опорной точки термопар используется температура тающего льда в сосуде Дьюара. Датчики давления представляют собой барорезисторы на основе моносульфида самария. Принцип действия данных датчиков основан на зависимости сопротивления рабочего слоя от давления и температуры, что позволяет, зная температуру датчика, вычислить давление. Данные датчики были разработаны ИФТПС СО РАН, совместно с ФТИ им. Иоффе (авторское свидетельство СССР № 1717946). Удобство использования таких датчиков проявляется в том, что их можно помещать непосредственно в сам сосуд и, таким образом измерять давление в различных областях внутри объема сосуда. Для измерения упругих деформаций используются тензодатчики представляющие собой, приклеиваемые тензорезисторы КФ-5 с сопротивлением 100 Ом и базой 5 мм. Для измерения пластических деформаций используются датчики перемещения, смонтированные по мостовой схеме из тензодатчиков сопротивлением 400 Ом.

Для регистрации данных с термопар и датчиков давления используется КИС «Аксамит 6.25». Для регистрации данных с датчиков перемещения и тензодатчиков используется ИИС «СИИТ 2».

Для автоматической регистрации данных в процессе эксперимента написана программа на языке Turbo Pascal 7.1. Данная программа использует механизм адаптивного опроса, т.е. она производит опрос всех датчиков с максимально возможной частотой и производит запись данных в файл только при наличии превышающих заданную величину изменений. Интерфейс программы представляет собой графическое окно с четырьмя графиками данных по времени (температура, давление, перемещение и деформация).

Для обработки и анализа полученных данных написана программа на языке Delphi 7 в среде Windows. Программа считывает из файлов данных первичную информацию и преобразует ее в четыре графика параметров (рис. 2). Помимо графиков программа выводит листинг всех данных по блокам.

Для проведения испытаний были выбраны сосуды высокого давления из стали 55 в нормализованном состоянии. Диаметр сосуда 219 мм, длина 1370 мм, толщина стенки 8 мм. На поверхность сосуда в центральной части наносится продольный надрез (искусственный дефект) глубиной 2 мм, шириной 2 мм, длина надреза была различной (варьировалась от 50 до 100 мм) (рис. 1). Температура проведения экспериментов во всех случаях была одинаковой (-15 – -20 ^{o} C).

На поверхности сосуда устанавливаются тензодатчики в виде тензорозеток, для измерения деформаций в трех направлениях в верхней, средней и нижней части сосуда, и термо-

пары для измерения температуры на поверхности сосуда. Датчики перемещения устанавливаются в верхней и нижней части сосуда (рис. 1).

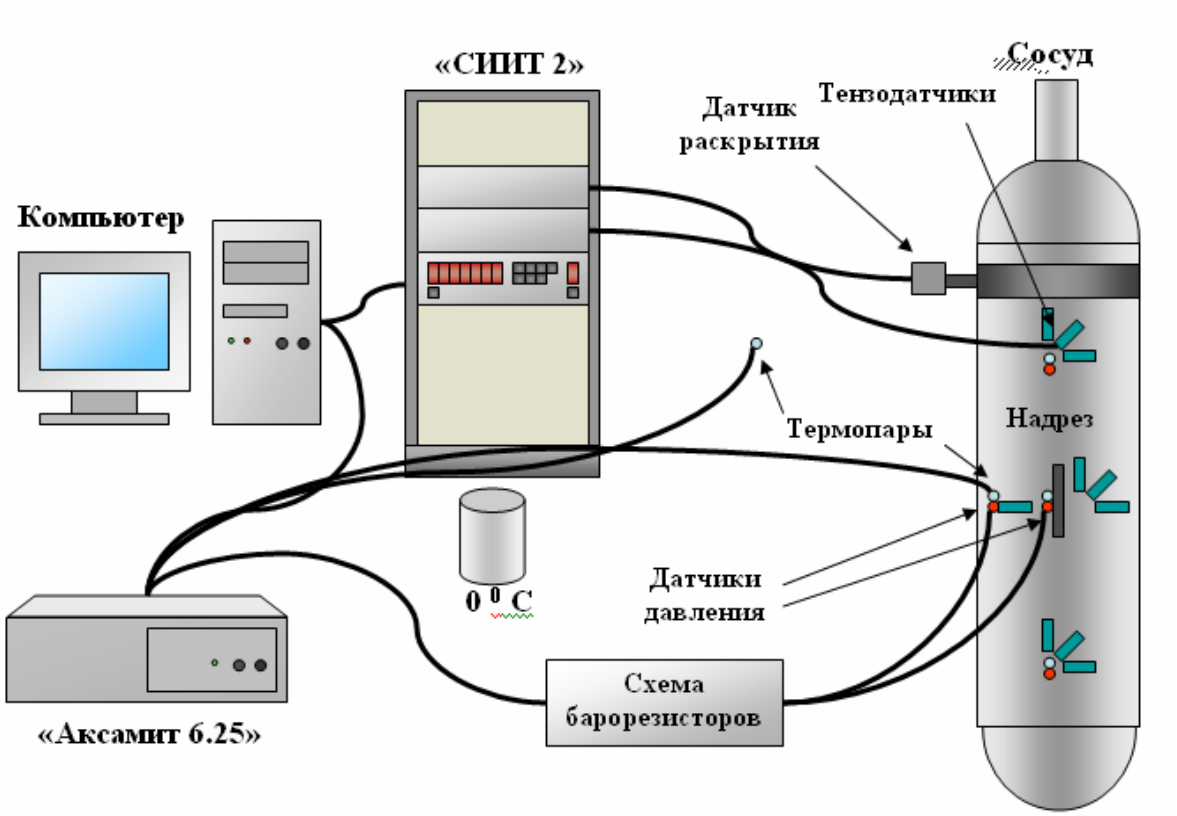


Рисунок 1 – Схема автоматизированной установки

Внутрь сосуда с помощью металлической крестовины со складывающейся поперечной частью устанавливаются датчики давления в сопровождении термопар. Датчики устанавливаются в середине сосуда в верхней, средней и нижней части, и у стенки сосуда (рис. 1). Все датчики тщательно изолированы и герметизированы во избежание контакта с водой.

Результаты

Была проведена серия натурных испытаний сосудов высокого давления из стали 55 с продольным надрезом в средней части сосуда. Размеры продольного надреза – глубина 2 мм, ширина 2 мм, длины надреза: 50, 60, 70, 90 мм. Температура проведения экспериментов во всех случаях была одинаковой (-15 – -20 ^{o} C). Распространение трещины во всех случаях инициировалось от надреза. Длительность экспериментов составляло от 8 до 25 часов.

Из анализа показаний датчиков сосуда испытанного с продольным надрезом длиной 70 мм, можно увидеть (рис. 2):

- По показаниям тензодатчиков – упругая поперечная деформация достигла предела при давлении 31 МПа, далее развивалась пластическая деформация; продольная деформация до разрушения сосуда оставалась в пределах в упругой области, что показывает на жесткую схему нагружения сосуда;

- По показаниям датчиков перемещения – максимальное перемещение составило 7,8 мм;

- По показаниям термопар – средняя температура наружного воздуха -20 ^{0} C, температура стенки сосуда в момент разрушения -5 ^{0} C, температура внутри сосуда в момент разрушения - 3 ^{0} C, что сравнимо с условиями эксплуатации реальных подземных магистральных трубопроводов;

- По показаниям датчиков давления – давление разрушения сосуда составило 39 МПа.

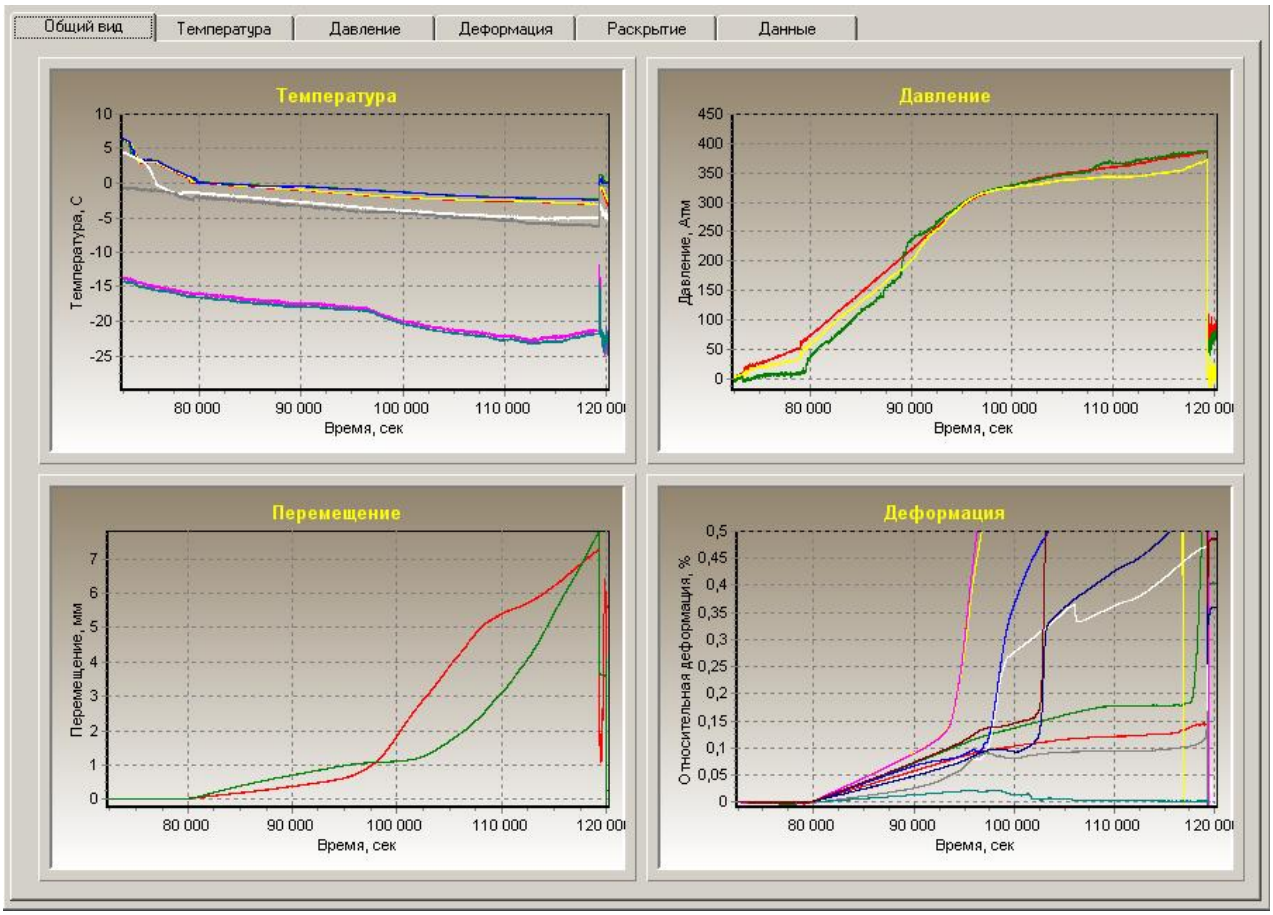


Рисунок 2 – Интерфейс программы обработки данных



Рисунок 3 – Общий вид разрушения сосуда

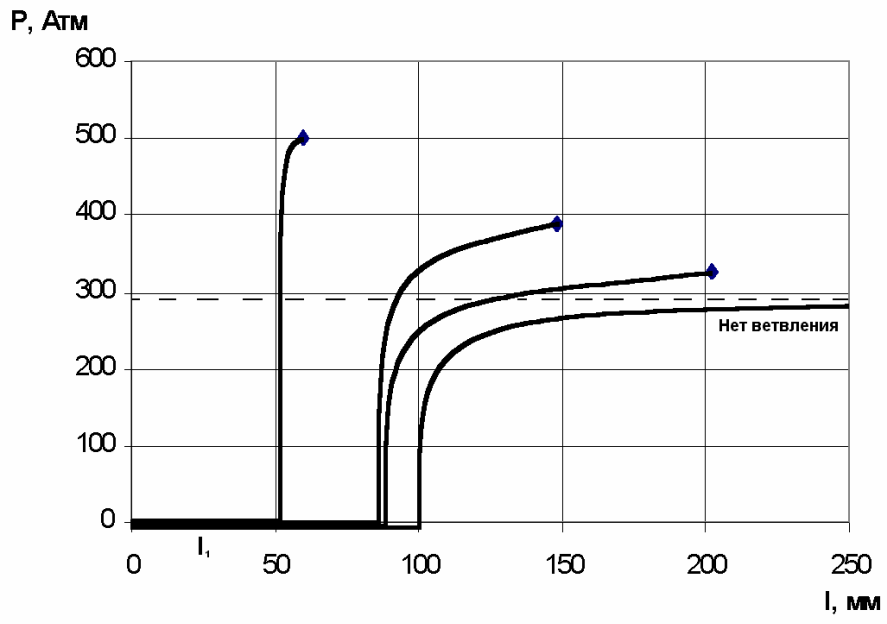


Рисунок 4 – Зависимость длины трещины от внутреннего давления. l_1 – длина начального надреза, l – длина трещины в точке ветвления, P – давление разрушения сосуда.

Из анализа разрушений сосудов, установлено, что при длине надреза 50 мм получено ветвление трещины в обе стороны от начального надреза (рис. 3). При длине надреза 90 мм сосуд разрушился без ветвления трещины. Установлено, что при длине надреза более 90 мм, при понижения давления разрушения сосуда ниже 300 Атм, ветвления трещины при распространении трещины от начального надреза не происходит. Получены данные зависимости длины трещины от начального надреза до точки ветвления от внутреннего давления (рис. 4).

Список использованных источников

1. А.А. Алексеев, Сыромятникова А.С., Левин А.И., Лыглаев А.В., Большаков А.М. Механизмы разрушения полимерного материала при распространении и ветвлении трещины // Деформация и разрушение. – 2008. - №02. – с.33-39.
2. А.А. Алексеев, А.И. Левин, А.С. Сыромятникова, К.Н. Большев, В.А. Иванов, З.Е. Петров. Ветвление трещины при разрушении цилиндрических оболочек из углеродистой стали внутренним давлением // Деформация и разрушение. – 2008. - №12. – с.33-39.

ОСОБЕННОСТИ СВОЙСТВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ТЕНЗО- И БАРОРЕЗИСТОРОВ НА ОСНОВЕ СУЛЬФИДА САМАРИЯ

Каминский В. В.*, Соловьев С. М.*, Степанов Н. Н.*, Володин Н. М., Молодых А. А.***, Иванов В. А.****.**

** Физико-Технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия*

*** НПО им. С.А. Лавочкина, г. Москва, Россия*

**** ООО «Эс эм Эс – тензо», г .Санкт-Петербург, Россия*

***** Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, г. Якутск, Россия*

E-mail: anatoly@tenzo-sms.ru

FEATURES OF STRAIN GAGES AND BARORESISTORS PROPERTIES BASED ON SAMARIUM SULPHIDE.

Kaminsky V. V.*, Soloviev S. M.*, Stepanov N. N.*, Volodin N. M., Molodykh A. A. ***, Ivanov V. A.****.**

** Ioffe Physical-Technical Institue of the Russian Academy of Sciences, St.-Petersburg, Russia*

*** SIC of S.A. Lavochkina, Moscow, Russia*

**** "SmS-Tenzo" Co.Ltd, St.-Petersburg, Russia*

***** Institute of physicotechnical problems of the North of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science, Yakutsk, Russia*

E-mail: anatoly@tenzo-sms.ru

Strain gages and baroresistors are one of the most often used devices for materials strength researches and buildings monitoring. Semiconductor sensors are the most sensitive to mechanical deformation and pressure. In our point of view strain gages based on samarium sulphide (SmS) are the most optimal. They exceed all other materials on sensitivity, linearity of output signal, radiation firmness and high heat resistance (SmS melting temperature is about 2300 ^{o}C). Physical properties of SmS give us an opportunity to use them in many fields of techniques. Using strain gages and baroresistors one can solve any tasks connected with strength researches and monitoring of constructions. It is confirmed by the experience which the participants got during their work with these strain gages. One should take into account features of SmS strain gages which are described in this article.

Тензо- и барорезисторы являются одними из наиболее широко применяемых на практике приборов для проведения прочностных исследований материалов и конструкций. Наибольшей чувствительностью к деформации и давлениям обладают полупроводниковые тензорезисторы. Из них оптимальными, на наш взгляд, являются полупроводниковые тензорезисторы на основе сульфида самария (SmS). Они превосходят все другие существующие материалы по чувствительности, линейности характеристик, радиационной стойкости, а также обладают высокой термостойкостью ($T_{пл.}$~2300ºС). Вдобавок к этому имеется ряд физических предпосылок для обеспечения высокой технологичности производства таких тензорезисторов: большая концентрация носителей заряда, изотропность тензорезистивного эффекта, наличие контролируемого фазового перехода полупроводник-металл, технологически удобная величина температурного коэффициента линейного расширения (12×10^{-6}град$^{-1}$, практически как у стали). Перечисленные особенности свойств открывают новые специфические возможности при применении данных тензорезисторов. Их описанию и посвящена настоящая работа. С современным состоянием развития данной области полупроводниковой техники можно ознакомиться на сайте http://www.tenzo-sms.ru.

Рассмотрим особенности свойств и применения полупроводниковых тонкопленочных тензорезисторов на основе SmS на примере одной из их разновидностей – тензорезистор типа П1. Этот тензорезистор предназначен для изготовления датчиков всевозможных механических величин. Применяется путём наклейки на упругие элементы этих датчиков (мембраны, балки, опоры и т. п.). Таким способом могут быть изготовлены тензорезисторные датчики давления, силы, веса, деформации, момента, перемещения, ускорения, вибрации и др. Датчики на основе тензорезисторов П1 могут быть также сформированы (наклеены) непосредственно на эксплуатируемом или исследуемом объекте, например, на различных несущих конструкциях для контроля степени их загрузки, на креплении режущего инструмента для контроля усилий при обработке материалов, на корпусах и оболочках объектов, подвергающихся околокритическим нагрузкам в процессе эксплуатации и др.

Конструкция

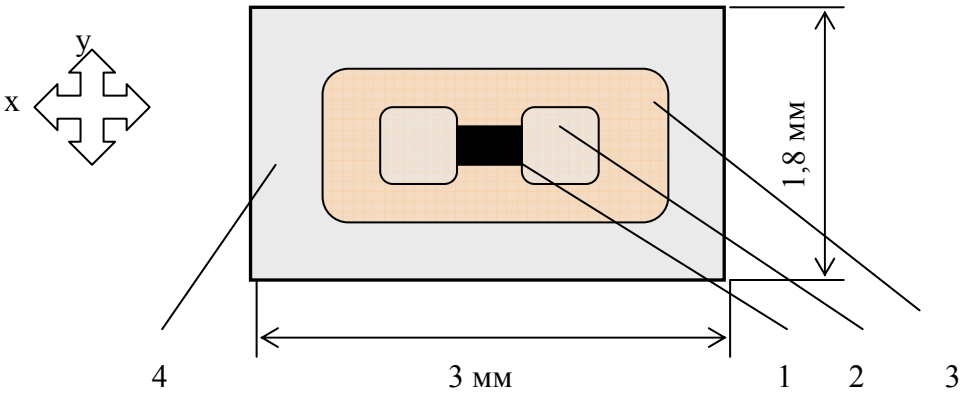


Рисунок 1 – Тензорезистор типа П1.

Конструкция тензорезистора представлена на рис.1. Здесь 1 – слой SmS размерами 0,4х0,6 мм (тензочувствительная область); 2 – контакты из алюминии и никеля размерами 0,8х0,8 мм (выводы тензорезистора); 3 – слой монооксиси кремния толщиной от 3 до 5 мкм для обеспечения изоляции датчика от подложки; 4- Подложка из константановой фольги толщиной 3 мкм.

Тензорезистор имеет одинаковую чувствительность как по оси X, так и по оси Y.

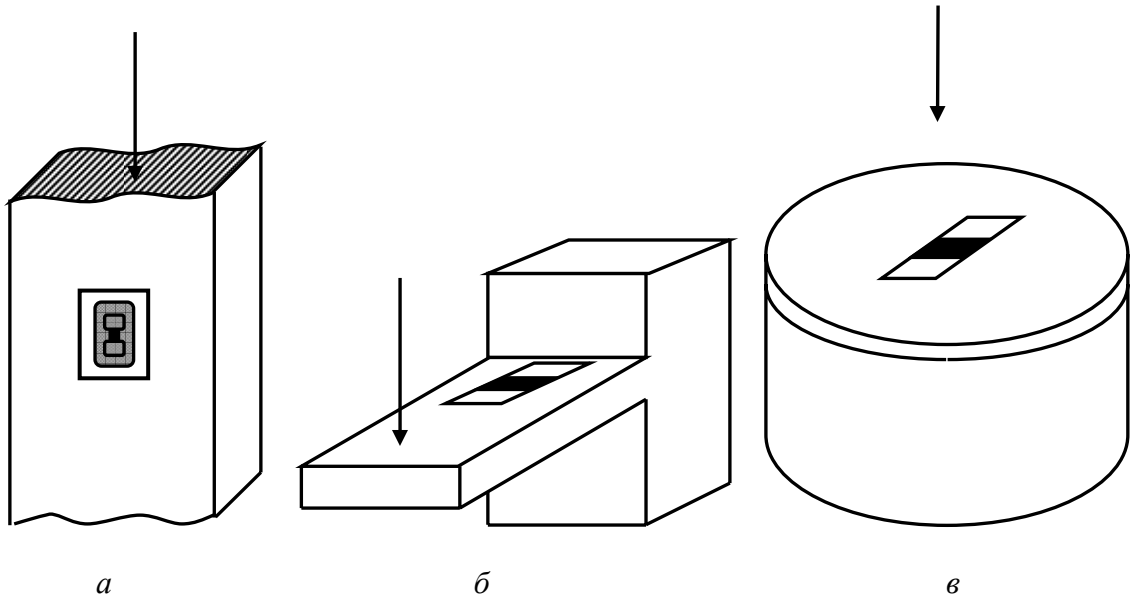
Основные параметры

Температура эксплуатации	± 120 ºС
Электрическое сопротивление*, R	100 – 50000 Ом
Температурный коэффициент сопротивления*, $\Delta R/R/\Delta T$	0 – 0,004 °С-1
Коэффициент тензочувствительности*, $K=\Delta R/R/\varepsilon$ ($\varepsilon = \Delta l/l$ – относительная деформация)	15 – 90
Поперечная тензочувствительность относительно продольной	100%
Эффективный коэффициент тензочувствительности*	до 180

* В указанных пределах может быть реализовано любое заданное значение параметра.

Особенности монтажа

Поскольку тензорезистор П1 имеет одинаковую чувствительность как по оси X, так и по оси Y, величина $K_{эфф}$. зависит от формы упругого элемента и места расположения на нём тензорезистора (см. рис.2). При наклейке на балку, ленту, опору (рис 2, *а*) $K_{эфф} = K = 15 \div 90$; при размещении тензорезистора на консольной балке вблизи места заделки (рис.2, *б*) $K_{эфф} = 1{,}3K = 20 \div 120$; при размещении в центре мембраны (рис.2, *в*) $K_{эфф} = 2K = 30 \div 180$.



а *б* *в*

Рисунок 2 – Различные варианты монтажа тензорезистора П1

Наклейку тензорезисторов П1 следует производить по той же методике и с помощью тех же клеёв, которые применяются в общей тензометрии, использующей обычные металлические тензорезисторы, например, клей Z70 фирмы HBM, эпоксидный компаунд ЭД-20 и др. Необходимым условием является максимальная жёсткость клея. Припайку выводов к тензорезистору желательно проводить после его наклейки.

Эти же резисторы могут быть использованы в режиме барорезисторов для измерения импульсного и гидростатического давления от $1 \div 2 \times 10^3$ МПа в газообразных, жидких, сыпучих и пластичных средах при температурах от -270 до +230 ºС (см. рис.3). Такие барорезисторы имеют чувствительность к давлению $(\Delta R/R)/\Delta P = (1 \div 3) \times 10^{-3}$ МПа$^{-1}$, быстродействие – 1 мкс, размеры $\geq 1 \times 0{,}5 \times 0{,}1$ мм.

Существующая технология позволяет наносить резисторы типа П1 и на стеклянные подложки. Это позволяет использовать их для измерения локальных всесторонних давлений в бетонах, грунтах и горных породах, а также при проведении низкотемпературных натурных испытаний в исследованиях прочности оболочек. В последнем случае измеряется давле-

ние, создаваемое замёрзшей водой в замкнутых объёмах [1]. Применялись такие барорезисторы и как датчики напряженного состояния в композитных материалах и пластиках [2]. На рис.4 приведена барическая зависимость логарифма электросопротивления барорезистора на стеклянной подложке, а на рис.5 – его температурная зависимость. Обращает на себя внимание высокая степень линейности изменения логарифма их электросопротивления при изменении давления и вариации температуры в климатическом интервале (см. рис.4, 5).

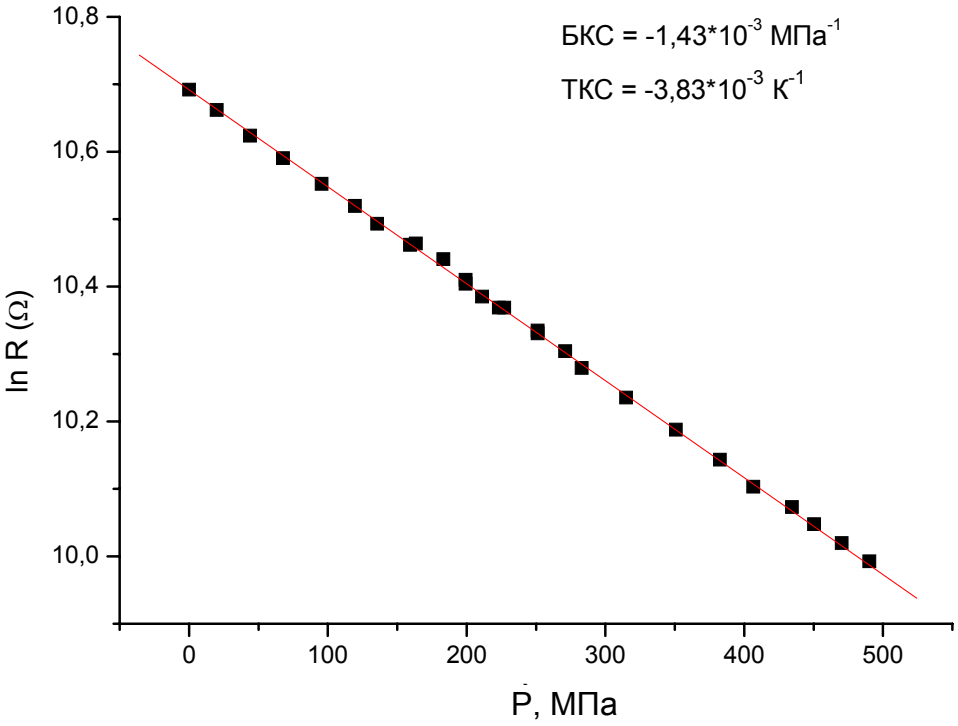


Рисунок 3 – Калибровочная характеристика тензорезистора на основе SmS (тип П1), работающего в режиме барорезистора при T = 300К.

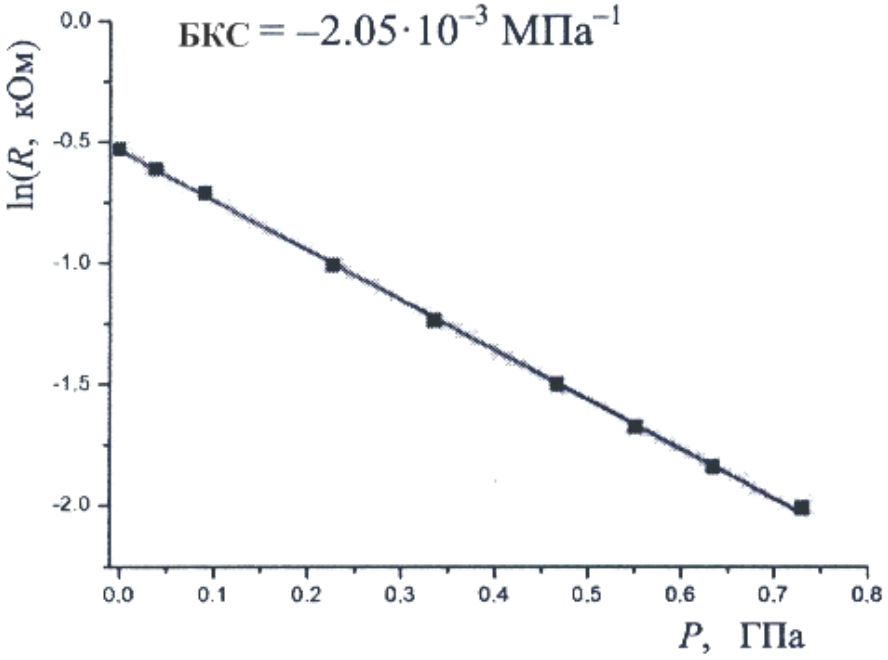


Рисунок 4 – Барическая зависимость логарифма электросопротивления тонкопленочного барорезистора на основе SmS. БКС – барический коэффициент электросопротивления.

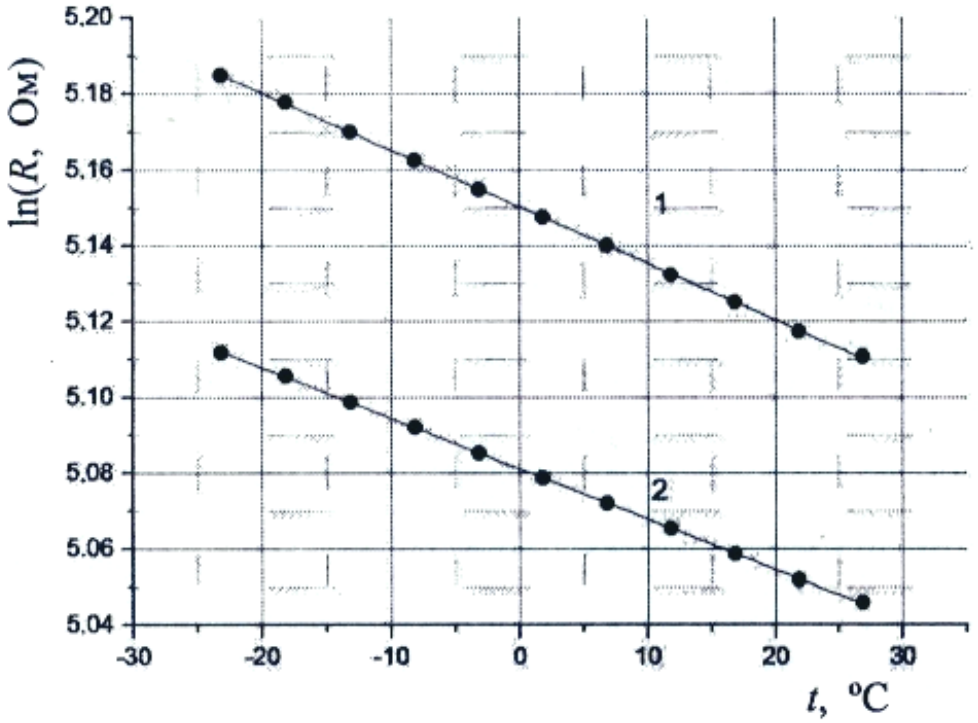


Рисунок 5 – Температурная зависимость логарифма электросопротивления тонкопленочных барорезисторов на основе SmS. 1 – барорезистор с электросопротивлением R = 166 Ом при температуре t = 25 ºС и термическим коэффициентом электросопротивления ТКС = $1{,}63\times10^{-3}$град$^{-1}$; 2 – барорезистор с электросопротивлением R = 156 Ом при температуре t = 25 ºС и термическим коэффициентом электросопротивления ТКС = $1{,}36\times10^{-3}$град$^{-1}$.

Физической причиной такого поведения электросопротивления датчиков при изменении температуры и давления является активационный характер электропереноса в SmS, при котором в результате изменения давления или температуры в материале заметно меняется только концентрация свободных носителей тока (электронов проводимости), в то время как их подвижность остается практически постоянной. Линейность логарифмических зависимостей электросопротивления барорезисторов от давления и температуры существенно упрощает вычисление давления и повышает надёжность результата.

Температурные зависимости коэффициентов тензо- и барочувствительности

Было исследовано поведение главного параметра тензорезистора – коэффициента тензочувствительности при повышенных температурах. Полученные результаты для двух циклов измерения, до 100°С и 120°С, представлены на рис.6. Значения температурного коэффициента тензочувствительности, γ, составили $-1{,}22\times10^{-3}$град$^{-1}$ и $-1{,}16\times10^{-3}$град$^{-1}$. Эта сравнительно небольшая разница в величинах объясняется не различием в температурных диапазонах измерения, а погрешностью самих измерений.

Таким образом, можно считать, что при повышении температуры мы имеем некоторое снижение коэффициента тензочувствительности тензорезисторов на основе SmS. Для данного тензорезистора ТКЧ составляет $1{,}2\times10^{-3}$град$^{-1}$.

Было исследовано также поведение БКС тонкопленочных барорезисторов на основе SmS на стеклянной подложке при повышенных температурах. На рис.7 представлены барические зависимости электросопротивления таких резисторов, снятые при различных температурах. Наблюдается некоторое снижение барического коэффициента сопротивления с температурой (рис.7, *б*). При этом температурный коэффициент чувствительности (ТКЧ) составляет около -7×10^{-4}град$^{-1}$.

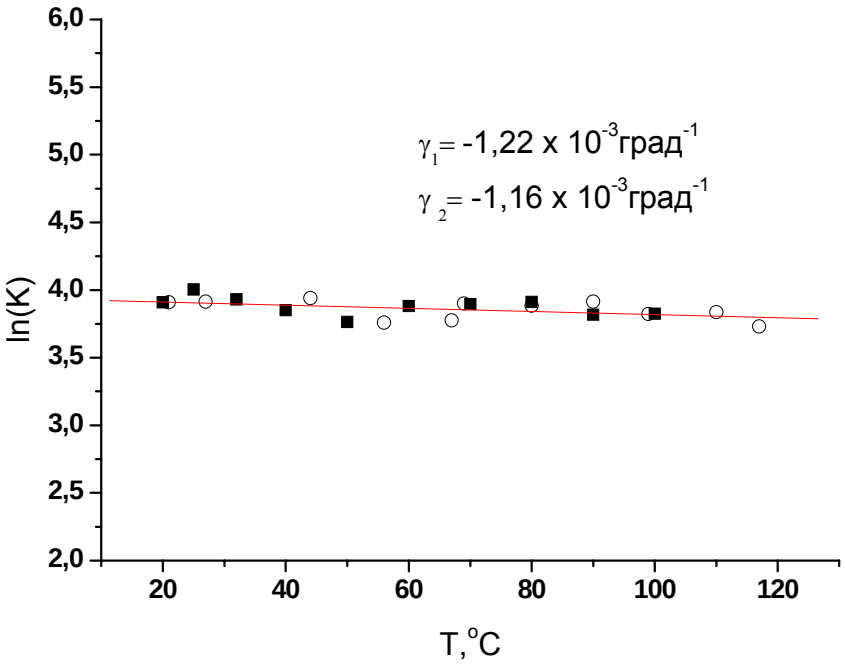


Рисунок 6 – Температурные зависимости коэффициента тензочувствительности тонкопленочного тензорезистора на основе SmS с К=50, снятые в двух циклах: ■ – первый цикл, ○ – второй цикл

а)

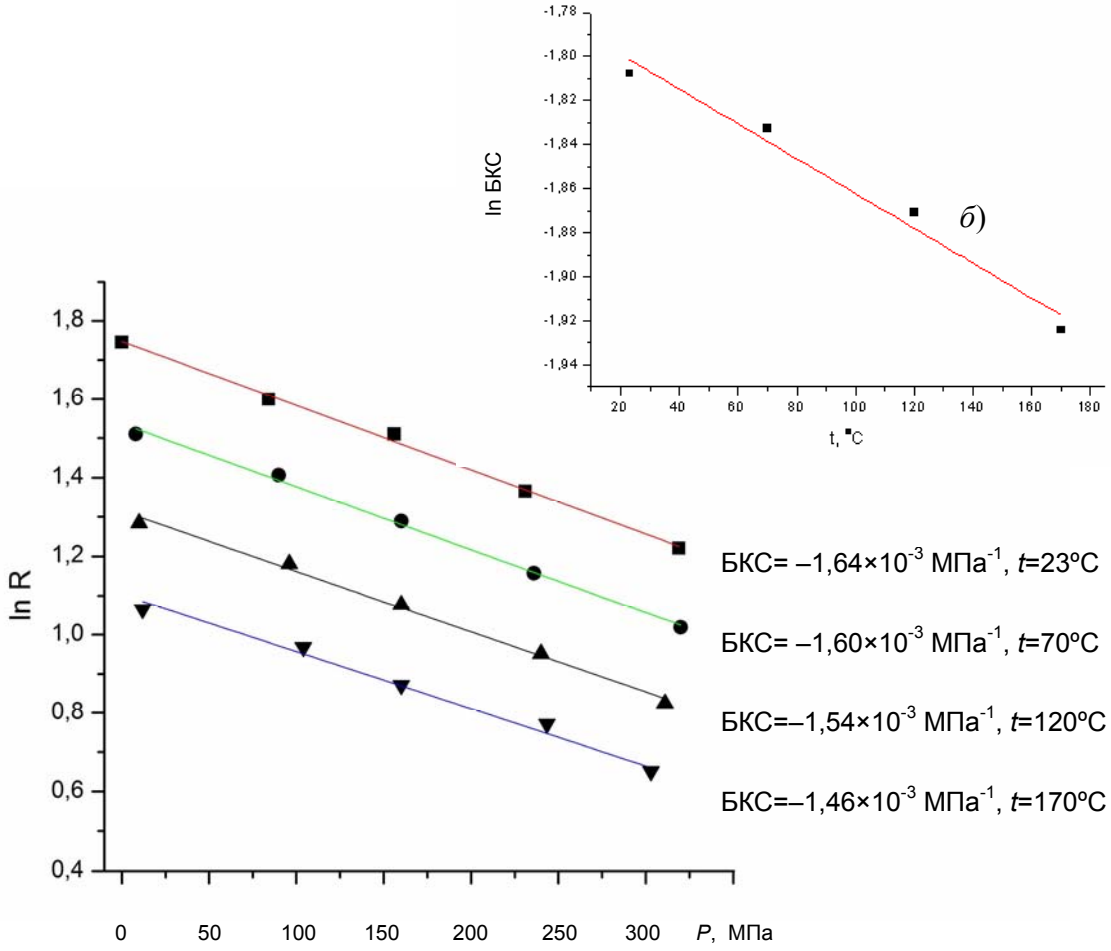


Рисунок 7 – *а* – Зависимости электросопротивления от давления при различных температурах; *б* – Температурная зависимость барического коэффициента сопротивления (ТКЧ ~ -7×10^{-4}град$^{-1}$)

На рис.8 продемонстрированы возможности барорезисторов на основе SmS в смысле предельных рабочих температур. Все эксперименты проводились на воздухе. Мы наблюдаем работоспособность этих барорезисторов до T = 225 ºС. Эта величина определяется не температурной стабильностью плёнки SmS, а лишь температурой плавления припоя токовыводов, и поэтому может быть существенно увеличена при необходимости. По нашим экспериментальным данным примерно до 400ºС.

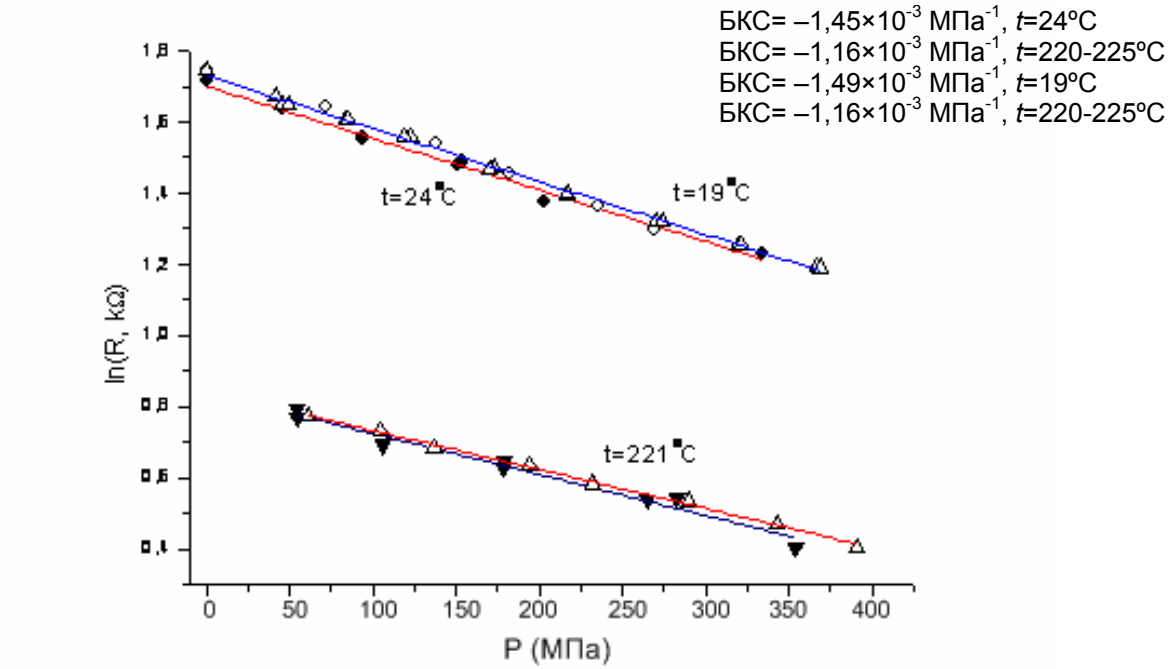


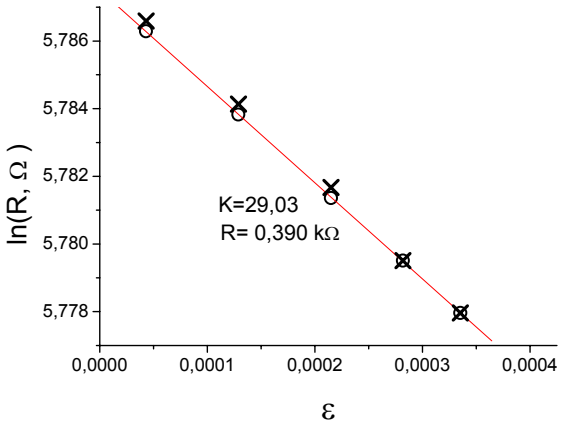
Рисунок 8 – Барические зависимости электросопротивления двух барорезисторов на основе SmS при комнатной и предельно высокой рабочей температуре

Возможности регулировки параметров тонкопленочных тензорезисторов на основе SmS

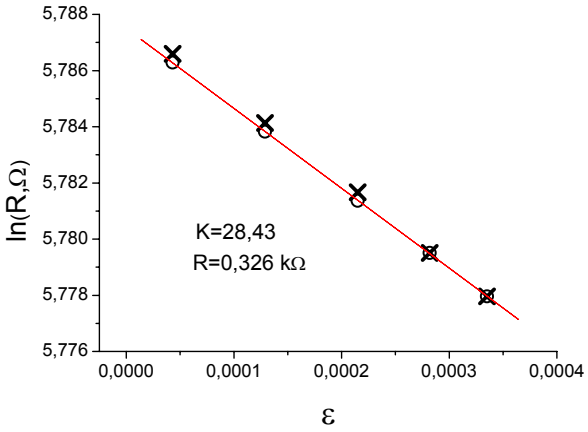
Известен фазовый переход полупроводник–металл, который происходит в приповерхностном слое образцов SmS при их полировке. При полировке тонких пленок SmS происходит существенное изменение их электрических свойств. Это может быть использовано на практике для регулировки электросопротивления, коэффициента тензочувствительности и температурного коэффициента сопротивления тензо- и барорезисторов. Такая технологическая операция полезна для уменьшения разброса параметров в партии готовых резисторов, а также для балансировки тензорезисторных мостов датчиков механических величин на основе SmS [3, 4].

Проводились эксперименты по определению предельной температуры, до которой возможно применение тензорезисторов, электросопротивление которых откорректировано с помощью фазового перехода полупроводник-металл в приповерхностном слое. Из их результатов можно сделать вывод, что откорректированные таким образом тензорезисторы работоспособны до температур не менее 160ºС. При этом сохраняется стабильность их параметров, электросопротивления и ТКС.

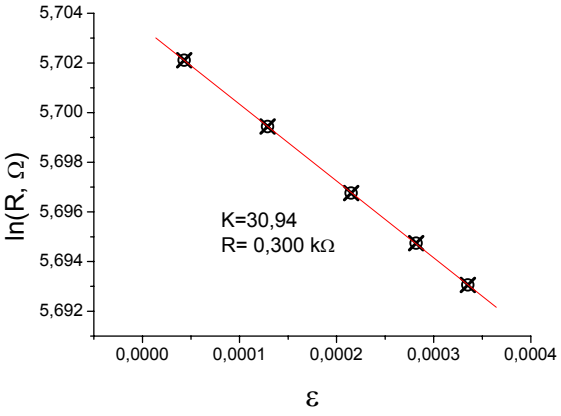
Была проверена стабильность отрегулированных таким образом тензорезисторов по их коэффициенту тензочувствительности. Эксперимент проводился на тонкопленочных тензорезисторах на стеклянной подложке с толщиной слоя SmS ~ 0,5мкм. Электросопротивление тензорезистора ступенчато уменьшалось с помощью полировки, и после каждого шага проводилось измерение коэффициента тензочувствительности. На рис.9 показаны снятые зависимости электросопротивления от деформации.



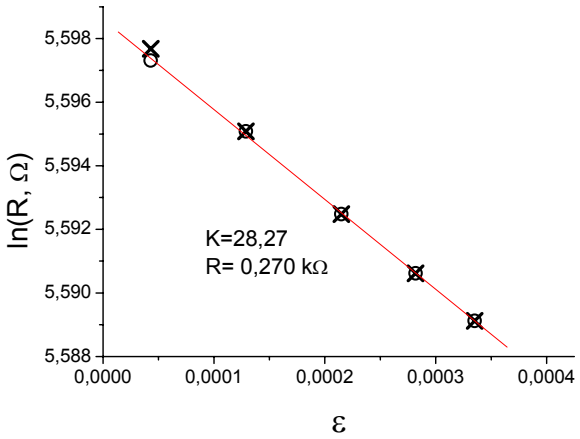
а)



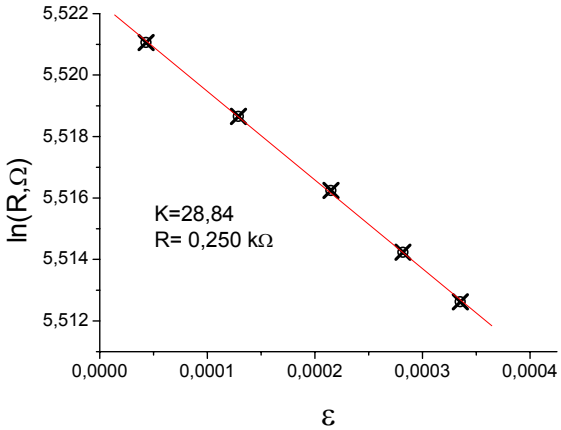
б)



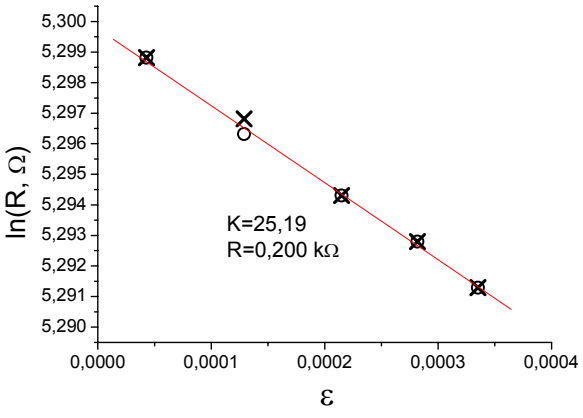
в)



г)



д)



е)

Рисунок 9 – Зависимости электросопротивления тензорезистора на основе SmS при регулировке начального сопротивления путем индуцирования фазового перехода металл- полупроводник. Графики *а* – *е* расположены в порядке уменьшения сопротивления.
○ – прямой ход; х – обратный ход

На рис.10 представлена зависимость коэффициента тензочувствительности от электросопротивления тензорезистора при его уменьшении полировкой.

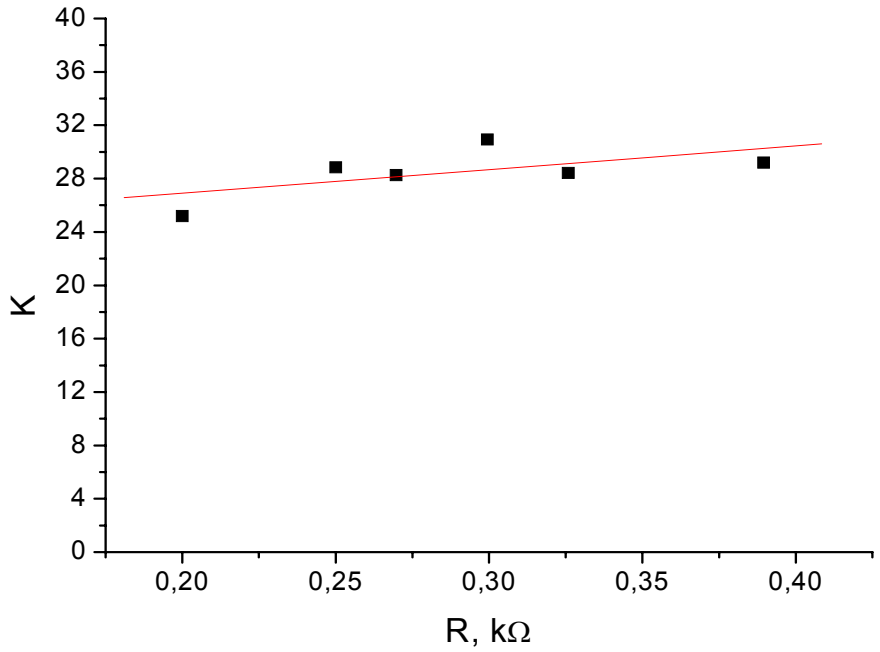


Рисунок 10 – Зависимость коэффициента тензочувствительности тензорезистора на основе SmS от величины электросопротивления при полировке.

Из рис. 9 можно сделать вывод, что стабильность поведения электросопротивления тензорезистора под действием деформаций не ухудшается при его регулировке с применением фазового перехода полупроводник-металл. Скорее наоборот - мы наблюдаем некоторое повышение стабильности, выражающееся в уменьшении гистерезиса (см. рис.9 в, г, д). Это верно, по крайней мере, до уменьшения сопротивления примерно вдвое: от 390 до 200 Ом.

Из рис.10 следует, что при уменьшении сопротивления тензорезистора полировкой, мы имеем некоторое незначительное уменьшение коэффициента тензочувствительности ($\Delta K / \Delta R = 1{,}77 \cdot 10^{-2}$ Ом$^{-1}$.

С помощью тензо- и барорезисторов могут решаться практически любые задачи, связанные с исследованиями прочности и разрушения материалов и конструкций. Это подтверждается большим опытом работы с данными тензорезисторами в организациях, представляющих данный доклад на конференцию, а также во многих других организациях. При применении резисторов на основе SmS необходимо учитывать описанные выше особенности их свойств и поведения параметров.

Список использованных источников

1. В.А.Иванов, К.Н.Большев, А.А.Алексеев, В.В.Каминский, Н.Н.Степанов. Методика исследования ветвления трещины при низкотемпературных натурных исследованиях. // Научное приборостроение, 2010, т.20, №2, в печати.
2. В.В.Каминский, Л.Н.Васильев, П.В.Дубровин, С.М.Соловьёв, В.В.Шпейзман. Датчики внутренних напряжений пластмассовых, композитных и бетонных конструкций на основе сульфида самария. // Микросистемная Техника, 2001, в.10, стр. 7-9.
3. Володин Н.М., Каминский В.В., Способ подгонки сопротивлений тензорезисторного моста. - А. с. N 1225325, 07.03.1984.
4. Володин Н.М., Каминский В.В., Способ подгонки номинального сопротивления полупроводникового резистора. - А.с.№1311357, 25.04.1985.

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА КОЭФФИЦИЕНТ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ГЕТЕРОДИФФУЗИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО МОЛИБДЕНА

Мишин И. П., Грабовецкая Г. П.
ИФПМ СО РАН, Томск, Россия
E-mail: mishinv1@yandex.ru

INFLUENCE OF STRESS ON GRAIN BOUNDARY HETERO-DIFFUSION COEFFICIENTS OF NANOSTRUCTURE MOLYBDENUM.

Mishin I. P., Grabovetskaya G. P.
ISPMS SB RAS, Tomsk, Russia
E-mail: mishinv1@yandex.ru

The Auger spectroscopy was used to determine Ni concentration distribution profiles on grain boundaries of nanostructured Mo. The Ni grain boundary diffusion coefficients was calculated for nanostructured Mo after annealing and annealing with applied stress in temperature range 973–1123 K. The results testifies that distinction of Ni grains boundary diffusion coefficients in nanostructured Mo and coarse-grained Mo is due to the non-equilibrium state of grain boundaries obtained by severe plastic deformation.

Диффузия является тем фундаментальным процессом, который во многом определяет развитие рекристаллизации, фазовых превращений, ползучести и сверхпластичности в металлических материалах. Поэтому получение данных о параметрах диффузии является практически важной и необходимой задачей для анализа указанных диффузионно-контролируемых процессов. С созданием нового класса материалов – наноструктурированных (НС) металлов и сплавов, имеющих достаточно большую объемную долю материала, относящегося к границам зерен и приграничным областям, знание закономерностей и параметров зернограничной диффузии приобретает все большее значение. Этот вопрос особенно важен для объемных НС материалов, получаемых методами интенсивной пластической деформации (ИПД), границы зерен (ГЗ) которых содержат высокую плотность дефектов деформационного происхождения, вследствие чего являются неравновесными [1].

Классическим методом определения параметров зернограничной диффузии (коэффициентов диффузии, энергии активации диффузии, диффузионной ширины границы зерна) является получение экспериментальных профилей распределения по глубине слоевой концентрации или концентрации в ГЗ диффузанта (примеси или изотопа) после диффузионного отжига. Анализ профилей распределения концентрации диффузанта по глубине позволяет в рамках принятых моделей рассчитать значения коэффициентов зернограничной диффузии и определить их зависимость от температуры.

При относительно невысоких температурах до (0,3–0,4) $T_{пл}$ в поликристаллическом материале основной диффузионный массоперенос осуществляется по границам зерен: объемная диффузия «заморожена» (диффузионный путь меньше 1 нм). В указанном интервале температур при небольших временах диффузионных отжигов диффузия в ГЗ проходит либо в режиме диффузии С (отток диффузанта из ГЗ в объем зерна отсутствует), либо – в режиме типа В (отток диффузанта из ГЗ в объем зерна минимален) [2]. В первом случае глубина проникновения диффузанта по ГЗ в объем поликристалла будет определяться лишь параметрами зернограничной диффузии. Во втором – параметрами как зернограничной, так и объемной диффузии. Согласно уточненной классификации режимов зернограничной диффузии для металлов и сплавов с малым размером зерна [3] глубина проникновения диффузанта в ГЗ (L_b) в режиме С определяется выражением:

$$L_b = (D_b t)^{1/2} \quad (1)$$

где D_b – коэффициент зернограничной диффузии; t – время диффузионного отжига.

Отсюда, по глубине проникновения диффузанта, определенной по экспериментальному профилю распределения концентрации диффузанта в ГЗ в режиме диффузии С, можно рассчитать величину D_b.

Получение надежных результатов в определении коэффициентов диффузии по границам зерен в наноструктурированных материалах зачастую связано с большими трудностями. Малый размер зерен, возможность перекрытия друг с другом диффузионных потоков атомов от соседних границ, релаксация и миграция границ зерен (ГЗ) в ходе диффузионных отжигов и, сверх того, неоднородность структуры объема зерен оказывают значительное влияние на кинетику диффузионных процессов. Как следствие, результаты анализа экспериментальных данных различными авторами могут иметь существенные различия [1, 4, 5].

Наиболее точно о диффузионных параметрах в НС материалах, по-видимому, можно судить, используя для исследования систему с униполярной растворимостью, в которой примесь диффузант практически не растворяется в объеме материала и сегрегирует по границам зерен. В такой системе отток примеси из границы в объем зерна по дефектам даже в режиме диффузии в ГЗ типа В будет незначителен. Это должно уменьшить ошибку при определении параметров зернограничной диффузии в металле в НС состоянии из-за неконтролируемого перехода диффузии в ГЗ в процессе диффузионных отжигов из режима С в режим типа В.

В данной работе для исследования диффузионных параметров в НС металлах, полученных ИПД, использовали систему Mo(Ni) (в скобках здесь и далее указана примесь диффузант). Система Mo(Ni) является униполярной. Никель практически не растворяется в молибдене и сегрегирует по границам зерен (коэффициент сегрегации 0,01–0,003 [6]). Другой особенностью системы Mo(Ni) является склонность молибдена к межкристаллитному разрушению. Это позволяет на поперечном изломе образца после диффузионных отжигов методом оже-спектроскопии определить концентрационный профиль распределения никеля по глубине непосредственно в ГЗ молибдена.

Наноструктурированное состояние в молибдене было получено ИПД двумя методами: кручением под давлением и равноканальным угловым прессованием (РКУП). Кручение под давлением проводили по следующему режиму: температура 673 К, давление 6 ГПа, деформация 5 оборотов. Равноканальное угловое прессование проводили в интервале температур 1073–923 К по режиму B_c за 5 проходов.

Известно [7], что температурный интервал существования режима диффузии С никеля в ГЗ крупнозернистого молибдена соответствует температурам ниже 1273 К. Поэтому в работе были проведены предварительные исследования влияния отжигов в интервале температур 873–1273 на термостабильность нанокристаллической структуры молибдена. Эти исследования показали, что после отжига при температуре 1273 К, 1 час в отдельных участках образца наблюдаются частичная рекристаллизация и рост зерен. Отжиги при температуре ниже 1173 К, 4–6 часов не изменяют размеров элементов зеренно-субзеренной структуры молибдена. В этой связи диффузионные отжиги наноструктурированного молибдена, покрытого пленкой никеля толщиной 5–7 мкм, проводили в интервале температур 973–1123 К, 2–5 часов. Отжиги проводили в рабочей камере установки ПВ-3012М в вакууме $5 \cdot 10^{-3}$ Па. Величина постоянного растягивающего напряжения в процессе диффузионных отжигов составляла 50 МПа. При таком напряжении и используемых температурах деформация ползучести в течение 14 часов не наблюдалась (точность измерения удлинения образца составляла не хуже 5 мкм при рабочей базе образца 10 мм.) Проникновение никеля в объем молибдена с поверхности за счет объемной диффузии при температуре 1123 (коэффициент объемной диффузии $7{,}1 \cdot 10^{-24}$ м^2/с) за 5 часов не превышает 1 нм, поэтому объемную диффузию при выбранных режимах диффузионных отжигов можно считать «замороженной».

Распределение концентрации никеля (C_{Ni}) по глубине проникновения в молибдене после диффузионных отжигов определяли на поперечном изломе образца методом оже-спектроскопии. Измерения C_{Ni} в ГЗ производили на установке "ШХУНА-2", в сверхвысоко-

вакуумной камере которой размещен оже-анализатор с разрешением по энергии 0,7%. Запись энергетических спектров оже-электронов осуществлялась в режиме зондирования электронным пучком без сканирования. Диаметр пучка составлял 1–1,5 мкм. Расчет C_{Ni} в ГЗ проводили, исходя из определения концентраций пяти элементов: молибдена, никеля кислорода, водорода и азота. Ошибка в определении концентрации никеля в ГЗ составляла 20 %.

В табл. 1 представлены результаты оценки величины D_b по глубине проникновения никеля в НС молибдене. Здесь же для сравнения приведены значения D_b никеля в крупнозернистом молибдене, определенные в [7] методом оже-спектроскопии. Для оценки D_b по глубине проникновения никеля в молибден по ГЗ использовалось уравнение (1). За величину L_b (наибольшая глубина проникновения) принималось расстояние от поверхности образца, на котором концентрация никеля составляла 0,5 ат.%, что соответствует пределу разрешения метода оже-спектроскопии по концентрации. Из табл. 1 видно, что значения D_b никеля в НС молибдене в интервале температур 1123–973 К на 2–3 порядка превышают соответствующие в крупнозернистом. При этом разница в значениях D_b крупнозернистого и НС молибдена увеличивается с уменьшением температуры диффузионного отжига.

Таблица 1 – Коэффициенты зернограничной диффузии никеля в молибдене

Температура, К	D_b, м^2/с	
	Крупнозернистый молибден	НС молибден
1373	$1{,}0\cdot10^{-12}$	
1273	$1{,}9\cdot10^{-13}$	
1123	$^{*}8{,}7\cdot10^{-15}$	$7{,}8\cdot10^{-13}$
1073	$^{*}2{,}6\cdot10^{-15}$	$4{,}4\cdot10^{-13}$
973	$^{*}1{,}5\cdot10^{-16}$	$1{,}0\cdot10^{-13}$

* – значения рассчитаны из экспериментальных данных, полученных при температурах 1373 и 1273 К в предположении, что для коэффициентов зернограничной диффузии выполняется зависимость Аррениуса: $D_b = D_{bo}\exp(-Q/RT)$.

В работе [8] показано, что увеличение коэффициентов зернограничной гетеродиффузии в НС молибдене обусловлено неравновесным состоянием ГЗ, формируемом в процессе ИПД. Границы зерен в неравновесном состоянии, формируемом в процессе ИПД, характеризуются повышенной энергией, избыточным свободным объемом и наличием полей упругих напряжений внутри границ и в приграничных областях. Согласно теории переходного состояния [9], напряжения, как внешние, так и внутренние, увеличивают коэффициент D_b и уменьшает энергию активации зернограничной диффузии в поликристаллах. Отсюда можно предполагать, что напряжения в ГЗ зерен и приграничных областях наряду с избыточным объемом ГЗ способствуют увеличению D_b никеля в НС молибдене по сравнению с соответствующими значениями для крупнозернистого состояния.

В пользу такого предположения свидетельствуют результаты исследования влияния внешнего напряжения на величину D_b никеля в НС молибдене. На рис. 1 представлены профили распределения C_{Ni} в границах зерен НС молибдена после свободного отжига и отжига под напряжением 50 МПа при температуре 1123 К, 4 ч. Видно, при наличии напряжения даже в 5–10 раз меньшего, чем внутренние напряжения, создаваемые неравновесными границами зерен [10], глубина проникновения никеля в молибден увеличивается. Оценка по формуле (1) показала, что в этом случае коэффициент D_b увеличился примерно в 1,5 раза.

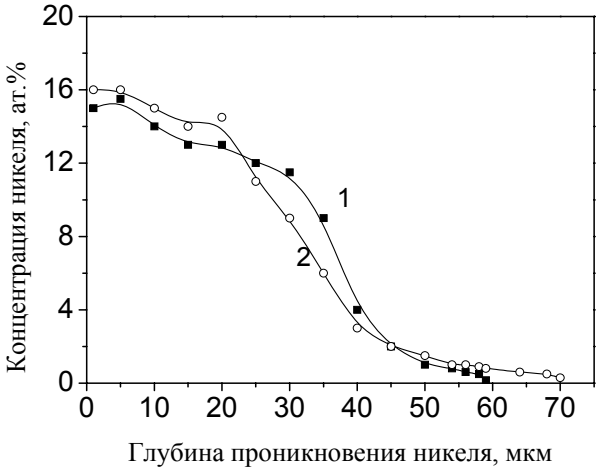


Рисунок 1 – Профили распределения концентрации никеля по глубине проникновения в УМЗ молибдене после диффузионного отжига при температуре 1123 К, 4 часа.
1 – свободный отжиг; 2 – отжиг под напряжением 50 МПа.

Таким образом, результаты, полученные на примере системы Mo(Ni), показывают, что коэффициенты зернограничной диффузии в наноструктурированных металлах, полученных методами интенсивной пластической деформации, в интервале температур 0,3–0,4 $T_{пл}$ увеличены на 2–3 порядка по сравнению с соответствующими для крупнозернистого состояния. Напряжения, создаваемые неравновесными границами зерен наряду с избыточным свободным объемом границ зерен могут способствовать увеличению коэффициентов зернограничной гетеродиффузии в наноструктурированных металлах, формируемых методами интенсивной пластической деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 10-01-00034-а.

Список использованных источников

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск: Наука, 2001. – 213 с.
2. Структура и свойства внутренних поверхностей раздела в металлах./ Под ред. Бокштейна Б.С., Копецкого Ч.В., Швиндлермана Л.С. и др./Москва: Наука, 1988, 272 с.
3. Kaur I., Mishin Yu., Gust W. Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion. Chichester: John Wiley & Sons Ltd., 1995, 512 p.
4. Tanimoto H., Pasquini L., Prummer R. et. al. Self-diffusion and magnetic properties in explosion densities nanocrystalline Fe.//Scripta Materialia. – 2000. – V.42. – №10. – P.961–966.
5. Wurschum R., Kubler A., Gruss S. Ecer diffusion and crystalline growth in ultra-fine grained Pd prepared by severe plastic deformation.//Annales de Chimie. – 1996. – V.21. – №6–7. – P.471–482.
6. Hein K., Buhrig E. Kristallisation aus Schenelzen: Eisenmetalle. Bundmetalle. Hochschmetlzende Metalle. Halbeiterelemente. Elementelle. Radioactive Eisenmete. – Leipzig: Dtsch. Verl. Grundstoffind, 1983. – 344 s.
7. Раточка И.В., Марвин В.Б., Зверев И.К. и др. Исследование зернограничной диффузии никеля в молибдене методом оже-спектроскопии.//Изв. Вузов. Физика, 1992, № 7, С. 28-31.
8. Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Раточка И.В., Псахье С.Г., Колобов Ю.Р., Зернограничная диффузия никеля в субмикрокристаллическом молибдене, полученном интенсивной пластической деформацией // Письма в ЖТФ. – 2008. – Т. 33. – № 4.– С. 7-14.
9. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. – М.: Металлургия. – 1978. – 248 с.
10. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Жданов А.Н. и др. Источники полей напряжения в деформированных поликристаллах // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т.9. – № 3. – С. 93 – 102.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ

Грабовецкая Г. П., Степанова Е. Н., Забудченко О. В.
Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, г. Томск, Россия
E-mail: grabg@ispms.tsc.ru

STRUCTURE AND PHASE STATE AND DEFORMATION BEHAVIOUR OF NANOSTRUCTURED HYDROGENATED Ti-6Al-4V ALLOY

Grabovetskaya G. P., Stepanova E. N., Zabudchenko O. V.
Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia
E-mail: grabg@ispms.tsc.ru

Comparison studies of the effect of hydrogen treatment (0,002–0,12 w.%) on nanostructured and coarse-grained Ti–6Al–4V alloy structural and phase states were carried out. Deformation processes development at both states of hydrogenated alloy during test tension at room temperature according to hydrogen concentration and its state at alloy is studied. Hydrogen presence at nanostructured Ti-6Al-4V alloy at solid solution is found to result in its yield strength decreasing and ultimate strength and general deformation to failure increasing. Possible reasons underlying increasing of uniform deformation stage duration and alloy deformation hardening at presence of hydrogen at solid solution under study are discussed.

Введение

Растворенный в титановых сплавах водород в процессе эксплуатации может инициировать разрушение конструкций из этих материалов даже в том случае, если его концентрация не превышает предельно допустимого значения. Это обусловлено тем, что водород из-за высокой диффузионной подвижности способен перераспределяться в объеме металла под действием полей упругих напряжений, образуя в наиболее напряженных участках скопления и, тем самым, повышая вероятность изменения в этих участках структурно-фазового состояния и образования пор и трещин [1]. Известно также [2], что уменьшение размера зерен приводит к росту скорости поглощения водорода металлическими поликристаллами. Поэтому перспектива использования в промышленности наноструктурированных (НС) сплавов титана в значительной степени будет определяться их устойчивостью к водородной хрупкости. В этой связи представляет интерес исследовать влияние легирования водородом на структурно-фазовое состояние и развитие деформационных процессов в НС (размер зерна менее 0,5 мкм) сплавах титана. В данной работе такие исследования проведены на примере α+β двухфазного титанового сплава Ti-6Al-4V (марка ВТ6).

Материал и методы исследования

Сплав Ti-6Al-4V исследовали в двух состояниях: НС и крупнозернистом. Наноструктурированное состояние в сплаве было получено методом всестороннего прессования [3].

Легирование сплава водородом до концентраций 0,049 – 0,12 мас.% (здесь и далее по тексту концентрация водорода указана в массовых %) осуществляли путем отжига в среде водорода в высоковакуумной установке типа Сиверста при температуре 873 К. После отжига в среде водорода образцы охлаждали с печью (далее по тексту это образцы типа 1). В интервале температур 673–423 К скорость охлаждения этих образцов не превышала 2 град/мин. Часть образцов типа 1 была нагрета до температуры 823 К в атмосфере и после выдержки в течение 5 минут закалена в воду (далее по тексту это образцы типа 2). Концентрацию водо-

рода в сплаве измеряли кулонометрическим методом определения массовой доли водорода [4] с точностью ± 0,001 %.

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг проводили в просвечивающем электронном микроскопе ЭМ-125К. Для металлографических исследований использовали оптический микроскоп OLYMPUS GX71 и растровый электронный микроскоп Philips SEM515. Размеры структурных элементов измеряли на фотографиях микроструктуры методом секущей [6]. Фазовый состав исследуемых сплавов определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 в излучении Cu-K_α.

Испытания на растяжение выполняли при комнатной температуре на модернизированной машине ПВ-3012М со скоростью $8 \cdot 10^{-4}$ $с^{-1}$. Испытывали плоские образцы в виде двойной лопатки с размерами рабочей части 3×1×15 $мм^3$. Образцы из заготовок вырезали электроискровым способом. Поверхность образцов подвергали механической шлифовке и электролитической полировке.

Результаты и обсуждение

В исходном состоянии крупнозернистый сплав Ti-6Al-4V с содержанием водорода 0,002 % имел пластинчатую структуру с размером α и β пластин соответственно 1–1,5 мкм и 0,1–0,3 мкм. После введения водорода пластинчатая структура в сплаве сохраняется, но размеры пластин уменьшаются (рис. 1, *а*).

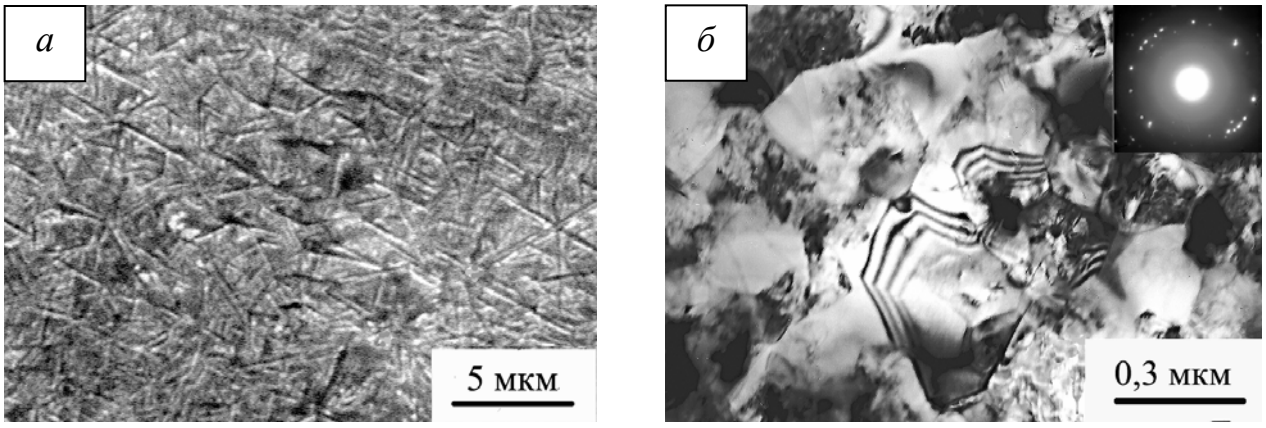


Рисунок 1 – Микроструктура сплава Ti-6Al-4V-H:
а – крупнозернистое состояние, концентрация водорода 0,12 %;
б – наноструктурированное состояние, концентрация водорода 0,1 %

Типичная структура НС сплава Ti-6Al-4V, легированного водородом, представлена на рис. 1, *б*. На электронограммах такой структуры, снятой с площади 1,4 $мкм^2$, наблюдается значительное количество рефлексов, равномерно расположенных по окружности, что свидетельствует о наличии в структуре большого числа зерен в единице объема и существенной разориентации между ними. Средний размер зерен в сплаве, определенный по темнопольному изображению, составляет 0,4 мкм. После введения водорода средний размер зерен практически не изменился (0,42 мкм). Границы зерен НС сплава, как правило, равновесны, о чем свидетельствует наличие полосчатого контраста на границах зерен, характерного для равновесного состояния границ зерен.

Рентгеноструктурные исследования показали, что сплав Ti-6Al-4V с концентрацией водорода 0,002 % в НС и крупнозернистом состояниях, содержит только α и β фазы (рис. 2, кривая 1). Рассчитанная из дифрактограмм объемная доля β фазы в НС сплаве составляла 9 об.%, в крупнозернистом сплаве – 13 об.%. После легирования водородом в образцах круп-

нозернистого сплава и в образцах типа 1 НС сплава кроме α и β фазы имеются выделения гидрида, о чем свидетельствует изменение соотношения интенсивностей линий (100) (002) и (101) α фазы на дифрактограммах этих образцов (рис. 2, кривая 2). Сопоставление дифрактограммам гидридов TiH_{1-2} с указанными дифрактограммами показало, что с наибольшей вероятностью в образцах крупнозернистого сплава, легированных водородом, и в образцах типа 1 НС сплава присутствует гидрид TiH_2 с тетрагональной решеткой, рефлексы которого (101) и (110) (рис. 2, кривая 4) накладываются соответственно на рефлексы (100) и (101) α фазы. В образцах типа 2 НС сплава водород находится, в основном, в твердом растворе, о чем свидетельствует идентичность соотношения рефлексов дифрактограмм этих образцов (рис. 2, кривая 3) соотношению рефлексов на дифрактограммах образцов, содержащих 0,002 % водорода. Количество β фазы в НС образцах типа 2 составляет 14 об.%.

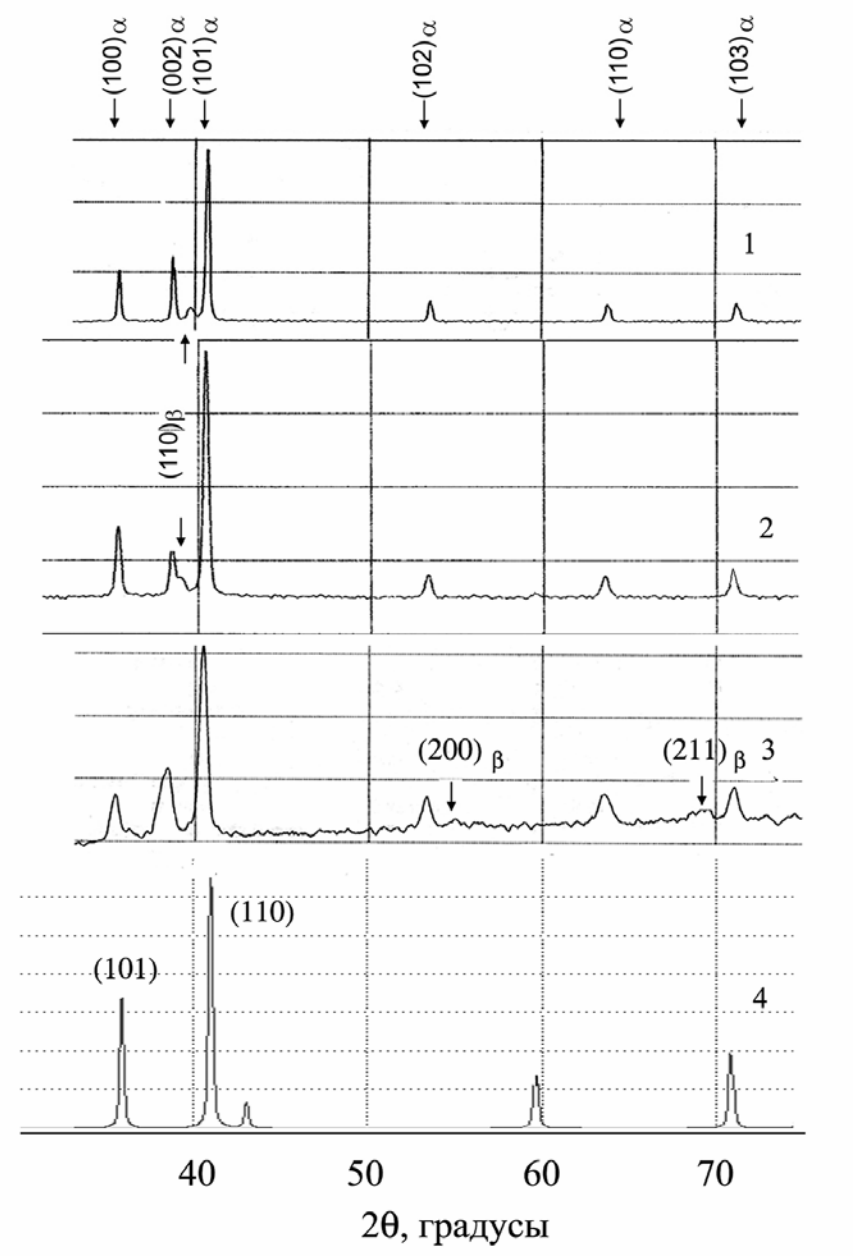


Рисунок 2 – Участки дифрактограмм образцов НС сплава Ti-6Al-4V-H (1–3) и гидрида TiH_2 с тетрагональной решеткой (4): 1 – Ti-6Al-4V-0,002H; 2 – Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 1); 3 – Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 2)

Влияние состояния водорода на механические свойства НС сплава Ti-6Al-4V-H при комнатной температуре иллюстрируют данные табл. 1. Видно, что образцы типа 2, содержащие водород, в основном, в твердом растворе, имеют предел текучести ($\sigma_{0,2}$) ниже, а предел прочности (σ_B) и величину деформации до разрушения (δ) выше, чем образцы типа 1, содержащие выделения гидрида.

Таблица 1 – Механические свойства легированного водородом субмикрокристаллического сплава Ti-6Al-4V при температуре 293 К

Материал	$\sigma_{0,2} \pm 25$, МПа	$\sigma_B \pm 25$, МПа	$\varepsilon_B \pm 0,1$, %	$\delta \pm 1$, %
Ti-6Al-4V-0,002 H	1365	1376	1,2	7
Ti-6Al-4V-0,049H (образцы типа 1)	1359	1418	1,0	6
Ti-6Al-4V-0,049H (образцы типа 2)	1332	1463	2,4	9
Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 1)	1355	1405	1,1	5
Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 2)	1298	1583	4,1	11

На рис. 3 приведены инженерные кривые растяжения сплава Ti-6Al-4V с различным содержанием водорода при комнатной температуре в координатах «напряжение – деформация» (далее кривые «напряжение-деформация»). Видно (рис. 3, *а*), что на кривых «напряжение-деформация» образцов НС сплава Ti-6Al-4V при содержании водорода в пределах исследуемых концентраций (0,002-0,1 %) наблюдаются две стадии: упрочнения (равномерного удлинения) и падающего напряжения. Продолжительность указанных стадий по деформации зависит как от концентрации, так и состояния водорода в сплаве. На кривых «напряжение-деформация» образцов типа 1 (рис. 3, *а*, кривая 2), как и кривых «напряжение-деформация» образцов НС сплава, содержащего 0,002 % водорода (рис. 3, *а*, кривая 1), короткая стадия деформационного упрочнения сменяется продолжительной стадией падающего напряжения. При этом длительность по деформации стадии деформационного упрочнения (ε_B) образцов типа 1 практически не зависит от концентрации водорода в сплаве, а величина δ несколько уменьшается с увеличением содержания водорода (табл. 1). Для кривых «напряжение-деформация» образцов типа 2 НС сплава (рис. 3, *а*, кривая 2′), характерно наличие длинной стадии деформационного упрочнения, за которой следует стадия падающего напряжения. С повышением содержания водорода в сплаве протяженность стадии деформационного упрочнения образцов типа 2 увеличивается, что сопровождается ростом эффекта упрочнения и общей деформации до разрушения (табл. 1).

Присутствие водорода в виде выделений гидрида TiH_2 в крупнозернистом сплаве Ti-6Al-4V приводит к существенному уменьшению значений ε_B и δ сплава (рис. 3, *б*). На кривых «напряжение-деформация» образцов крупнозернистого сплава Ti-6Al-4V, содержащего 0,05 % водорода, протяженность стадии деформационного упрочнения уменьшается в два раза, а деформация до разрушения – примерно в шесть раз по сравнению с образцами сплава, содержащих 0,002 % водорода. Стадия падающего напряжения на кривых «напряжение–деформация» образцов крупнозернистого сплава Ti-6Al-4V с содержанием водорода 0,05 % вообще отсутствует. При увеличении содержания водорода до 0,12 % образцы крупнозернистого сплава разрушаются хрупко на упругой части кривой растяжения.

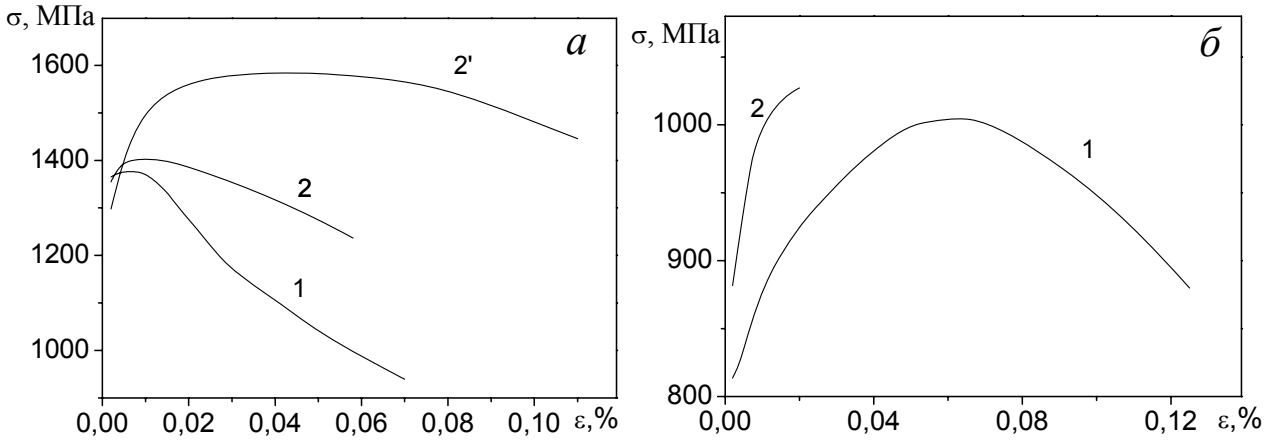


Рисунок 3 – Инженерные кривые «напряжение-деформация» НС (*а*) и крупнозернистого (*б*) сплава Ti-6Al-4V-H: 1 – Ti-6Al-4V-0,002H; 2 – Ti-6Al-4V-(0,1–0,12)H (образцы типа 1); 2′ – Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 2)

Детальное изучение деформационного рельефа, формирующегося на предварительно полированной поверхности рабочей части образцов НС сплава Ti-6Al-4V, содержащего 0,002 % водорода, показало, что на стадии деформационного упрочнения на поверхности рабочей части этих образцов образуются отдельные полосы локализованной деформации шириной 10–20 мкм (рис. 4, *а*). Полосы имеют ламельную структуру и располагаются параллельно приложенной нагрузке. Характерной особенностью деформации на стадии упрочнения образцов типа 1 с различным содержанием водорода является развитие трещин, периодически расположенных на поверхности рабочей части образца (рис. 4, *б*). Трещины распространяются перпендикулярно приложенному напряжению по поверхности образца (их глубина не превышает 1–2 мкм) практически по всей ширине. Согласно данным [5], трещины, периодически расположенные на поверхности деформируемого НС образца, являются одной из форм проявления локализации пластической деформации. На поверхности образцов типа 2 НС сплава на стадии упрочнения полосы локализованной деформации и трещины отсутствуют, но наблюдается образование цепочек пор, расположенных вдоль направлений, параллельных максимальным касательным напряжениям (рис. 4, *в*).

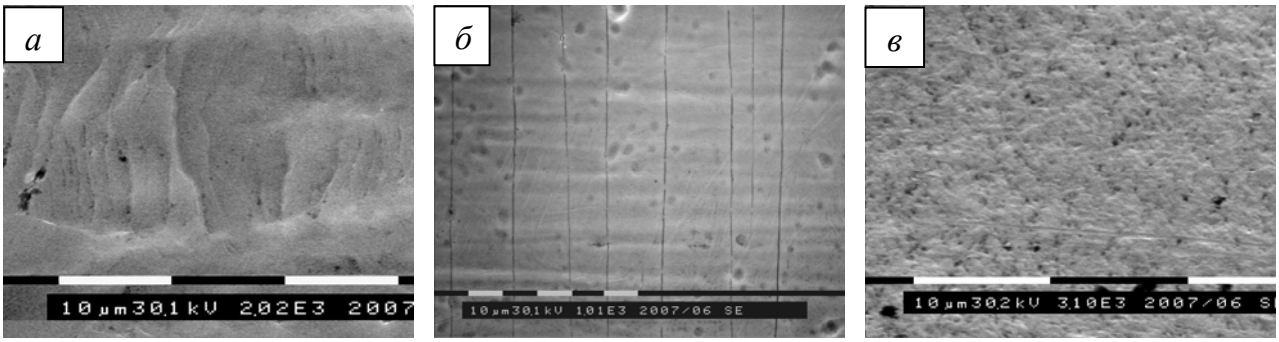


Рисунок 4 – Деформационный рельеф поверхности НС сплава Ti-6Al-4V-H на стадии упрочнения при температуре 293 К: *а* – Ti-6Al-4V-0,002H; *б* – Ti-6Al-4V-0,1 (образцы типа 1); *в* – Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 2)

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о том, что водород, находясь в НС сплаве Ti–6Al–4V в твердом растворе, препятствует развитию локализации пластической деформации в процессе растяжения при комнатной температуре. В то же время, присутствие водорода в НС сплаве в виде выделений гидрида лишь преобразует форму проявления локализации пластической деформации из полос в трещины. Следует отметить, что

повышение устойчивости к локализации пластической деформации НС сплава Ti-6Al-4V в присутствии водорода в твердом растворе наблюдается и в условиях ползучести при комнатной температуре [6].

Известно [7], что развитие локализации пластической деформации в неравновесных металлических материалах, какими являются НС металлы и сплавы, связано с затруднением движения дислокаций из-за высоких внутренних напряжений. С другой стороны, существует мнение [8], согласно которому присутствие водорода в твердом растворе в некоторых металлах (Nb, V, Ti, Fe) и сплавах на их основе облегчает зарождение дислокаций и увеличивает их подвижность. В связи с этим, можно предполагать, что отсутствие локализации пластической деформации на стадии деформационного упрочнения в образцах типа 2 НС сплава Ti-6Al-4V, содержащих водород в основном в твердом растворе, обусловлено облегченным зарождением дислокаций и увеличением их подвижности. Подтверждением этого предположения служат результаты расчета зависимости коэффициента деформационного упрочнения ($\theta = d\sigma/d\varepsilon_{ист}$) от истинной деформации ($\varepsilon_{ист}$) для исследуемого сплава, представленные на рис. 5. Видно, что присутствие водорода в сплаве в виде выделений гидрида не изменяет характер зависимости $\theta = f(\varepsilon_{ист})$ (рис. 5, кривые 1 и 2), В тоже время, присутствие водорода в образцах НС сплава в твердом растворе приводит к увеличению числа стадий деформационного упрочнения (рис. 5, кривая 2′). При этом характер зависимости $\theta = f(\varepsilon_{ист})$ для НС сплава становится подобным зависимости $\theta = f(\varepsilon_{ист})$ для крупнозернистого сплава с содержанием водорода 0,002 %, деформация которого осуществляется путем движения дислокаций (рис. 5, кривая 3).

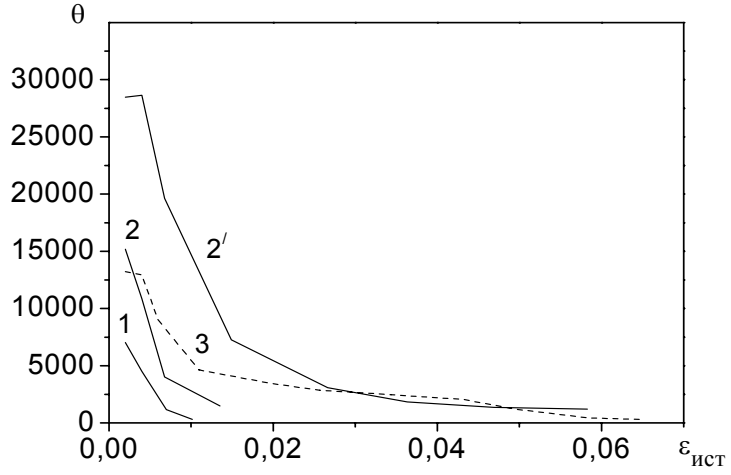


Рисунок 5 – Зависимости $\theta = f(\varepsilon_{ист})$ сплаваTi-6Al-4V-H с различным содержанием водорода при температуре 293 К: 1 – НС сплав Ti-6Al-4V-0,002H; 2 – НС сплав Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 1); 2′ – НС сплав Ti-6Al-4V-0,1H (образцы типа 2); 3 – крупнозернистый сплав Ti-6Al-4V-0,002H

Таким образом, водород, находясь в твердом растворе, активизирует дислокационный механизм деформации в НС сплаве Ti-6Al-4V в условиях растяжения при комнатной температуре, что приводит к снижению предела текучести, росту эффекта деформационного упрочнения и увеличению равномерной деформации и общей деформации до разрушения.

Список использованных источников

1. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханова А.А. Механические свойства титана и его сплавов. – М.: Металлургия, 1974. – 544 с.
2. Цвиккер У. Титан и его сплавы. – М.: Металлургия, 1979. – 511 с.

3. Салищев Г.А., Галлеев Р.М., Малышева С.П. и др. Формирование субмикрокристаллической структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства // МиТОМ. – 2006. – № 2. – С. 19 – 26.
4. Агасян П.К., Хамракулов Т.К. Кулонометрические методы анализа. – М.: Химия, 1984. –166 с.
5. Панин А.В. Нелинейные волны локализации пластического течения в наноструктурных поверхностных слоях твердых тел и тонких пленках // Физическая мезомеханика. – 2005. – Т. 8. – № 3. – С. 5–17.
6. Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Степанова Е.Н. Влияние водорода на низкотемпературную ползучесть субмикрокристаллического сплава Ti–6Al–4V // Металлы. – 2010. – № 2. – С. 86–92.
7. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. I. Физические основы многоуровневого подхода // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – № 3. – С. 9–22.
8. Robertson I.V. The effect of hydrogen on dislocation dynamics // Engineering Fracture Mechanics. – 2001. – V. 68. – P. 671–692.

ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА, ЭВОЛЮЦИЯ РЕШЕТОЧНЫХ ДЕФЕКТОВ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИХАЛЬКОГЕНИДОВ ТИТАНА (TiX_2, X=S,Se, Te)

Панфилов П. Е.[1], Горностырев Ю. Н.[2], Селезнева Н. В.[1], Пилюгин В. П.[2]
[1] *УрГУ, Екатеринбург,*
[2]*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург*
E-mail: peter.panfilov@usu.ru

ELECTRONIC BONDING, LATTICE DEFECTS AND DEFORMATION BEHAVIOR OF TITANIUM DICHALCOGENIDES (TiX_2, X = S, Se, Te)

Panfilov P. E.[1], Gornostyrev Yu. N.[2], Selezneva N. V.[1], Pilyugin V. P.[2]
[1] *USU, Ekaterinburg, Russia*
[2]*IMP UB RAS, Ekaterinburg, Russia*
E-mail: peter.panfilov@usu.ru

В работе анализируется поведение ковалентных кристаллов дихалькогенидов титана (TiX_2, X = S, Se, Te), в которых приложенные напряжения могут релаксировать как за счет пластической деформации, так и за счет развития трещин скола. Первопринципные расчеты электронной структуры, когезионных характеристик, энергии обобщенного дефекта упаковки методом PAW-VASP показали, что дихалькогениды титана, несмотря на ионно-ковалентный характер связи, демонстрируют относительно низкое сопротивление сдвигу. При этом и энергия декогезии, требуемая для раздвигания берегов трещины оказалась относительно небольшой. Показано, что в дихалькогенидах титана пластическая релаксация осуществляется за счет базисного скольжения. Этот процесс подавляет развитие радиальных трещин вблизи отпечатков алмазной пирамидки микротвердомера, в то время как макроскопической модой разрушения дихалькогенидов титана остается скол.

Работа поддержана в рамках программы Минобрнауки РФ "Развитие научного потенциала высшей школы" (# 2.2.2.2/5579) и гранта Американского фонда гражданских инициатив (# RUXO-005-EK-06/BG4M05).

ВЛИЯНИЕ ОРГАНО-МИНЕРАЛЬНЫХ МОДИФИКАТОРОВ НА ПРОЧНОСТЬ БЕТОНА

Гувалов А. А.
Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку, Азербайджанская Республика,
E-mail: abbas.guvalov@akkord.az

INFLUENCE OF ORGANO-MINERAL MODIFIERS ON DURABILITY OF CONCRETE

Guvalov A. A.
Azerbaijan Architecture and Construction University, Baku, Azerbaijan Republic,
E-mail: abbas.guvalov@akkord.az

The general data on managements of structure and properties of concrete with application of modifiers are resulted. The short characteristics and properties of mineral, chemical and organo-mineral modifiers is given. It is shown, that one of the basic components of self-condensed concrete are chemical additives and complex organo-mineral modifiers. For their manufacture application of volcanic ashes of the Jeyranchel deposit is recommended. For increase of efficiency of volcanic ashes expediently is its preliminary mixing with microsilica and superplasticizer of type SAS.

В технологии бетона основными всегда являлись две ключевые задачи: получение прочного и долговечного бетона и снижение трудовых и энергетических затрат при его производстве. С одной стороны, производство прочных и долговечных бетонов было сопряжено с интенсивными механическими воздействиями на бетонную смесь, что неизбежно увеличивало затраты на производство бетонной смеси. С другой, получение высокоподвижных бетонных смесей происходило, главным образом, за счет увеличения расхода воды, что, в свою очередь, приводило к снижению прочности бетона.

В развитии технологии производства бетона решающую роль сыграло модифицирование бетонов добавками модификаторами. С появлением суперпластификаторов и высокодисперсных кремнеземсодержащих материалов техногенного происхождения, прежде всего, микрокремнезема, в технологии бетона произошел перелом. Значительный прогресс связан именно с совместным применением суперпластификатора и микрокремнезема. Оптимальное сочетание указанных добавок модификаторов, а при необходимости совмещение с ними в больших количествах других органических и минеральных материалов, позволяет управлять реологическими свойствами бетонных смесей и модифицировать структуру цементного камня на микроуровне так, чтобы придать им свойства, обеспечивающие высокую эксплуатационную надежность конструкций [1].

В результате проведенных научно-исследовательских работ ученые Токийского университета в начале 90-х годов разработали бетон, который был настолько текучим, что не требовал вибрационного уплотнения [2]. Этот бетон получил название самоуплотняющегося. Под самоуплотняющимися подразумеваются смеси, способные укладываться в опалубку без вибрации, под воздействием собственной массы, равномерно распределяться во всем ее объеме при сохранении однородности даже при наличии густо расположенной арматуры, СА-мостоятельно освобождаться от содержащегося в ней воздуха [3, 4, 5]. Определяющим свойством таких смесей является их высокая удобоукладываемость, сочетающая две противоположные по своей природе характеристики: низкое предельное напряжение сдвига, которое предопределяет высокую текучесть смеси, и повышенную вязкость, обеспечивающую стабильность и связность смеси.

Анализируя вышеизложенное, можно сделать вывод, что основным преимуществом самоуплотняющегося бетона является то, что не требуется проводить вибрационное уплотнение в процессе укладки. Бетон заполняет форму или опалубку под собственным весом. Основные компоненты самоуплотняющегося бетона те же, что используются при производ-

стве обычного бетона. Отличие лишь в их соотношении, а также в использовании специальных добавок, которые и придают бетону текучесть. Для достижения высоких эксплуатационных характеристик самоуплотняющихся бетонов предъявляются очень жесткие требования к материалам для их изготовления. Крупность мелкого заполнителя составляет не более 1,25 мм, причем 70 % из них размером 0,63 мм. Крупный заполнитель фракционируют по размерам 5–10 мм и 10–20 мм. Обязательным является применение минеральных материалов с высокой удельной поверхностью, которые увеличивают водоудерживающую способность смеси (микрокремнезем, минеральные добавки природного и техногенного происхождения) и суперпластификаторов, регулирующих технологические свойства бетонной смеси.

Суперпластификаторы — это полиэлектролиты органического происхождения, основная функция которых заключается в диспергировании химической среды в гетерогенных системах. Их вводят в бетонную смесь для регулирования технологических свойств смеси и получения "реопластичных" бетонных смесей с низким водоцементным отношением, обладающих высокой когезией и нерасслаиваемостью [6].

В исследованиях применяли суперпластификаторы на основе полициклических ароматических углеводородов типа САС [7]. Суперпластификатор САС являющейся с высоким содержанием гидрофильных групп в составе олигомерного молекула не замедляет гидратации цемента [8]. Поэтому для регулирования твердения бетона в экспериментах применялся фосфороорганический замедлитель в количестве 0,02-0,15% от массы цемента (нитрилотриметилфосфоновая кислота выпускается в виде белого кристаллического порошка и соответствует ТУ 2439-347-05763441).

Для поддержания высокой текучести и предотвращения расслоения бетонные смеси должны обладать определенной вязкостью. Эту проблему можно решить с использованием высокодисперсных минеральных добавок. Введение минеральных добавок, например, микрокремнезема, молотого известняка совместно с суперпластификатором дает меньшие потери подвижности бетонной смеси в течение двух часов, чем без минеральной добавки [9]. Это можно объяснить тем, что сферические частицы добавок выполняют функцию "подшипников качения", снижая трение между частицами. Минеральные добавки не только выполняют функцию загустителей (повышают вязкость бетонной смеси, водоудерживающую способность), но и активизируют процессы гидратации вяжущего, способствуют увеличению объема и степени кристалличности образующихся гидратов, среди которых возрастает доля более прочных и устойчивых низкоосновных гидросиликатов кальция. Наиболее эффективными минеральными добавками является микрокремнезем. Микрокремнезем является сравнительно дорогим и дефицитным материалом, пэтому возникла необходимость частично его замещения более доступным активным микронаполнителем, в частности минеральными добавками вулканического происхождения. Минеральные добавки способны в присутствии воды взаимодействовать с диоксидом кальция при обычных температурах, образуя соединения, обладающие вяжущими свойствами. При введении в бетон они взаимодействуют с $Ca(OH)_2$, выделяющимся при гидратации портландцемента. На свойства минеральных добавок значительное влияние оказывает их зерновой состав, определяющий удельную поверхность и, соответственно, реакционную способность или возможность уплотнения структуры бетона. Минеральные добавки вулканического или происхождения состоят в основном из 75–85% стеклофазы, которые, в известной мере, определяют их пуццолановую активность. Эти добавки широко применяются при производстве цемента. Минеральные добавки отличаются от заполнителя мелкими размерами зерен (менее 0,16 мм, а чаще еще меньше), а от химических модификаторов тем, что они не растворяются в воде. Располагаясь вместе с цементом в пустотах наполнителя, они уплотняют структуру бетона, в ряде случаев позволяя уменьшить расход цемента. Поэтому минеральные добавки часто называют минеральными наполнителями. Для повышения эффективности минеральные добавки вулканического происхождения как микронаполнителя необходимо их тонкое измельчение. Увеличить тонкости помола минеральной добавки яв-

ляется трудной задачей. Для решения данную проблему проводит глубокое механическое измельчение в шаровой мельнице. Но этот способ малоэффективен, так как для высокой степени дисперсности частиц требуется большая затрата работы измельчения, которая будет пропорциональна удельной поверхности частиц. Кроме того, частицы при измельчении имеют тенденцию к слипанию и повторному агрегированию. Поэтому в этом случае для повышения степени дисперсности агломерированных частиц рекомендовано применение также химическое диспергирование. За счет механо-химическое измельчение и диспергирование можно увеличить удельной поверхности Джейранчельского вулканического пепла до 4000–8000 см^2/г. Проведенными исследованиями установлено, что с увеличением удельной поверхность повышается активность минеральных добавок.

Для создания самоуплотняющегося бетона необходимо правильно подобрать гранулометрию заполнителей. В отличие от ГОСТ-овских рекомендаций по раздельному учету щебня и песка (причем песок различается только по модулю крупности), необходимо строить совместную кривую (рис 1). Необходимо вводить тонкий наполнитель и микрокремнезем. Другая серьезная проблема – это высокое содержание зерен щебня лещадной формы. Для получения самоуплотняющегося бетона количество лещадного щебня должно быть не более 15%.

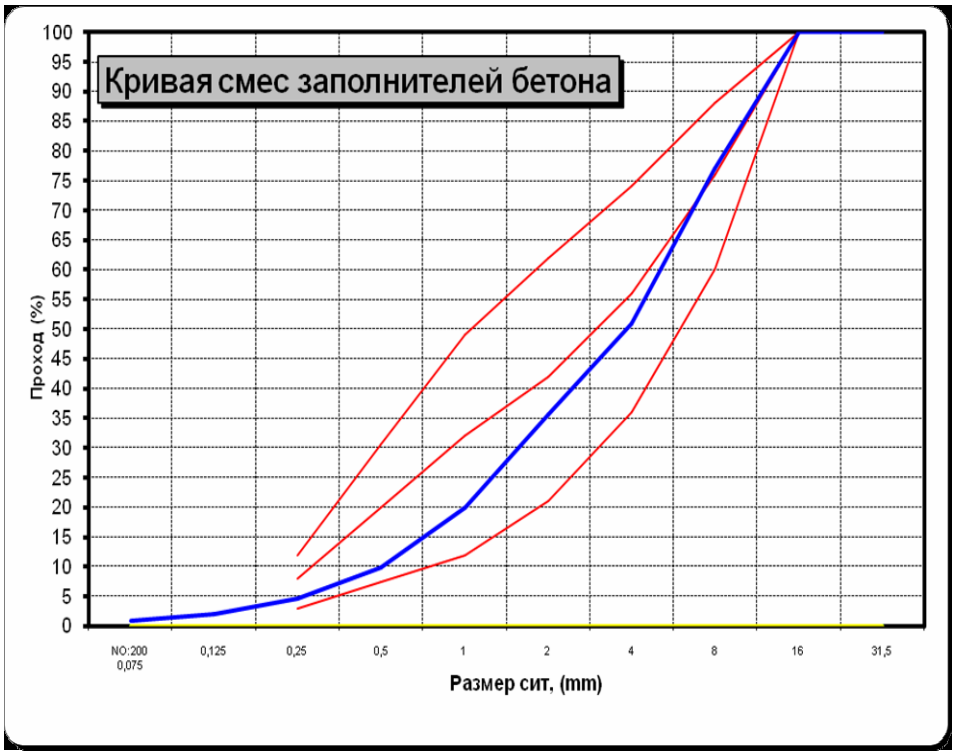


Рисунок 1 – Гранулометрическая кривая заполнителя

В исследованиях использовали 50% суспензия комплексного минерального модификатора, состоящая из 30-50% Джейранчельского пепла и 50-70% микрокремнезема. Также в состав этой суспензии вводили поверхностно-активные вещества — стабилизаторы, в частности высокомолекулярные соединения (суперпластификатор типа САС), которые, диспергируя крупные агрегаты, предотвращают развитие коагуляционных структур дисперсной системы.

Высокая подвижность и стойкость к расслоению таких смесей гарантирует высокую однородность, минимальный обьем пор и постоянство прочностных характеристик бетона, высокое качество поверхности и долговечность бетонных конструкций. У большинство самоуплотняющихся бетонов В/Ц составляет 0,3–0,4, что дает высокую раннюю прочность, ускоряет оборот опалубки и выпуск железобетонных изделий. Расплыв стандартного конуса

самоуплотняющего бетона приведены на рис 2. Из рисунка видно, что сегерегация (расслоение) в бетонных смесей полностью отсутствует.



Рисунок 2 – Вид самоуплотняющегося бетона

Минеральные добавки, введенные в цементную систему в виде композиций (смесей), предпочтительнее в сравнении с каждой из них в отдельности. Их сочетание с суперпластификаторами при оптимизации гранулометрического состава заполнителей позволяет получить высокопрочные самоуплотняющиеся бетоны (более 60 МПа), при этом характеризующиеся достаточной вязкостью для предотвращения расслоения смеси и седиментации крупного заполнителя [3].

Таким образом, получение самоуплотняющихся бетонов с высокими эксплуатационными характеристиками возможно при использовании в их составах комплексных органо-минеральных модификаторов, включающих несколько минеральных компонентов и эффективных суперпластификаторов. Приготовление бетонных смесей целесообразно осуществлять по принципу раздельности [10]. Такая технология должна предусматривать приготовление суспензии органо-минерального модификатора в турбулентных смесителях активаторах с последующим получением бетонной смеси по обычной технологии.

На основании выше изложенного можно сделать следующие выводы:

1. Самоуплотняющиеся бетоны являются перспективными для дальнейшего изучения их свойств и использования в современном монолитном домостроении.
2. Для получения самоуплотняющихся бетонов в их состав необходимо вводить минеральные добавки с высокой удельной поверхностью и химические добавки — суперпластификаторы.
3. Для повышения эффективности природных вулканических пород в самоуплотняющемся бетоне, целесообразно его предварительное измельчение в мельницах с обязательным применением интенсификаторов помола.
4. Для регулирования твердения бетона вместе с суперпластификатором небходимо применять фосфороорганический замедлитель в количестве 0,02-0,15% от массы цемента.

Список использованных источников

1. С. С. Каприелов, В. Г. Батраков, А. В. Шейнфельд. Модифицированные бетоны нового поколения: реальность и перспектива // Бетон и железобетон. — 1999. — №6 (501). — С. 6-10
2. Кондауров П.А. Применение самоуплотняющегося бетона в строительстве // http://www.bssm.ru/articles/read.php. ID=2071.
3. А. В. Батудаева, Г. С. Кардумян, С. С. Каприелов. Высокопрочные модифицированные бетоны из самовыравнивающихся смесей // Бетон и железобетон. 2005. август, 4 (535). с. 14-18.
4. Collepardi M. Self Compacting concrete: what is new? // Proc. IV International Conference. Ottawa (Canada), 2004. p. 13-19.
5. M. Shoya, S. Sugita, Y. Tsukinaga, M. Aba. Properties of self compacting concrete with slag fine aggregates // Creating with Concrete: international Conf., 1999: Proc. — Dundee (Scotland), 1999. — P. 121-130
6. Collepardi M. Low Slump Loss Superplasticized Concrete / M. Collepardi, M. Corradi, M. Valente // Pubblicato su Superplasticizers in Concrete: Transportation Research Board and National Academy of Sciences, 1979: Proc. —Washington D.C. (USA), 1979. — P. 7-12.
7. Гувалов А.А. Управление реологическими свойствами цементной суспензии введением суперпластификатора , Азярбайъан кимйа журналы, № 1, 2000, Бакы 2000, с.75
8. Guvalov A.A. Impact of poliarilsulphonosulphonic Superplasticizer on hidration and hardening of cements SCIENCE WITHOUT BORDTERS/ Transactions of the International Academy of Science H&E. Volume 3 2007\2008. Innsburk-2009. S 605-610.
9. Roberts L.R., Grace W.R. Microsilica in concrete. //Mater. Sci. Concr.1. – Westerville (Ohio), 1989. – pp. 197-222
10. Соломатов В. И. Проблемы интенсивной раздельной технологии / В. И. Соломатов // Бетон и железобетон. — 1989. — № 7. — С. 4-6.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ

Вострецова А. В., Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
E-mail: vostretsova_av@physics.sibsiu.ru

THE SURFACE LAYERS STRUCTURAL-PHASE STATES OF STEEL 45 BY COMBINED TREATMENT

Vostretsova A. V., Budovskikh E. A., Ivanov Yu. F., Gromov V. E.
Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russia
E-mail: vostretsova_av@physics.sibsiu.ru

By methods of scanning and transmission electronic microscopy and measurement of microhardness and wear resistance researches of structure and mechanical properties of surface layers of steel 45 by electroexplosive aluminizing with SiC and consequent electron beam treatment are carried out. It is established, that combined treatment allows to raise microhardness and wear resistance. Hardening occurs as a result of formation of a gradient fine-dispersed structure including solid solutions and phases $Al_{13}Fe_4$, Al_4SiC_4, Fe_3Si.

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и определения микротвердости и износостойкости проведены исследования структуры и механических свойств поверхностных слоёв стали 45 после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и последующей электронно-пучковой обработки. Установлено, что комбинированная обработка приводит к повышению микротвёрдости и износостойкости поверхности. Упрочнение достигается вследствие формирования градиентной мелкодисперсной структуры, включающей твердые растворы и фазы $Al_{13}Fe_4$, Al_4SiC_4, Fe_3Si.

В последнее время для модификации поверхности металлов предпочтение отдается методам упрочняющей обработки, использующим в качестве теплового источника концентрированные потоки энергии: лазерное излучение, электронные и ионные пучки, плазменные потоки и струи. Эти способы термической и химико-термической обработки обладают рядом технологических и экономических преимуществ по сравнению с традиционными. К ним относится и электровзрывное легирование (ЭВЛ) [1], суть которого состоит в изменении структурно-фазовых состояний поверхностных слоёв металлов и сплавов с целью повышения их свойств. Оно осуществляется путём оплавления и насыщения поверхности продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой. Имеющиеся данные показывают, что ЭВЛ позволяет повышать такие свойства поверхности как микротвердость, износо- и жаростойкость. Однако в ряде случаев сдерживающим фактором для практического использования ЭВЛ, является высокий градиент (по структуре, по химическому и фазовому составу, по механическим напряжениям) и формирование на поверхности обработки высокоразвитого рельефа. Анализ литературных данных показал [2], что возможности ЭВЛ могут быть усилены сочетанием этого вида обработки с электронно-пучковым переплавлением поверхности легирования. Такая комбинированная обработка позволяет уменьшить шероховатость поверхности и сгладить градиенты. Целью настоящей работы является выявление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний с целью повышения свойств поверхностных слоёв стали 45 после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и последующей электронно-пучковой обработке.

Для изготовления образцов стали 45 использовали пруток диаметром 15 мм, который с целью формирования феррито-перлитной структуры отжигали при температуре 850 °С в течение 1,5 ч с последующим охлаждением в печи. Образцы представляли собой цилиндры диаметром 20 мм, высотой 5 мм. После комбинированной обработки поверхность образцов

исследовали методами оптической микроскопии (Neophot-21), сканирующей электронной микроскопии (SEM-515 Philips), просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ЭМ-125) и измерения микротвердости (ПМТ-3). Для оценки увеличения износостойкости образцов после комбинированной обработки относительно исходных образцов был использован простой способ модельных испытаний на износ истиранием в условиях сухого трения скольжения без смазки. К образцу под постоянной нагрузкой 0,8 Н прикладывали вращающийся со скоростью 2 об/с шарик из закалённой стали ШХ15 диаметром 14 мм, который вытирал на нём лунку. Испытания периодически приостанавливали и замеряли диаметр d лунки под оптическим микроскопом МБС-9. Такой способ испытаний, при котором постоянно увеличивается площадь контакта шарика с образцом и меняется удельное давление на поверхность, а по достижении определённого диаметра лунки изнашивание практически прекращается, удобен для определения износостойкости тонких легированных слоёв.

Электровзрывное легирование осуществляли на электровзрывной установке ЭВУ 60/10, которая обеспечивала высокие значения температуры (порядка 10^4 К) и давления (порядка 1–10 МПа) вблизи поверхности. Это позволяет проводить обработку при поглощаемой плотности мощности порядка q = 4,5 ГВт/м^2 и делает возможным оплавление и легирование поверхностных слоев за малое время воздействия τ = 100 мкс. В качестве взрываемых проводников были использованы алюминиевые фольги толщиной 20 мкм и массой 40 мг, а в область взрыва помещали навески порошка карбида кремния массой 7,5 мг. Последующее электронно-пучковое воздействие осуществляли на установке «SOLO», разработанной в Институте Сильноточной Электроники Томского научного центра. Обработка проводилась в двух режимах: при режиме 1 плотность энергии пучка электронов q = 7 ГВт/м^2**,** длительность импульса воздействия пучка τ = 50 мкс, количество импульсов воздействия N = 10; при режиме 2 плотность энергии пучка электронов q = 5 ГВт/м^2**,** длительность импульса воздействия пучка τ = 50 мкс, количество импульсов воздействия N = 5.

Импульсные плазменные струи, используемые при ЭВЛ, и электронные пучки имеют сопоставимые значения времени импульсного воздействия на поверхность (~ 10…100 мкс), диаметра зоны воздействия (~ 10 мм) и поглощаемой плотности мощности (~ 1 ГВт/м^2), что дает возможность их эффективного совместного использования.

Световая микроскопия показала, что при электровзрывном алитировании совместно с карбидом кремния частицы карбида кремния субмикронных размеров попадают в расплав частично растворяются и равномерно распределяются по объёму, армируя зону легирования (рис. 1).

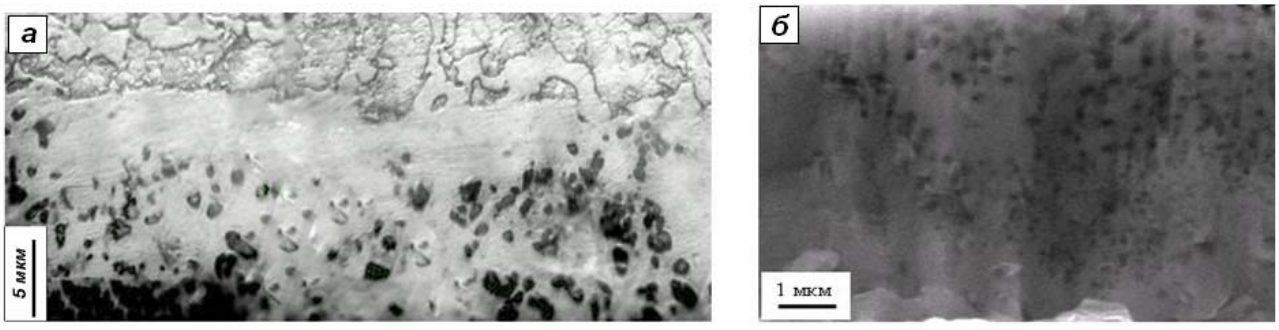


Рисунок 1 – Световая (*а*) и сканирующая электронная микроскопия (*б*) зоны электровзрывного алитирования с карбидом кремния стали 45

Исходя из результатов сканирующей электронной микроскопии, установлено, что электровзрывное алитирование совместно с карбидом кремния сопровождается формированием на поверхности существенно неоднородной структуры, характеризующейся наличием пор, микротрещин, крупных деформируемых капель алюминия после растекания и кристаллизации и мелких не деформируемых частиц карбида кремния из тыла струи. Последующая

импульсная электронно-пучковая обработка приводит к выравниванию поверхности образцов, существенному снижению количества пор и микрокапель. Одновременно с этим, релаксация термических напряжений, возникающих в поверхностном слое стали в результате высоких скоростей нагрева и охлаждения материала, приводит к формированию на поверхности обработки системы микротрещин (рис. 2).

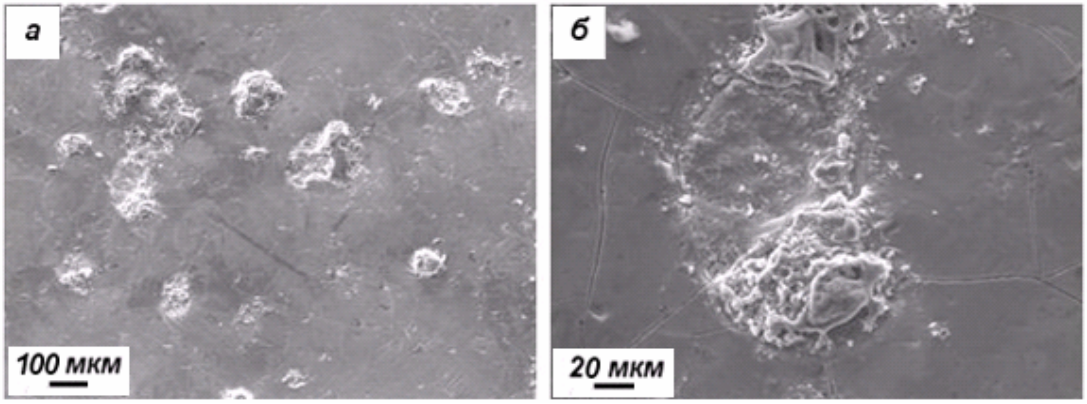


Рисунок 2 – Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности стали 45 после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и электронно-пучковой обработки по режиму 1

Изменение режима электронно-пучковой обработки сопровождается формированием пятнистого контраста. Размеры элементов контраста изменяются в пределах от 100 до 500 нм. Можно предположить, что пятнистый контраст на изображении поверхности обработки связан с формированием вторых фаз на основе железа, алюминия, углерода и кремния (рис. 3).

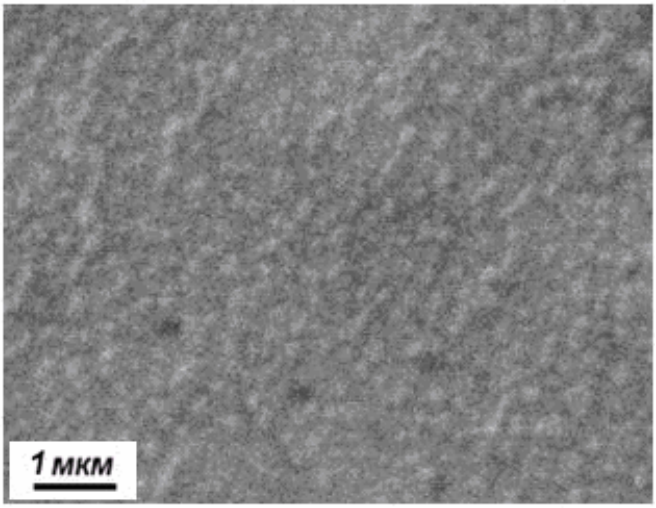


Рисунок 3 – Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности стали 45 после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и электронно-пучковой обработки по режиму 1

Исследования структуры излома образцов стали, подвергнутой комбинированной обработке показали, что толщина слоя расплава после обработки по обоим режимам составляет 7…9 мкм. Слой, формирующийся из расплавленного состояния, характеризуется наличием большого числа включений, которые являются, очевидно, частицами порошка карбида кремния, не растворившимися при электронно-пучковой обработке (рис. 4). Средние размеры частиц составляют 200…300 нм.

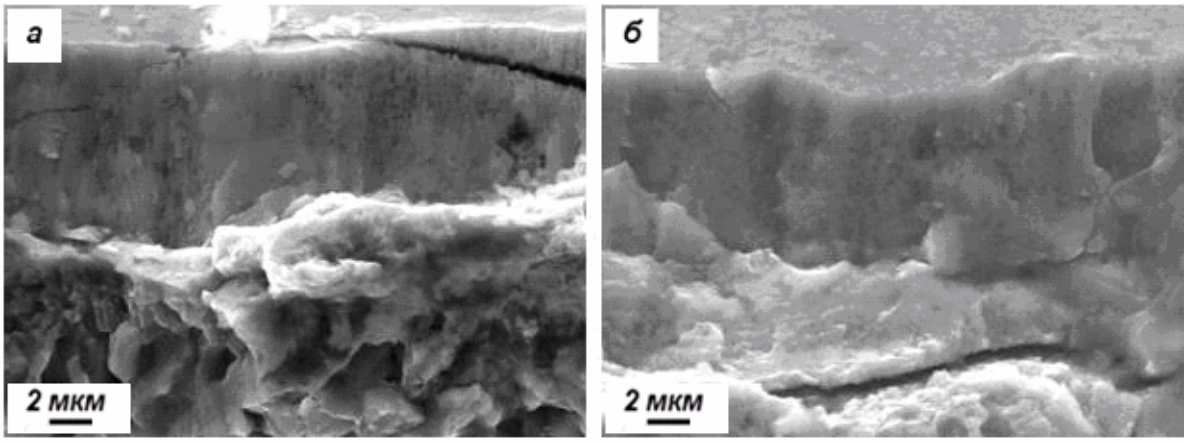


Рисунок 4 – Сканирующая электронная микроскопия структуры поверхности излома стали 45 после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и электронно-пучковой обработки по режиму 2

Анализ дефектной субструктуры и фазового состава стали 45 методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг, вырезанных на различном расстоянии от поверхности обработки, выявил следующие типы структур:

1) мартенситная структура (рис. 5, *а, б*). По границам кристаллов мартенсита выявляются прослойки остаточного аустенита (рис. 5, *в, г*) и частицы карбида железа (цементит). Особенностью мартенситной структуры являются ультрамалые размеры кристаллов: поперечные размеры кристаллов изменяются в пределах 50…100 нм (рис. 5, *в*);

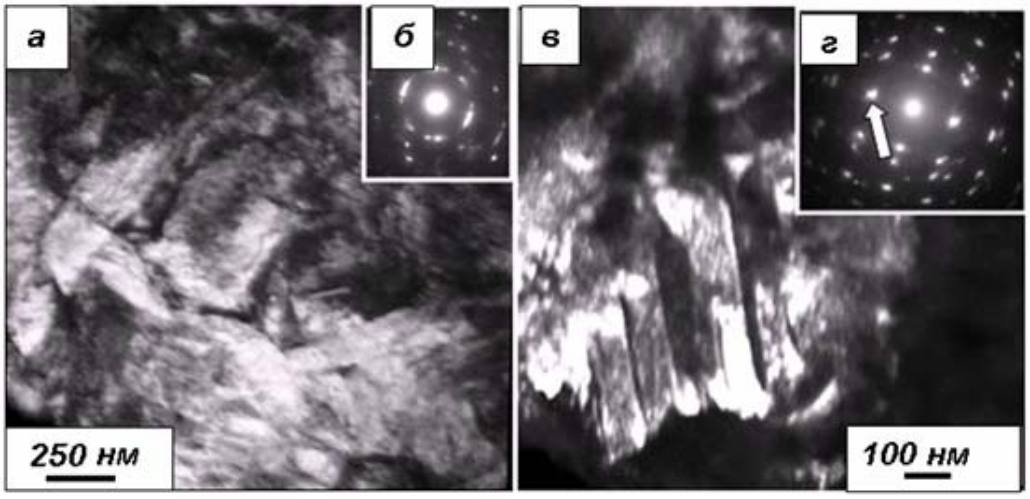


Рисунок 5 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя стали 45 после комбинированной обработки по режиму 1: *а* – светлопольное изображение; *в* – темное поле, полученное в расположенных рядом рефлексах [002]γ-Fe и [110]α-Fe; *б, г* – микроэлектронограммы (стрелкой на *г* обозначен рефлекс, в котором получено темнопольное изображение)

2) зерна γ-Fe и α-Fe, содержащие частица карбида SiC (рис. 6). Размеры частиц изменяются в пределах 100…130 нм. По всей видимости, это частицы исходного порошка карбида кремния. В зернах γ-Fe выявлены частицы сложного состава Al_4SiC_4, сформировавшиеся, по-видимому, в результате электронно-пучковой обработки.

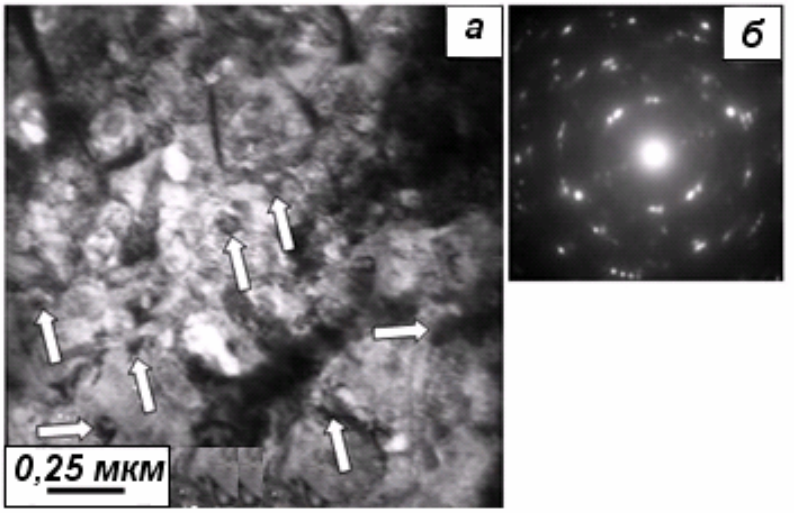


Рисунок 6 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя стали 45 после комбинированной обработки по режиму 1: *а* – светлопольное изображение; *б* – микроэлектронограмма. Стрелками на *а* указаны выделения Al_4SiC_4

В результате выполненных электронно-микроскопических исследований установлено, что поверхностный слой имеет дендритное строение. Размеры дендритов изменяются в пределах 60…150 нм (рис. 7). Было установлено, что дендриты сформированы предпочтительно фазой Fe_3Si, а междендритное пространство является фазой на основе α-железа.

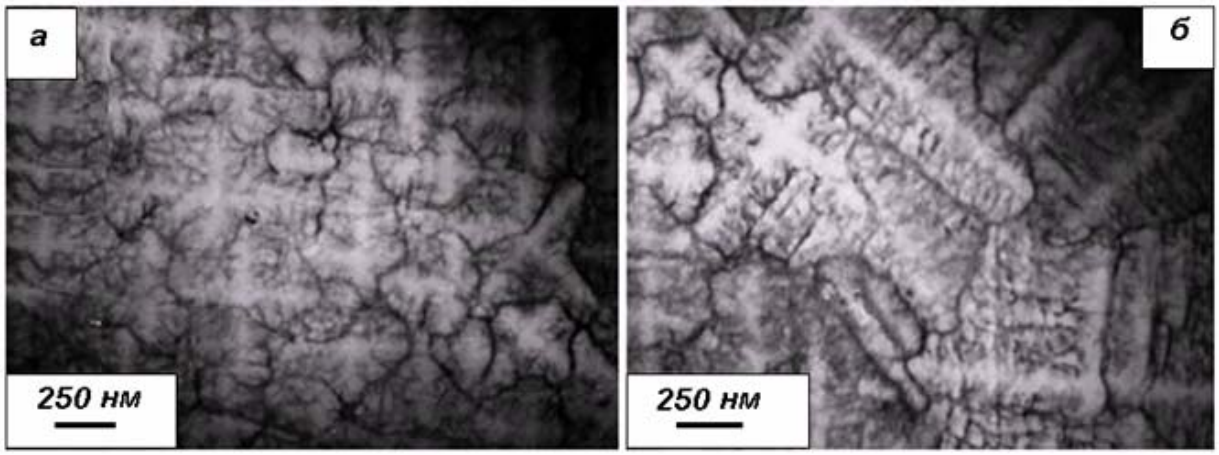


Рисунок 7 – Электронно-микроскопическое изображение структуры дендритной кристаллизации, формирующейся в поверхностном слое стали 45 после комбинированной обработки по режиму 2

По мере удаления от поверхности обработки дендритная структура сменяется структурой ячеистой кристаллизации расплава (рис. 9). Средние размеры ячеек 200 нм. Ячейки разделены прослойками, толщина которых составляет 60…80 нм. Индицирование микроэлектронограмм показало, что ячейки кристаллизации сформированы γ-фазой (аустенит), а разделяющие их прослойки сформированы алюминидом железа состава $Al_{13}Fe_4$ или силицидом железа состава Fe_3Si (рис. 8).

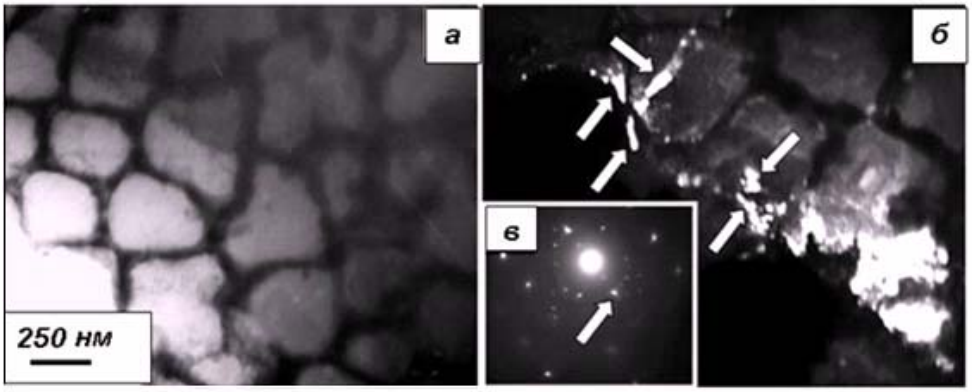


Рисунок 8 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя стали 45 после комбинированной обработки по режиму 2: *а* – светлопольное изображение; *б* – темное поле, полученное в расположенных рядом рефлексах [002]γ-Fe и [110]Fe_3Si; *в* – микроэлектронограмма (стрелкой обозначен рефлекс, в котором получено темнопольное изображение). Стрелками на *б* указаны выделения Fe_3Si

На расстоянии 10…12 мкм структура стали сформирована зернами, содержащими мартенсит закалки. По морфологическому признаку мартенсит можно разделить на пластинчатый (рис. 9, *а*) и пакетный (рис. 9, *б*).

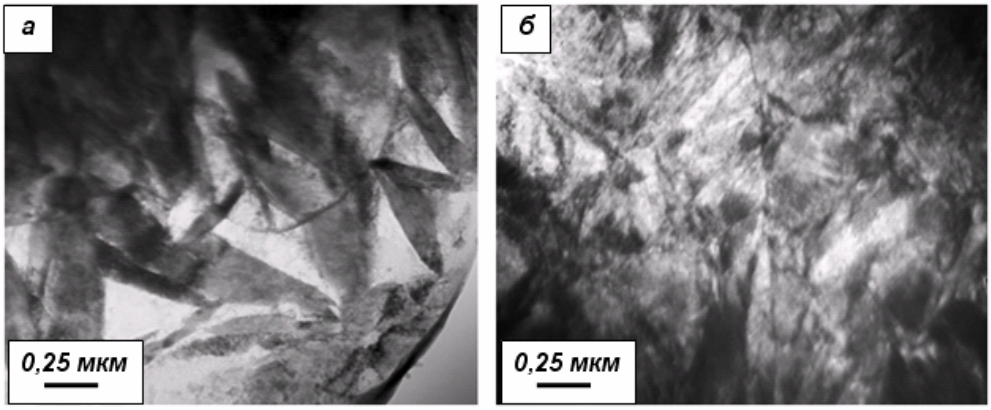


Рисунок 9 – Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхностного слоя стали 45 после комбинированной обработки по режиму 2: *а* – пластинчатый мартенсит; *б* – пакетный мартенсит

В структуре мартенсита присутствует остаточный аустенит: в зернах с пластинчатым мартенситом остаточный аустенит имеет форму островков. В зернах с пакетным мартенситом – форму прослоек, разделяющих кристаллы мартенсита. Особенностью мартенситной структуры данного слоя являются ультрамалые поперечные размеры кристаллов.

Распределение микротвёрдости по глубине показывает, что комбинированная обработка стали 45 по режиму 1 сопровождается формированием поверхностного слоя с относительно низким уровнем микротвердости 600 HV по сравнению с микротвёрдостью на поверхности после электровзрывного науглероживания, которая достигает значения 1180 HV (рис. 10). Относительно низкий уровень микротвердости в поверхностном слое обусловлен формирование структуры ячеек кристаллизации на основе γ-Fe, т.е. отсутствие закалки стали на мартенсит.

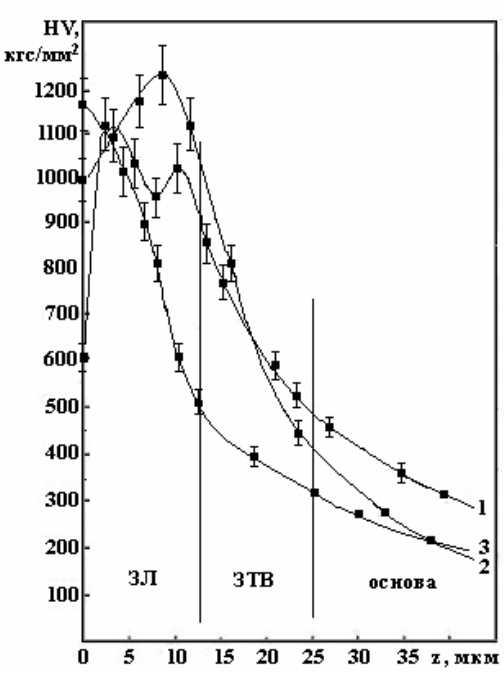


Рисунок 10 – Распределение микротвёрдости по глубине зоны электровзрывного алитирования совместно с карбидом кремния и последующей электронно-пучковой обработки стали 45:
1 – электронно-пучковая обработка по режиму 1;
2 – электронно-пучковая обработка по режиму 2;
3 – электровзрывное алитирование с карбидом кремния без электронно-пучковой обработки

По мере удаления от поверхности обработки наблюдаются два максимума микротвердости в слоях, расположенном на глубине примерно 3 и 10 мкм увеличивается, достигая значения 1100 и 1110 HV соответственно. На глубине примерно 8 мкм микротвёрдость падает до значения 950 HV. Первый максимум микротвёрдости обусловлен тем, что по мере удаления от поверхности обработки структура ячеистой кристаллизации замещается зеренной структурой; в объеме зерен присутствует мартенсит, поперечные размеры кристаллов которого изменяются в пределах 50…100 нм. Снижение микротвёрдости обусловлено тем, что структура дендритной кристаллизации замещается структурой ячеек кристаллизации на основе γ-железа. Второй максимум микротвёрдости обусловлен формированием частиц алюминидов железа, алюмокарбидов кремния, присутствием частиц исходного порошка карбида кремния, высоким уровнем дефектности структуры (высокой плотностью дислокаций) и формированием твердого раствора алюминия и кремния в кристаллических решетках на основе γ-Fe и α-Fe.

Распределение микротвёрдости по глубине показывает, что комбинированная обработка стали 45 по режиму 2 сопровождается увеличением микротвердости поверхностного слоя до 1000 HV по сравнению с микротвёрдостью на поверхности по режиму 1. Увеличение микротвёрдости обусловлено формированием наноразмерной структуры дендритной кристаллизации на основе фазы Fe_3Si. Кроме того, максимум микротвердости стали обусловлен формированием частиц алюминидов железа, алюмокарбидов кремния, присутствием частиц исходного порошка карбида кремния, высоким уровнем дефектности структуры (высокой плотностью дислокаций) и формированием твердого раствора алюминия и кремния в кристаллических решетках на основе γ-Fe и α-Fe.

Результаты измерения износостойкости показали, что электровзрывное алитирование с карбидом кремния стали 45 приводит к увеличению износостойкости примерно в 1,5 раза, а дополнительная электронно-пучковая обработка увеличивает износостойкость ещё примерно в 2 раза (рис. 11).

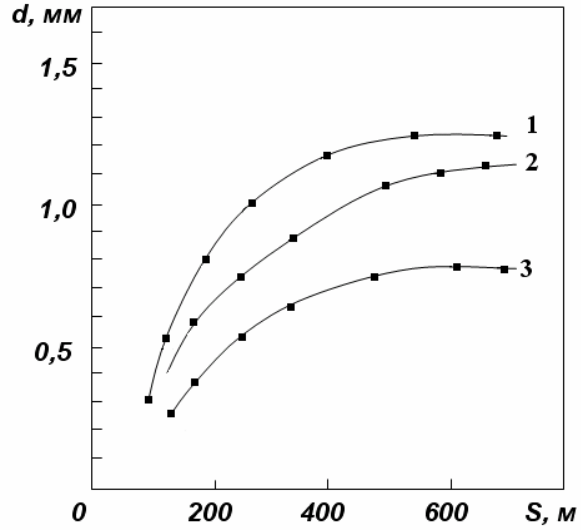


Рисунок 11 – Повышение износостойкости стали 45 после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и комбинированной обработки:
1 – исходный образец;
2 – после электровзрывного алитирования с карбидом кремния;
3 – после электровзрывного алитирования с карбидом кремния и электронно-пучковой обработки

Таким образом, электровзрывное алитирование с карбидом кремния и последующее импульсное электронно-пучковое переплавление приводит к выравниванию рельефа поверхности, залечиванию микротрещин и повышению функциональных свойств. Фазовый состав поверхности после обработки в режиме, обеспечивающим максимальное упрочнение, представлен ячейками аустенита, зёрнами мартенсита, частицами SiC субмикронных размеров и наночастицами состава Al_4SiC_4 и Fe_3Si. Микротвёрдость составляет 1250 HV, а глубина упрочнения 30–35 мкм. В исходном состоянии микротвёрдость составляет 200 HV. Износостойкость с условиях сухого трения скольжения после комбинированной обработки увеличивается в 3 раза.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (проекты №№ 08-02-00024-а, 10-07-00172-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).

Список использованных источников

1. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.
2. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения. Гл. 13, в кн. «Структура и свойства перспективных металлических материалов» / под общ. ред. А.И. Потекаева. Томск: Изд-во НТЛ, 2007. 580 с.

ПОВЕРХНОСТНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ПРУЖИННОЙ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА: ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

Бараз В. Р., Минеева О. Н., Картак Б. Р.
УРФУ, г. Екатеринбург, Россия
E-mail: olgm@list.ru

SURFACE PROCESSING OF AUSTENITIC SPRING STEEL BY FRICTION: FEATURES OF STRUCTURE AND PROPERTIES

Baraz V. R., Mineyeva O. N., Kartak B. R.
UrFU, Ekaterinburg,Russia
E-mail: olgm@list.ru

It was studied the feature of effect of surface deformation by friction on phase composition, structure and strength properties of flat wire made of unstable austenitic Fe-Cr-Ni steel. Such processing promotes the deformation γ→α transformation, facilitates the formation of nanocryctalline structure in surface film, improves microhardness and elastic strength as well as increases the Bauschinger effect.

В случае деформирования трением в поверхностном слое нагруженного материала может создаваться объемное напряженное состояние с высоким удельным давлением. В таком слое образуются структуры нанокристаллического масштаба. Возникновение наноструктур трения рассматривается как результат фрикционного воздействия, когда пластическая деформация осуществляется не только привычным сдвиговым механизмом путем скольжения и двойникования, но и ротационным механизмом [1].

В таких условиях деформирования не исключается возможность изменения фазового состава (если удается реализовать полиморфное превращение). Характерным материалом в этом отношении являются аустенитные стали с нестабильной γ-фазой, в которых можно обеспечить полиморфную реакцию с образованием мартенсита деформации.

В данной работе на примере Fe–Cr–Ni-й аустенитной стали были проведены исследования, направленные на изучение влияния фрикционного деформирования в режиме трения скольжения на структуру и физико-механические свойства. При этом основное внимание было уделено особенностям упрочнения, сопротивления релаксации напряжений и усталостного разрушения, а также формированию текстуры деформации. Предметом изучения являлась аустенитная сталь ЗИ-126 (12Х17Н8Г2С2МФ), относящаяся к группе аустенитных сталей с нестабильной γ-фазой. Содержание основных элементов составляло (%,масс.): 0,12 C; 6,61 Cr; 8,05 Ni; 1,39 Si; 1,93 Mn; 1,18 Mo и 0,81 V. В такой стали, благодаря протеканию деформационного полиморфного γ→α превращения вероятна реализация более разнообразных структурных состояний в условиях дополнительной поверхностной фрикционной обработки и, соответственно, представляется возможным получать более заметные эффекты.

Материалом служили ленточные образцы сечением 0,40×3,50 мм. Предварительная обработка стали состояла из классической схемы термомеханического упрочнения: *а*) закалка на пересыщенный γ-твердый раствор (от 1070°С), *б*) холодная пластическая деформация по комбинированному режиму, включающему волочение проволоки (с обжатием 40%) и последующее плющение в ленту, и *в*) заключительное деформационное старение (при 470°С, 1 ч). В эту схему включалась (перед старением) дополнительная обработка плющеной ленты трением. Фрикционное нагружение осуществляли на испытательной машине с индентором, который был изготовлен из твердого сплава ВК8 и имел рабочую часть цилиндрической формы диаметром 6 мм. Для исключения прилипания индентора к образцу трение выполняли со смазкой МС-20. Нагружение проводили при давлении 200 Н и скорости скольжения 0,13 м/с. При таком режиме практически исключался процесс фрикционного разогрева обра-

батываемого материала. Ход индентора составлял 75 мм, количество двойных проходов (вперед-назад) – 200.

Такая обработка для каждого образца осуществлялась с обеих сторон. Учитывая, что диаметр индентора (6 мм) с запасом перекрывал ленту по ширине (3,5 мм), то движение самого индентора проводилось реверсивно без поперечного смещения.

Микротвердость ленточных образцов измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н. Предел упругости ленты с допуском на остаточную деформацию, равным 0,03%, определяли методом чистого изгиба [2].

Рентгенографический фазовый анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-2 в кобальтовом K_α-излучении. Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, полученных из плющеной ленты, проводили на электронном микроскопе ЭМВ-100Л. Определение эффекта Баушингера осуществляли путем измерения условного предела упругости при прямом и обратном изгибном нагружении ленты и представляли как относительную величину так называемой баушингеровской деформации. Ее рассчитывали как отношение разности пределов упругости при прямом и обратном нагружении к величине предела упругости при прямом нагружении: $\Delta\sigma = \sigma_{0,03(пн)} - \sigma_{0,03(он)} / \sigma_{0,03(пн)}$ [3] .

В табл. 1 приведены данные, иллюстрирующие фазовый состав исследованной стали в зависимости от условий обработки. Видно, что в закаленном состоянии в стали фиксируется однофазное аустенитной состояние. Холодная деформации (волочение и последующее плющение) приводит к интенсивному развитию полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и получению заметного количества мартенсита. При этом дополнительная обработка трением увеличивает количество мартенсита деформации в 1,5 раза, и его общая доля может заметно превышать 30%.

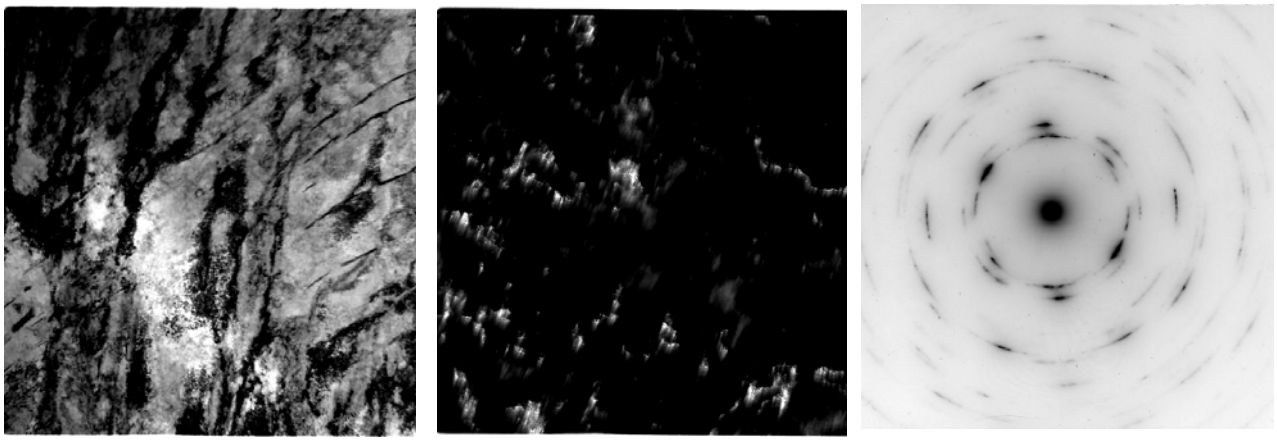
Таблица1 – Фазовый состав стали ЗИ126

Вид обработки	Количество γ-фазы, %	Количество α-фазы, %
Закалка	100	0
Закалка + деформация 40 %	80	20
Закалка + деформация 40% + старение 470 ºС, 1 ч	84	16
Закалка + деформация 40% + трение	68	32
Закалка + деформация 40% + трение + старение 470 ºС, 1 ч	70	30

На рис.1 и 2 показана микроструктура деформированной аустенитной стали без трения и с указанной обработкой. При этом в результате фрикционного нагружения толщина наклепанного слоя достигает 10 мкм. Фиксируется достаточно типичная структура деформированной аустенитной матрицы – высокая плотность дислокаций, наличие деформационных двойников, присутствие мартенситной α-фазы (рис.1).

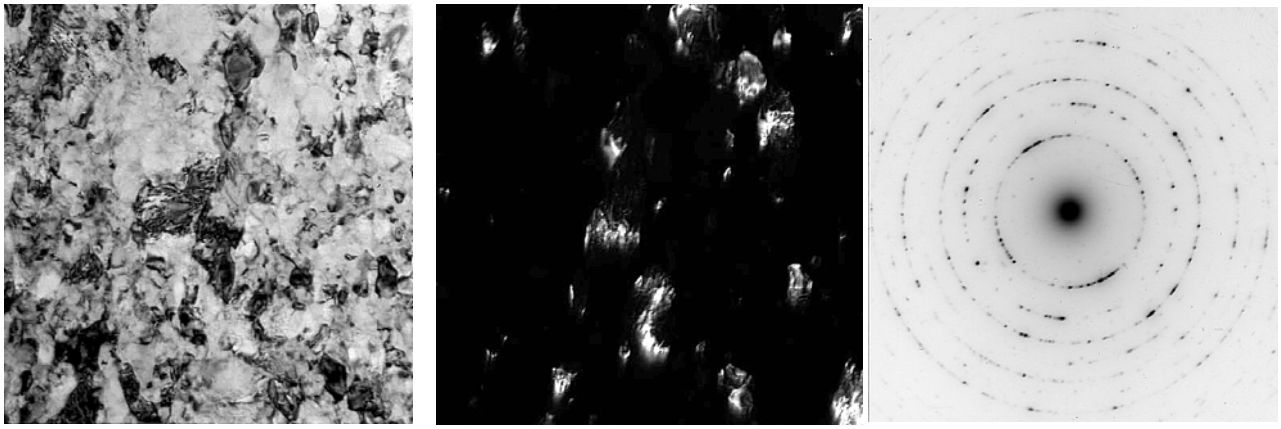
Более примечательным представляется характер структуры после фрикционной обработки (рис.2). Обращает на себя внимание дифракционная картина – вместо характерных размытых дебаевских колец фиксируются многочисленные уколы (рис.2*в*). Их наличие расценивается как признак формирования структуры нанокристаллического масштаба [3].

Такой результат может быть обусловлен формированием сложной схемы напряженного состояния, инициированного фрикционным нагружением. В условиях трения скольжения при высоком давлении помимо сдвиговой деформации, осуществляемой скольжением и двойникованием, может развиваться также ротационная (поворотная) деформация. Считается [1], что это приводит к значительной пластической деформации, сопровождающейся не только аномально высоким фрагментированием зерен, но и их кристаллографическим разворотом с высокоугловой разориентацией.



а *б* *в*

Рисунок 1 – Электронно-микроскопическая структура ленточного образца стали ЗИ126 (без трения), ×20000: *а* – светлопольное изображение; *б* – темнопольное изображение в рефлексе $(011)_\alpha$; *в* – микродифрактограмма



а *б* *в*

Рисунок 2 – Электронно-микроскопическая структура ленточного образца стали ЗИ126 с трением, ×30000: *а* – светлопольное изображение; *б* – темное поле в рефлексе $(011)_\alpha$; *в* – микродифрактограмма

Данные об уровне прочностных характеристик и усталостной стойкости приведены в табл.2.

Таблица 2 – Влияние поверхностной фрикционной обработки на прочностные и усталостные свойства аустенитной стали ЗИ126

Обработка	Предел упругости $\sigma_{упр}$, МПа	Микротвердость H_{50}	Число циклов до разрушения N
Закалка + деформация 40% + старение 470°С, 1 ч	1250	2450	4580
Закалка + деформация.40% + трение + старение 470°С, 1 ч	1390	3090	11640

Можно отметить вполне ожидаемые результаты – наблюдается очевидное влияние дополнительной обработки ленты трением на свойства, регистрируемые при изгибном нагружении. Особенно существенно это проявляется в случае циклического испытания. Холодная деформация с последующей упрочняющей фрикционной обработкой приводит осо-

бенно к заметному повышению сопротивления усталостному разрушению. Если прочностные характеристики (H_{50}, $\sigma_{0,03}$) возрастают на 10-20%, то усталостные свойства относительно более чувствительно реагируют на фрикционное упрочнение – N увеличивается более чем в два раза.

На рис. 3 представлены данные об относительной величине баушингеровской деформации, характеризующей эффект Баушингера после полного цикла термомеханической обработки ("закалка-наклеп-старение"). Фрикционное деформирование повышает условный предел упругости в случае прямого нагружения, но понижает при повторном деформировании в обратном направлении. В результате величина баушингеровской деформации возрастает.

Полученные данные хорошо согласуются с имеющимися в литературе сведениями о том, что в случае более сильного упрочнения материала проявление эффекта Баушингера фиксируется более заметно [4]. Такой результат корректно можно объяснить с позиции существующих дислокационных моделей. Обработки, обеспечивающие эффективное размножение дислокаций (в данном случае дополнительное трение), закономерно повышают сопротивление деформированию при прямом нагружении. Соответственно и сильнее проявляется ослабление сдвигу при обратном нагружении.

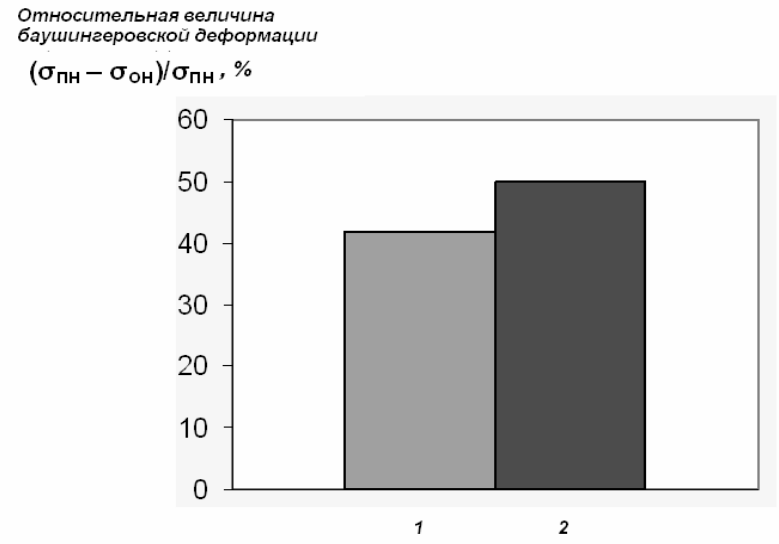


Рисунок 3 – Влияние обработки трением на проявление эффекта Баушингера: 1 – закалка 1070°С + деформация 40% + старение 470°С, 1 ч; 2 – закалка 1070°С + деформация 40% + трение + старение 470°С, 1 ч.

На рис. 4 приведены сведения о релаксационной стойкости исследованной стали при повышенных температурах испытания (400–450°С). Видно, что обработка трением благоприятно отразилась на величине теплостойкости стали. Такое улучшение релаксационной стойкости может быть обусловлено термической стабилизацией сильно развитой субзеренной структуры вследствие активного размножения дислокаций и их закрепления сегрегациями примесных атомов внедрения (углерода).

Достаточно оригинальным разделом данной работы можно считать эксперименты, связанные с изучением текстурообразования деформированных образцов и влиянием на этот процесс обработки трением.

В табл.3 приведены данные, характеризующие полюсную плотность для всех отражений. Как видно, более высокое значение полюсной плотности фиксируется для линии с индексами 220. Это означает, что отражающая плоскость типа {110} преимущественно ориентирована в плоскости ленты. Обращает внимание тот факт, что использование трения приводит к значительному ослаблению отражения 220. Это можно расценивать как снижение остроты текстуры образцов.

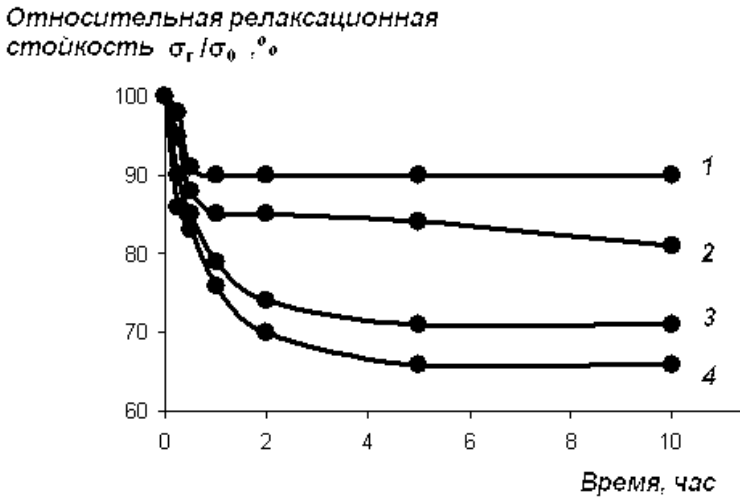


Рисунок 4 – Зависимость релаксационной стойкости стали ЗИ-126 (ε = 40%) от времени релаксации (1, 2 – $t_{рел}$ = 400°С; 3, 4 – $t_{рел}$ = 450°С): 1 – закалка + деформация. 40% + трение + старение 470°С; 2 – закалка + деформация. 40% + старение 470°С; 3 – закалка + деформация. 40% + трение + старение 470°С; 4 – закалка + деформация. 40% + старение 470°С.

Таблица 3 – Распределение полюсной плотности

Обработка	Полюсная плотность			
	P_{111}	P_{200}	P_{220}	P_{311}
Закалка + деформация. 40% + старение 470°С, 1 ч	0,6	0,2	4,3	0,7
Закалка + деформация. 40% + трение + старение 470°С, 1 ч	1,0	0,1	2,1	0,8

Полученные данные согласуются с известными ранее результатами. О характере текстуры прокатки для ГЦК материалов известно, что в аустенитных сталях обычно формируется текстура типа {110} <112>. В данных экспериментах подтверждено\ преимущественное расположение плоскости типа {110} параллельно плоскости ленты. При этом следует заметить, что в плющеной ленте возможно было ожидать достаточно сложной текстуры. Это связано с особенностями условия деформирования при плющении – вначале проволоку подвергают волочению, а затем прокатке. Поэтому на начальных этапах такого сложного деформирования формируется аксиальная текстура (текстура волочения), которая на заключительном этапе (при плющении) переходит в текстуру прокатки. После такого сложного по схеме деформирования превалирующей становится текстура прокатки.

Полученные данные свидетельствуют об ослаблении текстуры прокатки в случае применения дополнительного процесса деформирования трением скольжением. Можно полагать, что такой результат обусловлен сложной схемой напряженного состояния, вызванного фрикционным нагружением. В этих условиях помимо сдвиговой может развиваться, как было сказано, также и ротационная деформация. Считается, что это приводит к очень сильной пластической деформации, сопровождающейся не только аномальным высоким фрагментированием зерен, но и их кристаллографическим разворотом.

Таким образом, приведенные данные позволяют утверждать, что поверхностная фрикционная обработка ленточных образцов хромоникелевой аустенитной стали ЗИ126 с нестабильной γ-фазой активизирует процесс деформационного γ→α-превращения, формируя структурное состояние, характеризуемое размерностью, близкой к нанокристаллическому масштабу. Подобная обработка трением закономерно вызывает деформационный наклеп поверхностных слоев, усиливая сопротивление усталостному разрушению и повышая релаксационную стойкость. Как результат – это положительным образом отражается на

функциональных свойствах пружинных материалов, в частности, упругих элементов из аустенитных сталей.

Список использованных источников

1. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко И.Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей акад. В.Д.Садовского. Сб-к трудов. Екатеринбург: 2008, с.218-241.
2. Зубов В.Я. Определение условного предела упругости пружинной ленты при чистом изгибе // Заводская лаборатория. 1949. №12.С. 1486-1487.
3. 3. Никулин С. А., Добаткин С. В., Ханжин В. Г., Рогачев С. О., Чакушин С. А. Влияние субмикрокристаллической структуры и включений на деформацию и разрушение алюминиевых сплавов и титана // МиТОМ, №5, 2009, с. 8-18.
4. Грачев С.В. Термическая обработка и сопротивление сплавов повторному нагружению. М.: Металлургия, 1976. 152 с.

ХИМИКО – ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ФОРСИРОВАННЫХ ДИЗЕЛЕЙ

Косырев С. П., Кудашева И. О., Марьина Н. Л.
Институт техники, технологии и управления, г. Балаково, Россия
E-mail: kudarina@mail.ru

CHEMICAL - THERMAL TREATMENT OF THE CRANKED SHAFT OF THE FORCED DIESEL ENGINES

Kosyrev S. P., Kudasheva I. O., Maryina N. L.
Institute of Technics, Technology and Management, Balakovo, Russia
E-mail: kudarina@mail.ru

Cranks haft manufacture technological process existence is one of the decisive factors of on increase in the operational reliability of diesels. Conclusions about influence on value and nature of the distribution of the initial technological residual stresses of the hardness of the steel, thickness of model - plate. A conclusion of influences on the fatigue strength not only value, but also depth of penetration of the initial technological residual compressive stresses is done here as pressure.

Surface hardening, technological residual stresses, experimental material.

Существование технического процесса изготовления коленчатых валов – один из решающих факторов повышения эксплуатационной надежности дизелей. Сделаны заключения о влиянии на величину и характер распределения начальных технологических остаточных напряжения твёрдости стали, толщины образца – пластины. Сделан вывод о влиянии на усталостную прочность не только величины, но и глубины проникновения начальных технологических остаточных сжимающих напряжений.

Поверхностное упрочнение, технологические остаточные напряжения, экспериментальный материал.

Повышение усталостной прочности коленчатых валов высокофорсированных дизелей достигается улучшением их конструкции и материалов, повышением жесткости до оптимальной, устранением концентраторов напряжений, применением полноопорных схем, гасителей крутильных колебаний, прогрессивных методов термической обработки и покрытий.

Наиболее распространенным метод поверхностного пластического деформирования коленчатых валов является химико-термический (азотирование), обеспечивающий повышение износостойкости и предела выносливости. Физические основы азотирования – процесс

диффузионного насыщения поверхностных слоев шеек вала азотом. В качестве азотосодержащей среды используется аммиак NH_3. При нагреве аммиак разлагается

$$2NH_3 \rightarrow 3H_2 + 2N_{AT}$$

Атомарный азот N_{AT} диффундирует в коленчатый вал и образует на поверхности с легирующими элементами стали нитриды, которые обладают высокой твёрдостью.

Существует три принципиально разных способа азотирования коленчатых валов: газовое в аммиаке, ионное (в тлеющим разряде) и азотирование в жидких средах. Технология газового азотирования коленчатых валов на ОАО «Волжский дизель им. Маминых» включает в себя следующие операции:

- предварительная механическая обработка с припуском под окончательную обработку;
- термическая обработка – улучшение (закалка + высокий отпуск) для получения необходимой усталостной прочности и ударной вязкости сердцевины коленчатого вала ($\sigma_B \approx 1000$ МПа, твёрдость 28–30 HRC);
- окончательная механическая обработка, включающая шлифование коренной и шатунной шеек;
- азотирование;
- доводка (при необходимости).

Азотирование коленчатых валов по изложенной технологии проводят в шахтной электрической печи сопротивления с герметичным муфелем из жаростойкой стали, снабженным вентилятором и трубками для ввода и вывода газов, выполняют при соблюдении следующих технологических требований:

- для получения высоких механических свойств сердцевины и наименьших начальных технологических остаточных напряжений штамповки коленчатых валов из хромомолибденоалюминиевой стали 38Х2МЮА подвергают термической обработке;
- азотирование выполняется в печи при горизонтальном положении одновременно пяти заготовок. Загружают печь при температуре 150–250ºС с постепенным повышением температуры до 600–650ºС (55–65ºС в 1 час). При этой температуре заготовки выдерживают в течение 35–40 ч при диссоциации аммиака 35–45%. В дальнейшем температуру поднимают постепенно до 580–590ºС и коленчатые валы выдерживают в течение 115–130 ч при диссоциации аммиака 40–70%. При достижении заданной выдержки печь с валами охлаждается до температуры 450–500ºС, затем валы охлаждаются до температуры 220–250ºС, после чего их охлаждение заканчивается на открытом воздухе;
- штамповки коленчатых валов нормализуют путём загрузки их в печь при температуре $\leq$ 295ºС с последующим повышением её в течение 16 ч до температуры (900±10)ºС и выдержке в течение 6–7 ч;
- коленчатые валы, прошедшие нормализацию, охлаждают вентиляторами в течение 2,5–3 часов, а затем на воздухе в течение 5 часов;
- после нормализации производится отпуск в той же печи при температуре не более 290ºС. Нагрев печи до температуры 595–605ºС длится не менее 5–7 ч с последующей выдержкой в течение 9 ч;
- охлаждение печи с валами ведётся до температуры 305ºС. Затем валы подвергаются химико-термической обработке и снова стабилизации, для чего заготовки снова загружают в печь при температуре до 105ºС с дальнейшим её повышением до 605–655ºС и выдержке в течение 11 ч и последующим охлаждение до температуры 295ºС. Темп охлаждения до 605ºС должен быть не более 75ºС в 1 ч. В дальнейшем валы охлаждаются на воздухе;
- валы, прошедшие стабилизацию, вторично подвергаются механической обработке с сохранением припуска на всех шейках под азотирование, равного 0,5мм на диаметр.

Разработанная технология изготовления стальных коленчатых валов высокофорсированных дизелей приводит к тому, что в готовом коленчатом валу глубина азотированного слоя на коренных и шатунных шейках становиться не менее 0,4мм.

Азотированный слой имеет ряд преимуществ в сравнении, например, с цементованным:

- очень высокая твердость (на стали 38Х2МЮА она достигает 1150–1250 HV или 73–75 HRC, тогда как на цементованных деталях – 63–65 HRC);
- сохранение твёрдости при нагревании до 500–600ºС (после цементации – лишь до 250ºС);
- высокая коррозионная стойкость.

При исследовании микротвёрдости и износостойкости азотированных образцов – свидетелей шеек коленчатых валов по мере постепенного износа их поверхностного слоя было выявлено изменение свойств трущейся поверхности. Из стали 38Х2МЮА коленчатых валов вырезались образцы – свидетели размером 12×4×5мм, которые закаливались от температуры (900 ± 10)ºС до комнатной температуры в воде с последующим отпуском при температуре 595 - 605ºС. После этого образцы подвергают высокому отпуску при температуре 505 и 655ºС в течение 7 ч с последующей выдержкой в течение 9 ч. Затем поверхности образцов шлифовались до точного размера и удаления обезуглероженного слоя. Перед азотированием образцы зачищались тонким абразивным кругом и обезжиривались. Азотирование проводилось в среде аммиака в лабораторной шахтной печи с газовой системой – баллоном с аммиаком. Температура в печи регулировалась потенциометром и контролировалась хромель – копелевой термопарой. Процесс азотирования образцов – свидетелей проводился при температуре 505ºС в течение 40 ч в атмосфере диссоциированного аммиака.

Объектом исследования была выбрана распространенная пара реверсивного трения - сталь 38Х2МЮА, свинцовистая бронза БрОС1 – 22, содержащая 22 – 25% свинца, 1 – 2% олово и остальное медь, обеспечивает повышение твердости контртела до 50 – 60 НВ, допускает нагрузку до 35МПа при максимальной скорости до 12 м/с в среде смазки дизельного масла, обеспечивающая характерные условия трения для сложнонагруженных пар. Схема исследования приведена на рисунке 1. Образец – свидетель с меньшей поверхностью выполнялся из азотированной стали 38Х2МЮА и является неподвижным. Контртело изготовлялось из свинцовистой бронзы БрОС1 и являлось подвижным со средней скоростью скольжения 0,2 м/с и ходом H = 0,04 м. Триботехнические испытания проводились на машине трения МТ – 8.

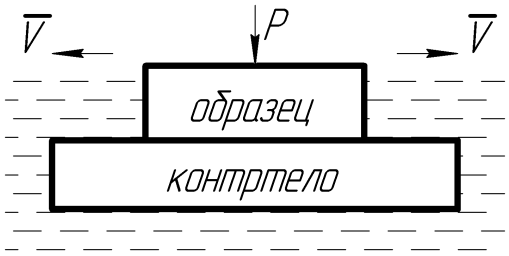


Рисунок 1 – Схема трибологических исследований

Как показали результаты трибологических исследований, приведенные на рис. 2, зависимость интенсивности изнашивания азотированной стали 38Х2МЮА от времени исследований, чётко выявляется роль предварительного отпуска стали в характере изнашивания.

На графиках по рис. 2 зависимостей выявляются четыре зоны: I – зона приработки; II – зона установившегося режима трения; III – участок повреждаемости; IV – участок безызносного трения. На кривых изнашивания кроме зоны приработки и безызносного трения иметься зона высокой износостойкости, характеризуемая низким (10^{-10}) и стабильным значением интенсивного износа. Для температуры отпуска 505ºС длительность этой зоны составляет 65 ч, а при температуре отпуска 655ºС – 140 ч. С повышением температуры отпуска время испытаний до задира возрастает ($T_{отп.}$ = 505ºС – 140 ч; $T_{отп.}$ = 655ºС – 280 ч).

Одним из основных факторов, обеспечивающих максимальную износостойкость трущейся поверхности, является пластичность поверхностной зоны. Однако если на поверхно-

сти трения иметься низкая пластичность, образованная при азотировании высокоазотными соединениями, – это может привести к развитию усталостных трещин при упругом деформировании и к выкрашиванию поверхностного слоя. Износостойкость азотированного слоя определяется режимом азотирования и химическим составом материала трущейся поверхности.

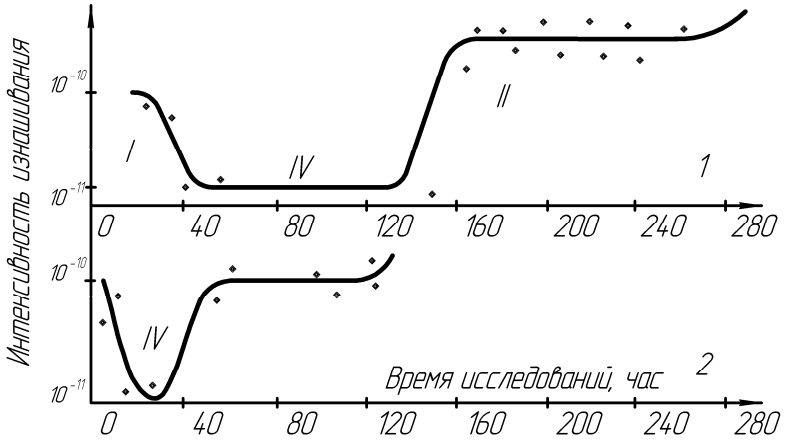


Рисунок 2 – зависимость интенсивности изнашивания азотированной стали 38Х2МЮА от времени исследований: 1 – $T_{отп.}$ = 655ºС; 2 – $T_{отп.}$ = 505ºС

При циклических знакопеременных нагрузках на коленчатый вал накопление повреждений происходит в поверхностных слоях. Последние начинают деформироваться раньше, чем сердцевина из – за интенсивного накопления дислокаций. После достижения критической плотности дислокаций в поверхностных слоях начинают образовываться усталостные трещины.

Повышение запаса усталостной прочности металла коленчатых валов (стали 38Х2МЮА) при азотировании объясняется возникновением начальных технологических остаточных напряжений сжатия (рис. 3), определенных по технологическому методу определения начальных остаточных напряжений в поверхностном слое детали [1].

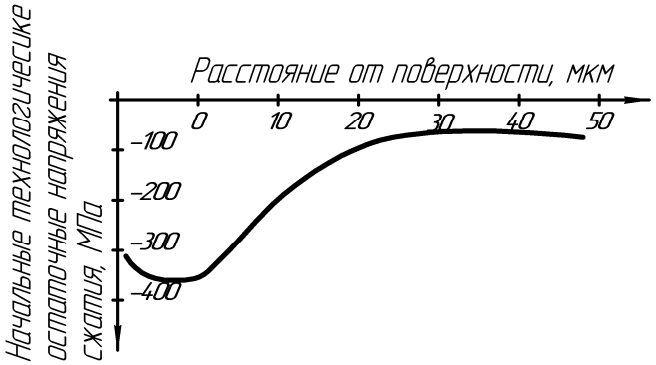


Рисунок 3 – Распределение начальных технологических остаточных напряжений сжатия по толщине азотированного слоя образца

Результаты исследования начальных технологических остаточных напряжений сжатия при азотировании показали, что уровень последних определяется режимами химико – термической обработки и химическим составом металла.

На основе проведенного исследования химико – термической обработки коленчатых валов высокофорсированных дизелей и триботехнических характеристик, отражающих механизм трибологического контактного взаимодействия азотированной стали 38Х2МЮА, можно сделать следующие выводы.

1. Разработана технология химико – термической обработки (азотирования) коленчатого вала высокофорсированного дизеля. Которая имеет ряд преимуществ – очень высокую твёрдость и износостойкость коренных и шатунных шеек по сравнению с другими методами ХТО, например, цементацией.
2. На зависимости интенсивности изнашивания азотированной стали 38Х2МЮА – материала коленчатого вала от времени исследований выявлено четыре характерных участка: зона приработки; зона установившегося режима трения; участок повреждаемости; участок безызносного трения.
3. С увеличением температуры предварительного отпуска $T_{отп}$ стали 38Х2МЮА увеличивается зона безызносного трения, зона износостойкости и общий путь трения до задира.
4. Повышение усталостной прочности металла коленчатых валов при азотировании объясняется возникновением начальных технологических остаточных напряжений сжатия.
5. Разработанные методы по химико – термической обработке коленчатых валов азотированием позволяет обобщить комплексный метод поверхностного пластического деформирования, например, азотированием, накаткой галтелей коренных и шатунных шеек и упрочнением ультразвуком.

Список использованных источников

1. Косырев С.П. Основы теории и эксперимента в условиях технологического поверхностного пластического деформирования элементов коленчатых валов // Учебное пособие по курсам «Основы технологии машиностроения», «Технология машиностроения» для студентов специальности 120100 всех форм обучения / С.П. Косырев, Н.Л. Марьина. – Саратов: Сарат. гос. техн. ун – т, 2010. – 114с.

УСКОРЕННЫЙ МЕТОД ПОСТРОЕНИЯ КРИВОЙ ПЭРИСА

Барон А. А., Слюсарева О. Ф.
Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
E-mail: detmash@vstu.ru

THE METHOD FOR PREDICTION OF PARIS' CURVE SHAPE

Baron A. A., Slyusareva O. F.
Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia
E-mail: detmash@vstu.ru

Determining of the critical cyclic loading conditions is commonly performed by using a Paris' curve. The Paris' curve is dependence of crack growth rate, da/dN on the stress intensity range $\Delta K=K_{max}-K_{min}$. In the mid-region, the curve is essentially linear and can be described by the Paris' equation

$$da/dN = C(\Delta K)^n, \quad (1)$$

where C and n are material constants. However, the procedure for Paris' curve determination by means of direct testing is enough complicated and expensive. Therefore many investigators made large efforts to develop models for Paris' curve shape predicting. Our approach to this problem is presented below.

The reconstruction of a curve linear region may be done if the fatigue threshold, ΔK_{th}, cyclic toughness, ΔK_{fc}, and corresponding to them da/dN values are known. In this work the experimental correlations for ΔK_{th} and ΔK_{fc} determination were proposed for different steels from work [1] - 15Kh2MFA, 15Kh2NMFA, 15G2AFDps, 10GN2MFA, Armco and steel 45, and may be described as

$$K_{th} = 12{,}127 \cdot (\sigma_b/\sigma_y)^{-2{,}861}, \quad (2)$$

$$K_{fc} = 0{,}8712 \cdot K_{Ic} - 22{,}209, \quad (3)$$

where $\cdot\sigma_b$ is an ultimate strength, σ_y is a yield stress, K_{Ic} is a fracture toughness.

Is known [2] the correlation between constants C and n in the Paris' equation (1). Thus in the linear region of a Paris' curve the crack propagation rate is controlled by the single parameter C or n.

In this work the attempt have been made to calculate constant n in Paris' equation as:

$$n = (\lg v_{fc} - \lg v_{th})/(\lg\Delta K_{fc} - \lg\Delta K_{th}), \quad (4)$$

where v_{th} and v_{fc} – the crack propagation rates corresponding to ΔK_{th} and ΔK_{fc}. Crack propagation rates in eqn. (4) are not known. For this reason the assumption is accepted that the crack propagation rate is proportional to the small scale yielding zone width. In this case it makes possible to rewrite the eqn (4) in the following form (5):

$$n = (\lg r_{fc} - \lg r_{th})/(\lg\Delta K_{fc} - \lg\Delta K_{th}), \quad (5)$$

where r_{th} and r_{fc} are the small scale yielding zones corresponding to ΔK_{th} and ΔK_{fc}. The r_{fc} and r_{th} values are determined as:

$$r_{fc} = \frac{(1-2\mu)^2}{2\pi}\left(\frac{\Delta K_{fc}}{\sigma_y}\right)^2, \quad (6)$$

$$r_{th} = \frac{(1-2\mu)^2}{2\pi}\left(\frac{\Delta K_{th}}{S_k}\right)^2, \quad (7)$$

where μ – Poisson's ratio, S_k – fracture stress.

In the eqn (7), the substitution of an S_k value instead of σ_y is accounted for by the following reason. The ΔK_{th} determination procedure is carried out under conditions of a load decreasing. Thus, the crack propagation in this region is accomplished in the extremely hardened material.

Fig.1 describes results of comparison between experimental data and theoretical calculations for the linear part of a Paris' curve for the 15Kh2MFA steel [1].

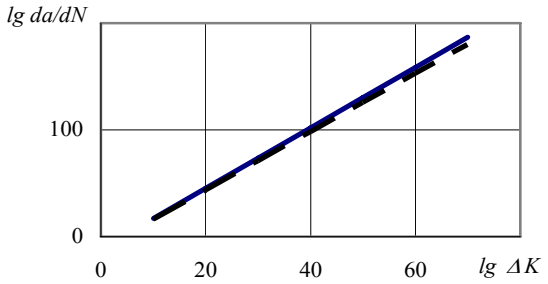


Figure 1 – Linear part of a Paris' curve for the 15Kh2MFA steel [1]: continuous line– calculations; dashed line – experimental data; test temperature 293 K.

As can be seen from the presented analysis the non-direct method for all parameters of the linear region of Paris' curve is developed.

References

1. V.T.Troschenko, V.V.Pokrovsky, A.V.Prokopenko. Fracture toughness of metals under cyclic loading. – Kiev: Naukova Dumka, 1987. –256 p.
2. Romvari P., Tot L., Nagy D. Analysis of a fatigue cracks growth laws in metals // Problemy prochnosti.– 1980.–№ 12.–p. 18–28.

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ОТПУСКА НА ПОВЫШЕНИЕ ХЛАДОСТОЙКОСТИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ КРЕМНЕМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А

Оленин М. И., Быковский Н. Г., Лебедева Н. В, Михайлов-Смольняков М. С.
ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия
E-mail: BBarakhtin@mail.ru

THE EFFECT OF ADDITIONAL TEMPERING ON THE COLD RESISTANCE ENHANCEMENT OF LOW-ALLOYED 0.09C-2Mn-Si STEEL.

Olenin M. I., Bykovskiy N. G., Lebedeva N. V., Mikhaylov-Smolnyakov M. S.
FSUE CRISM «Prometey», Saint-Petersburg, Russia
E-mail: BBarakhtin@mail.ru

The heat treatment of the low-alloyed 0.09C–2Mn–Si steel heve been concidered. The optimization of melting, forging and heat treatment result in formation of microstricture containing coagulated carbides and tertiary cementite. Forming of this structure allows to obtain maximum impact toughness at temperature –60°C.

Введение

Основным конструкционным материалом контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива является экономнолегированная кремнемарганцевая сталь марки 09Г2СА-А.

С учетом использования контейнеров в районах Крайнего Севера основным требованием, предъявляемым к материалу поковок, является обеспечение ударной вязкости при температуре –50°С не ниже 98 Дж/см^2 [1]. Для повышения надежности использования материала была проведена работа по увеличению хладостойкости стали до температуры –60°С за счет оптимизации технологии выплавки, ковки и термической обработки.

При выплавке особое внимание уделялось глубокой очистке стали от вредных примесей серы, фосфора, азота, кислорода, а также проведение модифицирования стали ванадием и ниобием.

Режимы ковки были скорректированы на уменьшение количества выносов и обеспечением наибольшей деформации за вынос. При этом на последнем выносе (при обеспечении необходимого укова) температура ковки с целью измельчения зерна была снижена. Окончательные свойства материала поковок были достигнуты после закалки и высокого отпуска.

В данной работе исследовались процессы термической обработки поковок, исходя из концепции, что повышение хладостойкости стали может быть достигнуто, благодаря формированию в стали микроструктуры с коагулированными карбидами и третичным цементитом и минимальным количеством мелких карбидов в процессе проведения дополнительного отпуска после основной термической обработки.

Материалы и методика исследований

В работе была использована экономнолегированная свариваемая сталь марки 09Г2СА-А, модифицированная ванадием и ниобием. Сталь подвергалась глубокой очистке от вредных примесей: сера, фосфор, азот, водород и цветные металлы. Крупногабаритная поковка ∅1093×900 мм из данной марки стали, изготовленная на «ОМЗ-Спецсталь», подвергалась закалке и высокому отпуску. Отпуск заготовок размером 20×20×60 мм проводился в лабораторной муфельной печи марки СНОЛ 1,6. 2,5.1/11И2 в диапазоне температур от 200 до 550°С, с шагом в 50°С и временем выдержки от 3 до 10 часов. Из этих заготовок в соответствии с ГОСТ 9454 были изготовлены образцы (тип 11) для испытаний на ударную вязкость при температуре –60°С.

Для оценки качества выполнения надреза на образцах была разработана специальная методика измерения радиуса на металлографическом микроскопе при увеличении 100 крат. Для измерения радиуса использовался микроскоп модели AXIOVERT-40 MAX.

Размер радиуса надреза определялся по формуле

$$r_{над} = \frac{0{,}25l^2 + h^2}{2\text{h}} \qquad (1)$$

где l – длина хорды, мм; h – наибольшее расстояние от хорды до окружности.

Для определения радиуса надреза использовался окуляр со шкалой, цена деления которой составляла 0,01 мм и с перекрестием. Величина h составляла 0,1 мм. Было установлено, что размер радиуса надреза соответствует требованиям ГОСТ 9454 и изменяется в пределах от 0,25 до 0,275 мм.

Исследование микроструктуры выполнялось на ударных образцах (ГОСТ 9454 тип 11), испытанных при температуре –60°С.

Изготовление и травление металлографических микрошлифов проводилось в комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ в соответствии с РД5.9555-74 «Металлы и сплавы». Для выявления микроструктуры применялось химическое травление шлифов в течение 2–3 секунд спиртовым раствором азотной кислоты: HNO_3 – 4 мл; C_2H_5OH – 96 мл.

Металлографические исследования проводили с использованием светового металлографического микроскопа «UNIMET SERIES MR», оснащенного цифровой камерой EPSON 3100 Z. Было проведено исследование по влиянию дополнительного отпуска на изменение количества мелких и скоагулированных карбидов.

Качественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых сталей состоял в выявлении и оценке основных структурных составляющих методами оптической металлографии, а также в выявлении и классификации характерных элементов структурных составляющих.

Количественный анализ структурно-фазового состояния исследуемых сталей в данной работе включал в себя:

количественное определение относительной доли основных структурных составляющих;

определение размеров характерных структурных элементов;

определение количественного содержания фаз, входящих в состав исследуемого образца методами оптической металлографии.

Размер зерна определяли в соответствии с ГОСТ 5639.

При количественной аттестации структурно-фазового состояния использовали металлографический комплекс, оснащенный программой «Image Expert Professional 3.0», которая являлась графическим анализатором двухмерных изображений металлографических структур.

В работе анализировали морфологические особенности карбидной фазы в зависимости от длительности отпуска. Исследования проводили методом просвечивающей электронной микроскопии. После проведения испытаний на ударную вязкость из половинок образцов вытачивали прутки длиной 20 мм диаметром 3 мм. Полученные прутки при помощи высокоточного отрезного станка Struers Minitom нарезали на заготовки толщиной 0.7 мм, после чего утоняли на шлифовальной бумаге до толщины 0.1 мм. Тонкие фольги изготавливали методом электролитического утонения в хлорно-спиртовом электролите Struers A2 при напряжении 28 В и температуре 0..+2°С при помощи установки Struers Tenupol 5.

Изучение тонкой структуры производили на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G^2 30 S-TWIN производства фирмы FEI при ускоряющем напряжении 200 кВ. Регистрацию изображений структуры производили с помощью цифровой CCD-камеры Gatan Ultrascan-1000, которой оснащён просвечивающий электронный микроскоп.

Плотность дислокаций определяли по методу секущих.

Идентификация фаз проводилась методом одиночных рефлексов.

Большое внимание в работе уделено исследованию формы и размеров карбидных выделений. Для этой цели использовали программу обработки изображений ImageJ (версия 1.43), с помощью которой можно количественно описать отличие формы проекции отдельно взятой частицы от круга:

$$C = 4\pi \cdot \frac{A}{P^2} \tag{2}$$

$$R = 4 \cdot \frac{A}{\pi \cdot M_a^2} \tag{3}$$

Здесь A – площадь проекции анализируемого выделения, P – периметр этой проекции; M_a – большая полуось эллипса, описывающего данное выделение; *C (Circularity)* и *R (Roundness)* — параметры, описывающие близость проекции отдельно взятого выделения к кругу.

Для каждого исследованного образца проанализировано не менее 200 выделений.

Обсуждение результатов исследований

На рис. 1 представлена микроструктура исследованной стали после закалки и высокого отпуска (исходное состояние). Размер зерна материала поковки изменялся от 5 до 10 балл.

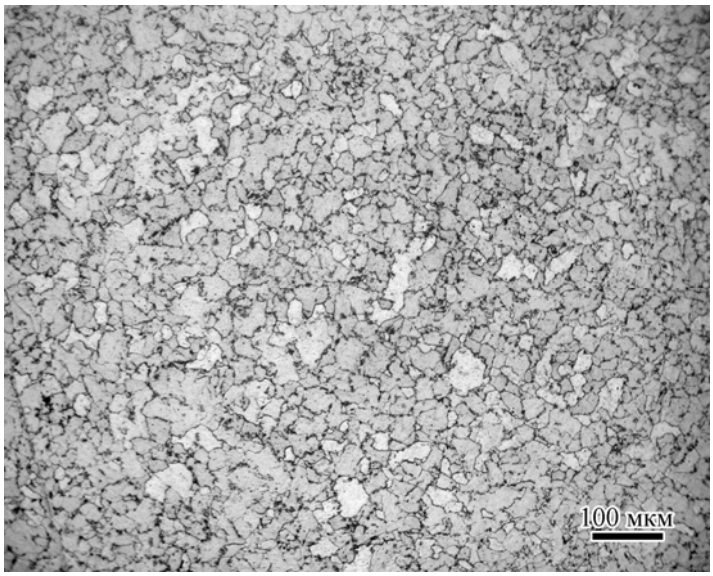


Рисунок 1 — Микроструктура крупногабаритной поковки из стали 09Г2СА-А

Согласно сертификатных данных величина ударной вязкости материала, испытанного при –50°С, составила KCV^{-50} = 241; 231; 230 Дж/см^2. Проведенные испытания на ударную вязкость при температуре –60°С показали, что хладостойкость стали снизилась; при этом ударная вязкость составила: KCV^{-60} = 3,7; 11,2; 8,1 Дж/см^2. Для повышения хладостойкости стали при температуре -60°С была проведена работа по оптимизации режимов термической обработки с целью формирования скоагулированных карбидов в структуре стали. Для этого был проведён дополнительный отпуск в диапазоне температур от 200 до 550°С с шагом в 50°С. Время выдержки при отпуске составляло 3 часа.

Влияние температуры дополнительного отпуска на среднее значение ударной вязкости по результатам испытаний трёх образцов на точку при температуре –60°С представлено на рис 2.

Как видно из приведенных данных, дополнительный отпуск, начиная с 200°С до 300°С, приводит к увеличению ударной вязкости. При температуре 350°С ударная вязкость резко падает, далее при повышении температуры от 350°С до 450°С происходит возрастание ударной вязкости. Повышение температуры свыше 450°С снова приводит к снижению ударной вязкости при температуре 500°С и при температуре 550°С ударная вязкость незначительно повышается.

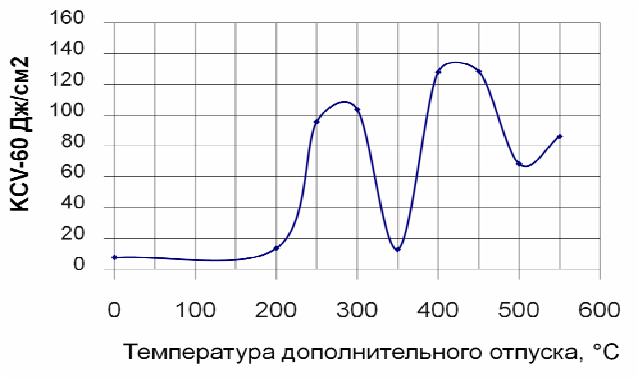


Рисунок 2 — Влияние температуры дополнительного отпуска в течение 3 ч. на ударную вязкость стали марки 09Г2СА-А

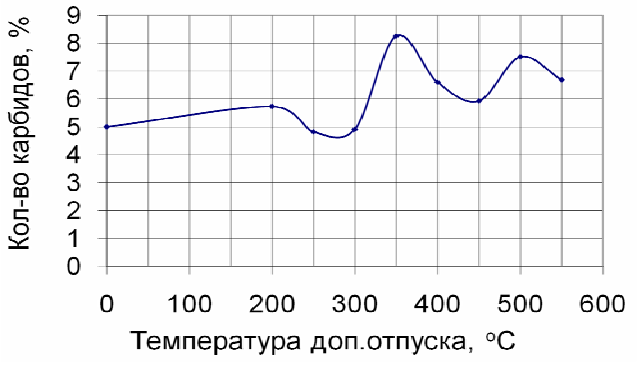


Рисунок 3 — Влияние температуры дополнительного отпуска в течение 3 ч. на количество карбидов в стали 09Г2СА-А

На рис. 3 приведены результаты исследований по влиянию температуры дополнительного отпуска на количество карбидов размером от 1 до 12 мкм. Как видно из приведенных данных, количество этих частиц в зависимости от температуры дополнительного отпуска изменяется не монотонно. Максимальный прирост их количества отмечается при температурах 350°С и 500°С. Минимальное количество карбидов соответствует температурам дополнительного отпуска 250 - 300°С и 450°С.

Два пика возрастания количества карбидов при температуре 350°С и 500°С можно объяснить процессами выделения третичного цементита и карбидов ванадия и ниобия. Так как охлаждение поковки после высокого отпуска при температуре 650–670°С осуществлялось на воздухе, то имело место пресыщение ферритной фазы. При температуре дополнительного отпуска 350°С происходило выделение третичного цементита [2], а при температуре 500°С – карбидов ванадия и ниобия [3].

Сравнивая результаты исследования по влиянию температуры дополнительного отпуска на количество карбидов (рис. 3) и ударную вязкость (рис. 2) можно видеть, что пик возрастания доли карбидов соответствует минимальным значениям ударной вязкости. При этом установлено, что снижение хладостойкости стали связано в основном с выделением карбидов размером до 2 мкм.

Снижение ударной вязкости в диапазонах температур отпуска 300–350°С можно связать с выделением третичного цементита (эффект синеломкости), а при температуре 500°С – с выделением карбидов ванадия и ниобия (рис. 3).

В связи с увеличением ударной вязкости после дополнительного отпуска при температурах 400 и 450°С при трехчасовой выдержке было проведено исследование по влиянию длительности дополнительного отпуска при этих температурах на ударную вязкость. Длительность отпуска изменялась от трех до десяти часов. Средние значения ударной вязкости

по результатам испытаний 10 образцов на точку при температуре –60°С представлены на рис. 4.

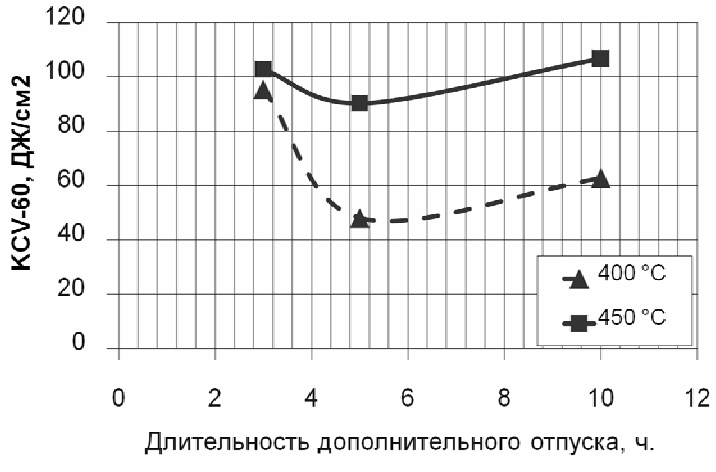


Рисунок 4 — Влияние длительности дополнительного отпуска на ударную вязкость стали марки 09Г2СА-А.

Как видно на рис. 4, с увеличением длительности отпуска ударная вязкость первоначально снижается, а затем возрастает. Наиболее интенсивное снижение ударной вязкости при дополнительном отпуске при этих температурах можно объяснить процессами предвыделения карбидов ванадия и ниобия. Увеличение выдержки при температурах 400°С и 450°С до 10 ч. приводит к частичному выделению этих карбидов и, как следствие, к увеличению ударной вязкости.

Высокие значения ударной вязкости при 3-х часовой выдержке при температуре отпуска 400 и 450°С, по-видимому, связаны только с коагуляцией третичного цементита, так как процессы предвыделения карбидов ванадия и ниобия из-за малой длительности отпуска еще не успевают пройти.

При температуре 450°С, по сравнению с температурой 400°С, возрастает активизация диффузионных процессов, приводящих к формированию карбидных выделений. Поэтому при температуре дополнительного отпуска 450°С устраняется когерентность между карбидом и матрицей, и охрупчивание снижается. Дальнейшее увеличение выдержки при температуре 450°С приводит к возрастанию ударной вязкости.

Для оценки процесса коагуляции карбидных фаз проведено исследование по влиянию длительности отпуска при температуре 450°С на форму и размер частиц цементита. С помощью просвечивающего электронного микроскопа изучили тонкую структуру стали 09Г2СА-А в исходном состоянии и после дополнительного отпуска при 450°С в течение 3, 5 и 7 часов.

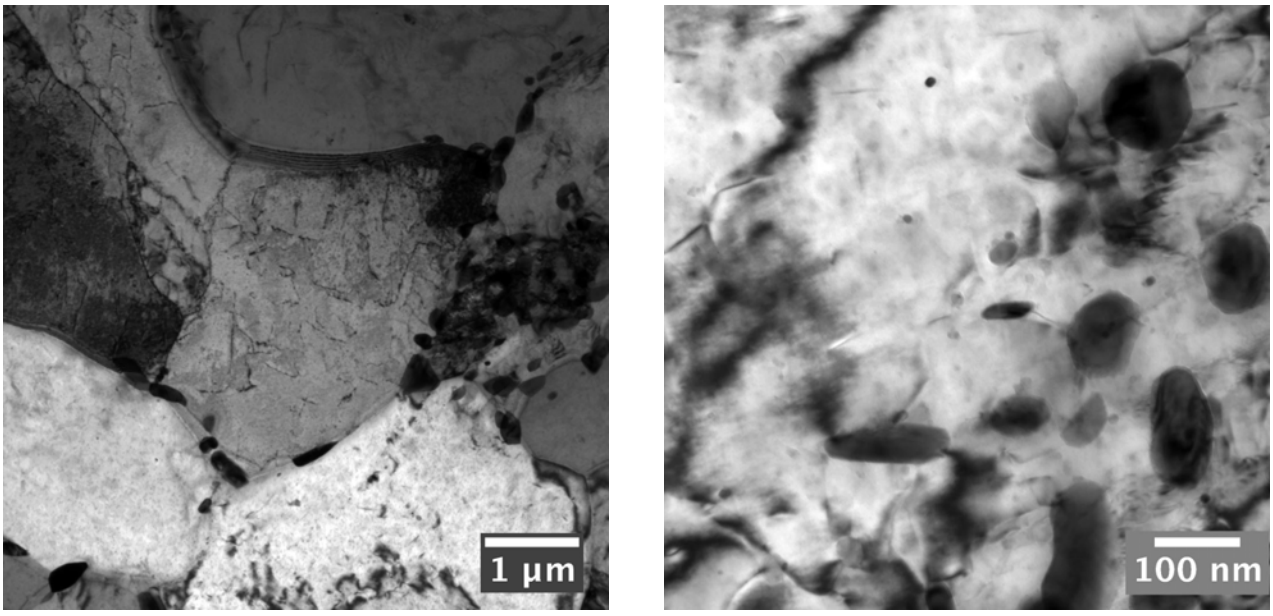
Тонкая структура стали в исходном состоянии и после отпуска при 450°С в течение 5 часов приведена на рис. 5 и 6, соответственно.

Структура стали 09Г2СА-А состоит из феррита (около 90%) и перлита. Перлит располагается на тройных стыках границ ферритных зёрен. На границах зёрен феррита встречаются отдельные частицы цементита. Эти карбиды имеют, как правило, эллиптическую форму, поэтому этот перлит можно назвать глобулярным.

На рис. 6 представлена тонкая структура стали после дополнительного отпуска при 450°С в течение 5 часов. Здесь также обнаружена феррито-перлитная структура.

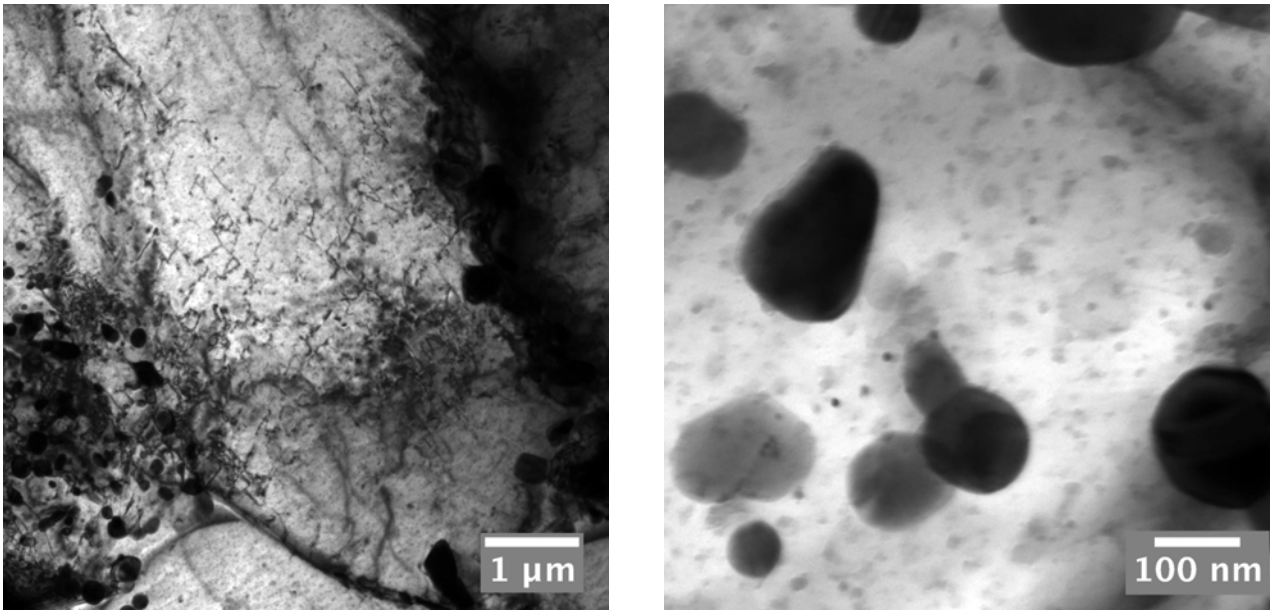
Длительность отпуска не оказывает существенного влияния на плотность дислокаций, которая остаётся равной $3..5x10^{9}см^{-2}$ в каждом из исследованных образцов. Средний размер карбидных частиц также не зависит от длительности отпуска (см. табл. 1).

Тем не менее, отпуск влияет на форму карбидных частиц. Статистический анализ величины отношения площади выделения к квадрату его периметра (<*C*>) и отношения площади выделения к площади описывающего это выделение эллипса (<*R*>) показывает, что форма выделений при увеличении длительности отпуска приближается к сферической. Эти параметры изменяются в пределах от 0 до 1, причём 0 соответствует очень вытянутому выделению, а 1 – выделению идеально круглой формы.



а *б*

Рисунок 5 — Тонкая структура стали 09Г2СА-А в исходном состоянии.



а *б*

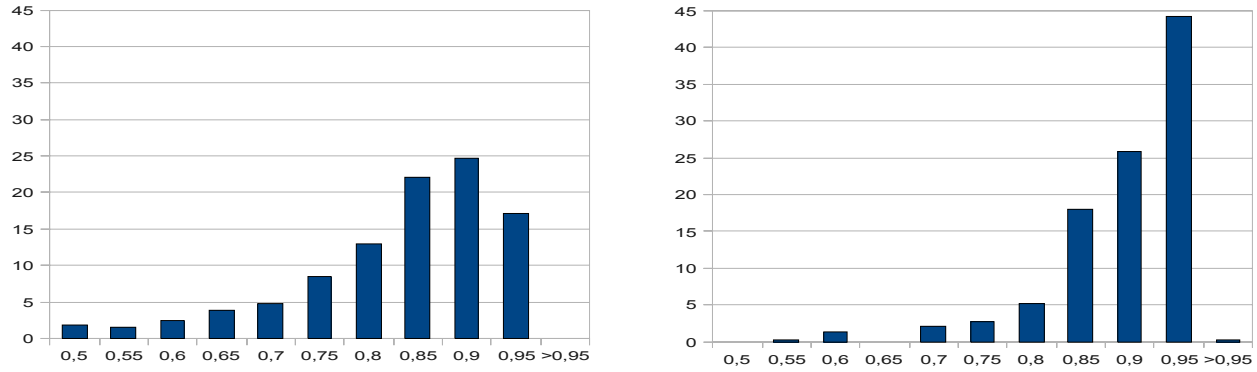
Рисунок 6 — Тонкая структура стали 09Г2СА-А после дополнительного отпуска при 450°С в течение 5 часов.

Из таблицы 1 следует, что эти параметры возрастают с увеличением длительности отпуска. Доля частиц со значениями исследуемых параметров выше усреднённого по всем измерениям (0.85 для *Circularity* и 0.7 для *Roundness*) также возрастает.

На рисунках 7 и 8 представлены гистограммы распределения количества частиц от величины параметров *Circularity* и *Roundness*. По оси X отложена величина соответствующего параметра, а по оси Y — доля частиц, имеющих соответствующее значение параметра. Видно, что суммарная доля частиц с параметром *Circularity* более 0.85 при увеличении длительности отпуска возрастает с 42% (образец стали 09Г2СА-А в исходном состоянии) до 70% (образец после дополнительного отпуска при 450°С в течение 5 ч). Доля частиц с параметром *Roundness* большим, чем 0.7 также возрастает с увеличением длительности отпуска с 37% до 59% для образцов в исходном состоянии и после дополнительного отпуска в течение 5 ч. соответственно.

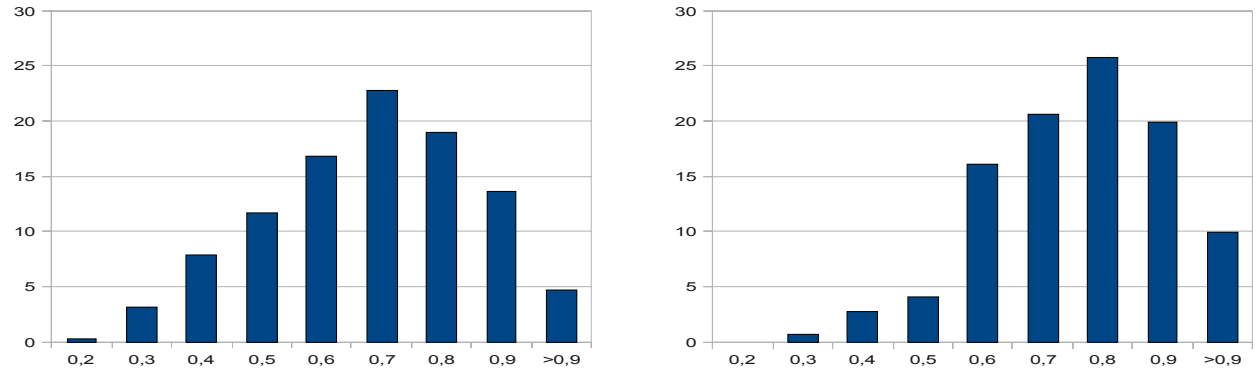
Таблица 1 — Геометрические параметры карбидных частиц в образцах стали 09Г2СА-А.

Параметры структуры	Длительность доп. отпуска при 450°С			
	0 ч. (исх.)	3 ч.	5 ч.	10 ч.
Средний размер карбидов, мкм	0.23	0.20	0.22	0.21
<*C*>	0.81	0.85	0.87	0.88
<*R*>	0.63	0.7	0.71	0.72
Доля частиц с $C > 0.85$	42%	68%	70%	78%
Доля частиц с $R > 0.7$	37%	54%	56%	59%



а *б*

Рисунок 7 — Параметр *C (Circularity)*: (*а*) исходное состояние; (*б*) доп. отпуск при 450°С в течение 5 ч.



а *б*

Рисунок 8 — Параметр *R (Roundness)*: (*а*) исходное состояние; (*б*) доп. отпуск при 450°С в течение 5 ч.

Исследования тонкой структуры показывают, что форма частиц цементита с увеличением длительности отпуска при температуре 450°С постепенно приближается к сферической. Округлая форма выделений карбидов цементитного типа способствует уменьшению концентрации напряжения на границе карбид — матрица, что приводит к повышению хладостойкости стали.

Таким образом, режим дополнительного отпуска при температуре 450°С в течение 5 часов может быть рекомендован для производства изделий из стали марки 09Г2СА-А, работающих при отрицательных температурах до –60°С.

Выводы

1. Возрастание ударной вязкости в стали марки 09Г2СА-А после отпуска в течение 3 ч. при температуре 450°С связано с коагуляцией третичного цементита.
2. Максимальные значения ударной вязкости стали марки 09Г2СА-А при температуре -60°С обеспечиваются при минимальном содержании карбидов размером до 2 мкм.
3. С увеличением времени отпуска при температуре 450°С выделения карбидов цементитного типа принимают всё более округлую форму, что способствует уменьшению концентрации напряжения на границе «карбид — матрица», и вследствие этого приводит к повышению хладостойкости стали.
4. Наиболее благоприятные соотношения свойств в стали марки 09Г2СА-А при температуре –60°С достигаются после термического улучшения и дополнительного отпуска при температуре 450°С в течение 3–10 ч.

Список использованных источников

1. Бережко Б.И., Быковский Н.Г., Оленин М.И., Калиничева Н.В., Евдокимова Н.В., Романов О.Н., Стольный В.И., Бушуев С.В., Сергеев Ю.К. Хладостойкость металлургических полуфабрикатов (листов и поковок) из низкоуглеродистых экономнолегированных кремнемарганцевых сталей // Вопросы материаловедения, 2007, №3 (51), с. 43 - 49.
2. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1978г.- 647с.
3. Новиков И.И. Теория термической обработки . М.: Металлургия, 1974г.- 400с.

ВЕРИФИКАЦИЯ ДЕТЕРМИНИРОВАННОГО ПОДХОДА В МЕТОДИКЕ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ, ОСНОВАННОЙ НА ЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКЕ РАЗРУШЕНИЯ

Потапов С. Д., Перепелица Д. Д.
ФГУП «ЦИАМ им. П.И.Баранова», Москва, Россия
E-mail: potapov_sd@ciam.ru

VERIFICATION OF THE DETERMINISTIC APPROACH IN METHODS OF THE ASSESSMENT TO REMAINING LIFE OF THE MAIN DETAILS OF THE AIRCRAFT ENGINES, FOUNDED ON LINEAR FRACTURE MECHANICAL

Potapov S. D., Perepelitsa D. D.
Central Institute of Aviation Motors,Moscow, Russia
E-mail: potapov_sd@ciam.ru

In paper are described some results of the testing the methods of the determination to remaining life of the main details of the aircraft engines, founded on using the methods linear fracture mechanical.

Введение

К основным деталям (ОД) авиационных газотурбинных двигателей относятся детали, разрушение которых может привести к отказам с опасными последствиями. Поэтому ОД, для которых главным повреждающим фактором является малоцикловая усталость, должны эксплуатироваться в пределах надежно подтвержденного безопасного ресурса. Существует несколько подходов к определению ресурсных показателей ОД. Один из подходов основан на «концепции безопасного развития дефекта», согласно которой полагается, что в детали есть дефекты, не выявляемые применяемыми методами неразрушающего контроля. По мере цик-

лического нагружения ОД такие дефекты могут расти и эксплуатация детали должна быть прекращена до момента развития любого из дефектов до критического размера.

Для определения величины остаточного ресурса ОД при наличии в ней дефектов в ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова» была разработана методика, основанная на прогнозировании скорости роста трещин усталости (СРТУ) при помощи методов линейной механики разрушения и использовании универсальных программных продуктов для прочностного анализа (например, MSC.Marc) и специализированных программных продуктов (например, DARWIN).

1. Верификация расчетов СРТУ, выполненных с использованием программы MSC.Marc

Проведено сравнение экспериментальных данных по СРТУ в образцах при простых и сложных циклах нагружения, с результатами расчетов СРТУ, выполненных с использованием коэффициентов интенсивности напряжений (КИН), определенных программой MSC.Marc. Образцы были изготовлены из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП. Испытания образцов проводились при температуре 20ºС. Свойства трещиностойкости материала (коэффициенты уравнения Пэриса) определены в работе [1].

1.1. СРТУ в образце при сложном цикле нагружения

Образец (рис.1) с дефектом округлой формы диаметром d_0 растягивался при сложном цикле нагружения (рис.2). Дефект (рис.3) был расположен в сечении наименьшего диаметра образца. После 2156 циклов нагружения образец разрушился по сечению с дефектом. Диаметр дефекта за время испытаний увеличился до величины d, при этом форма трещины по мере циклического нагружения образца за весьма небольшое количество циклов из неправильной начальной (почти прямоугольной) превратилась в круглую (рис.3).

Причина трансформации становится понятной из рис.5, где показана эпюра КИН вдоль фронта начального дефекта при нагружении образца, полученная расчетом с использованием программы MSC.Marc. Из рис.5 видно, что значения КИН максимальны на прямых участках фронта (зона 1) и минимальны на радиусных участках (зона 2). Поэтому по мере циклического нагружения трещина быстрее развивается на прямых участках, приводя к трансформации фронта в окружность.

Расчет СРТУ за 2156 циклов нагружения (рис.6) от начального дефекта с формой, максимально приближенной к реальной (рис.4), показал, что полученный расчетным путем диаметр трещины d отличается от замеренного в эксперименте на 1.01%.

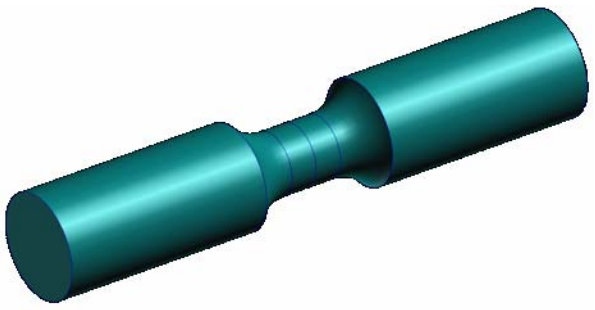


Рисунок 1 – Геометрия образца

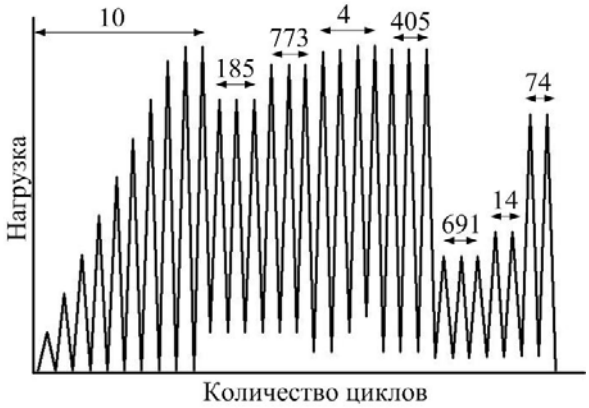


Рисунок 2 – Программа нагружения образца при испытаниях и расчетах СРТУ

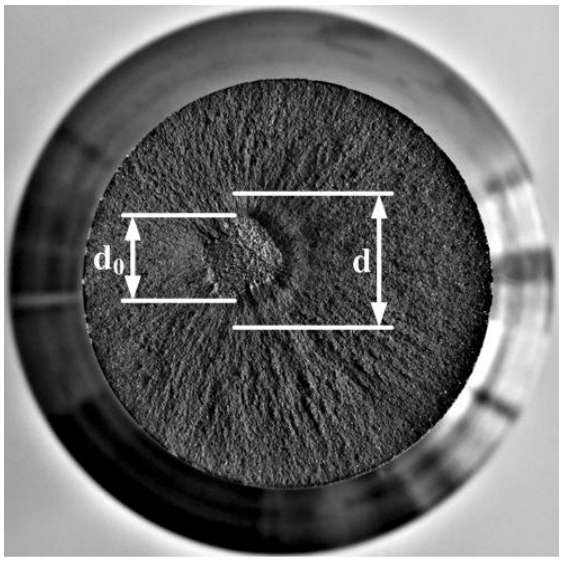


Рисунок 3 – Образец по месту разрушения с дефектом после 2156 циклов нагружения

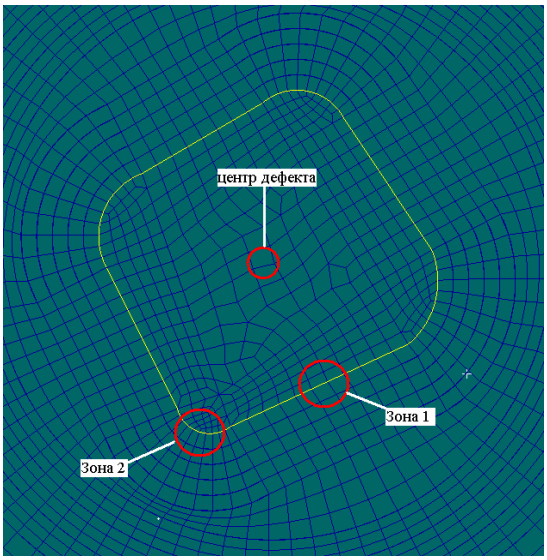


Рисунок 4 – Конечно-элементная сетка в зоне дефекта

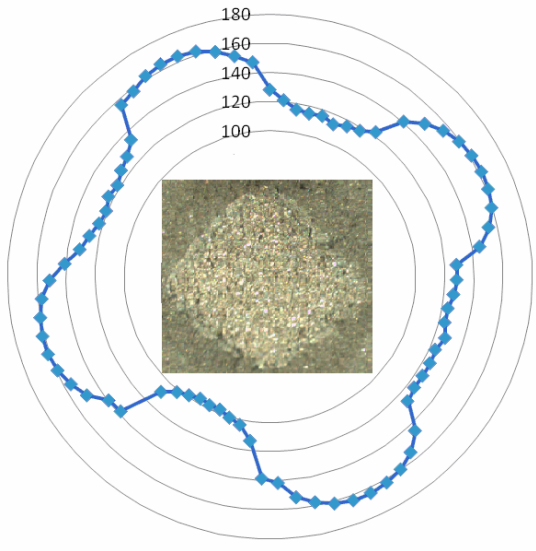


Рисунок 5 – Эпюра КИН вдоль фронта трещины при нагружении образца

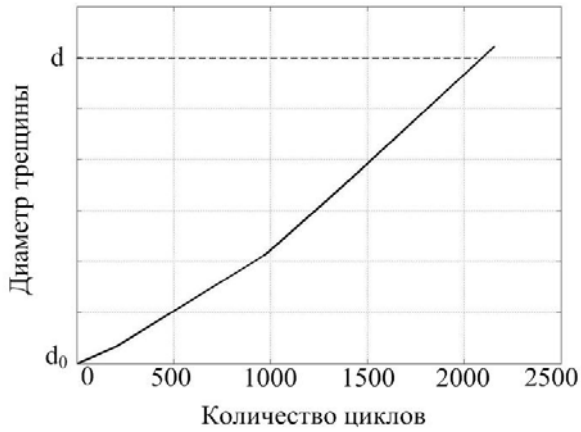


Рисунок 6 – Результат расчета СРТУ

1.2. СРТУ в образце при простом цикле нагружения

Образец цилиндрической формы с концентратором в центре его поверхности (выполненный методом электроэрозии) нагружался с коэффициентом асимметрии $R = 0.2$. Геометрия образца и схема его нагружения представлены на рис.7. На рис.8 показано сечение образца в плоскости развития трещины после 5000 циклов нагружения (номера фронтов трещин соответствуют каждой 1000 циклов нагружения).

Сопоставление данных эксперимента с результатами расчета СРТУ, выполненного с использованием программы MSC.Marc, показано на рис.9.

Полученное расчетным путем количество циклов по достижении трещиной заданной глубины отличается от экспериментального значения на 22%.

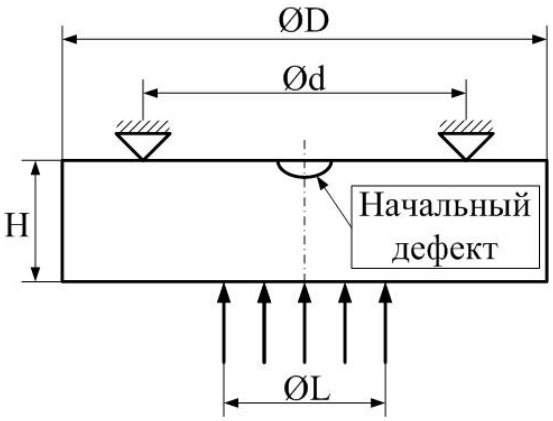


Рисунок 7 – Схема нагружения образца

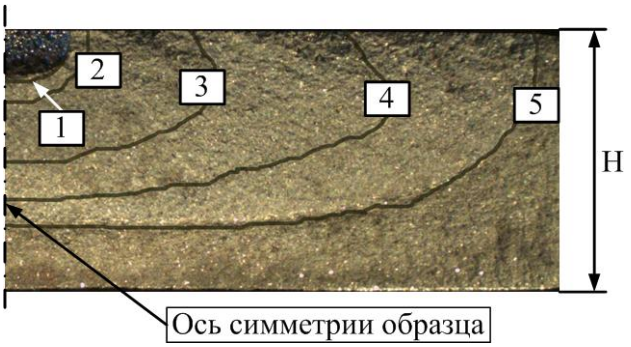


Рисунок 8 – Сечение образца в плоскости роста трещины

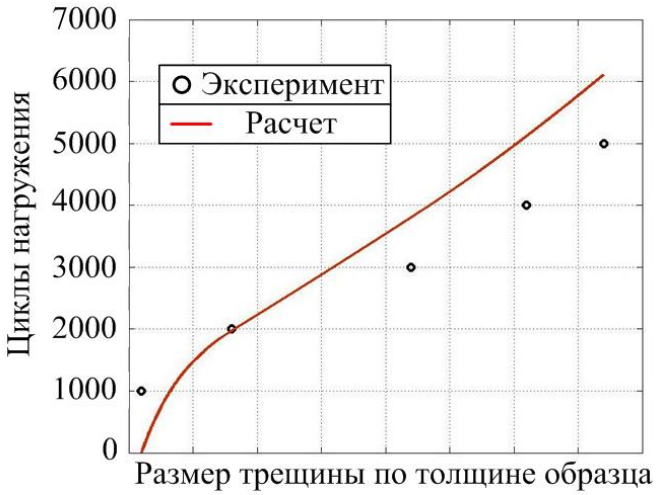


Рисунок 9 – Результаты расчета СРТУ в глубину образца на основе программы MSC.Marc

2. Верификация расчетов СРТУ, выполненных с использованием программы DARWIN

Для расчетов циклической долговечности деталей вращения при наличии дефектов в материале может использоваться специализированная программа DARWIN [4], которая помимо определения СРТУ позволяет проводить вероятностный анализ для оценки риска разрушения детали.

Верификация результатов расчетов СРТУ, выполненных с использованием программы DARWIN, осуществлялась сравнением с результатами расчетов, выполненных с использованием программы MSC.Marc, и с результатами фрактографических исследований реального диска.

2.1 СРТУ в кольце в поле центробежных сил

Геометрия кольца, схема нагружения, фронт трещины (рис.10), механические свойства материала и свойства трещиностойкости взяты из [3].

На рис.11 представлено сравнение зависимостей КИН от количества циклов нагружения (0-n_{max}-0), полученных в программах DARWIN и MSC.Marc, для точки фронта трещины, расположенной на внутренней поверхности кольца.

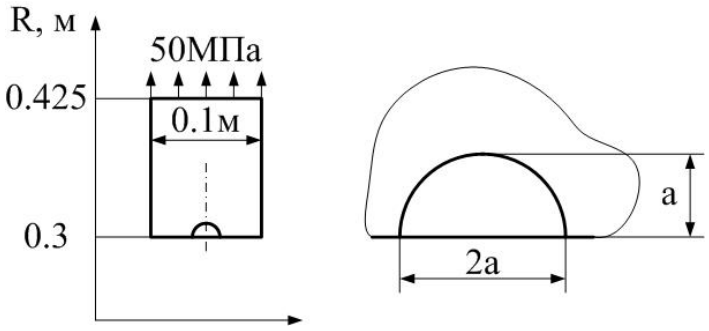


Рисунок 10 – Геометрия, схема нагружения кольца и фронт трещины

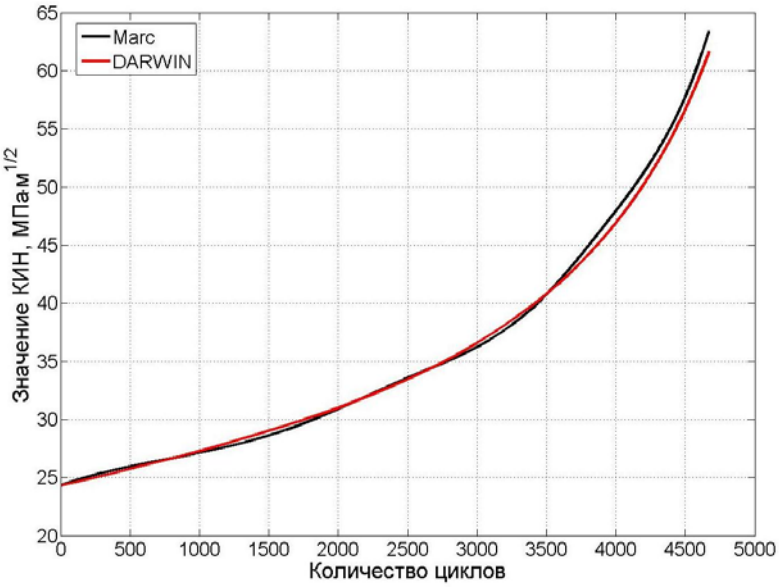


Рисунок 11 – Зависимость КИН от количества циклов нагружения

Как видно из рис. 11, расчеты с использованием программ DARWIN и MSC.Marc, дают практически совпадающие результаты.

2.2. СРТУ в модельном диске в поле центробежных сил

Модельный диск (рис.12) циклически нагружался 0-n_{max}-0. Диск выполнен из титанового сплава ВТ9. Трещина развивалась в одном из эксцентричных отверстий от угловой формы до сквозной в радиальном направлении. Геометрия фронтов развития трещины (полученная при расчете СРТУ в программе DARWIN) от ее начального размера 0.5×0.5мм для угловой формы до длины 3.94 мм при сквозной форме (рис.13), использовалась для сравнения результатов расчетов СРТУ, полученных в программах DARWIN и MSC.Marc.

Графики результатов расчета СРТУ от начальной трещины, указанной на рис.12, с использованием программ DARWIN и MSC.Marc представлены на рис.13. На рис.13 показано изменение формы фронта по мере развития трещины и переход от угловой трещины к сквозной.

Результаты расчета СРТУ, полученные с использованием программы DARWIN, являются более консервативными, чем результаты, полученные на основе тех же фронтов трещины с помощью программы MSC.Marc, что совпадает с данными других исследований [2].

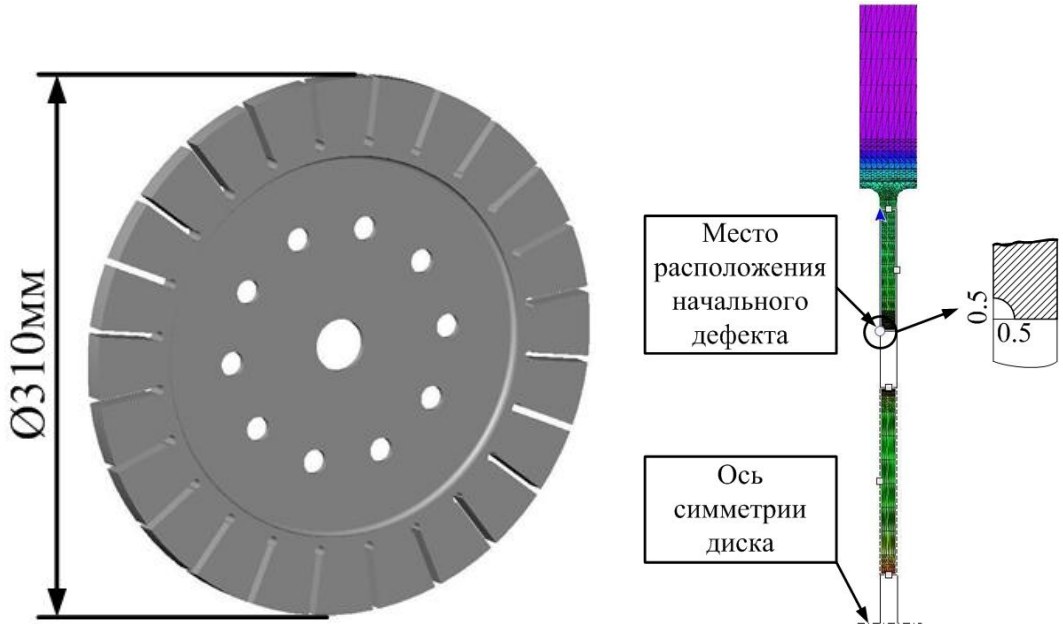


Рисунок 12 – Геометрия модельного диска и место расположения начальной трещины

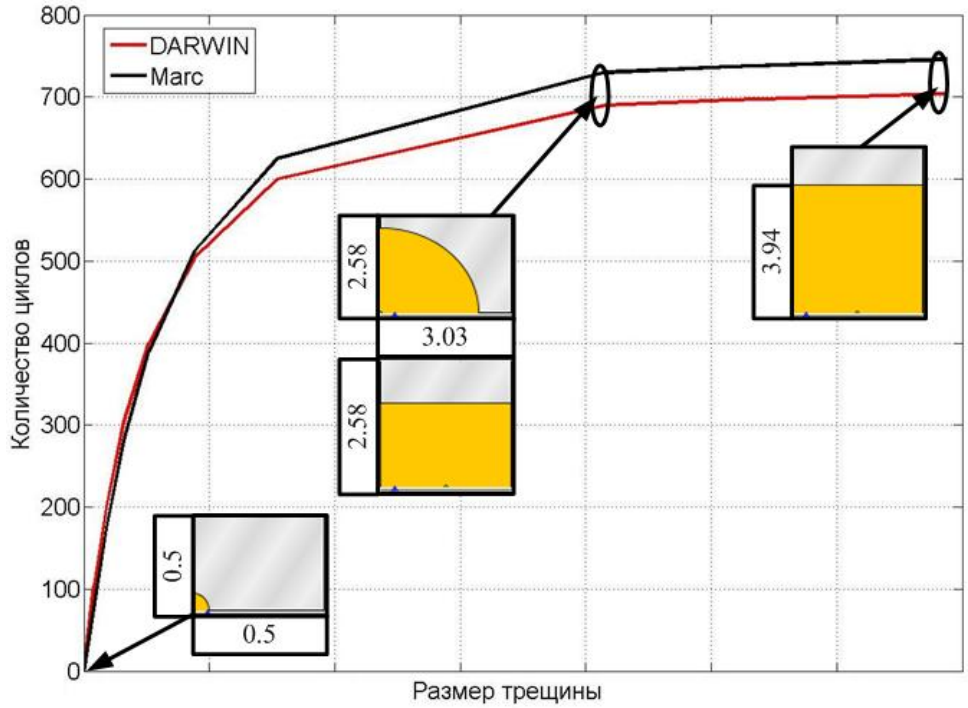


Рисунок 13 – СРТУ в модельном диске, рассчитанная с использованием программ DARWIN и MSC.Marc

2.3. СРТУ в диске КВД

Результаты фрактографического исследования диска с трещиной (титановый сплав) приведены в [1]. Геометрия фронтов развития трещины (рис.14), определенная на основе фрактографии диска, использовались в расчетах СРТУ, проведенных в MSC.Marc. Графики зависимости глубины трещины (направление АВ, см. рис.14) от количества циклов нагружения, построенные по данным фрактографии и результатам расчетов, представлены на рис.15.

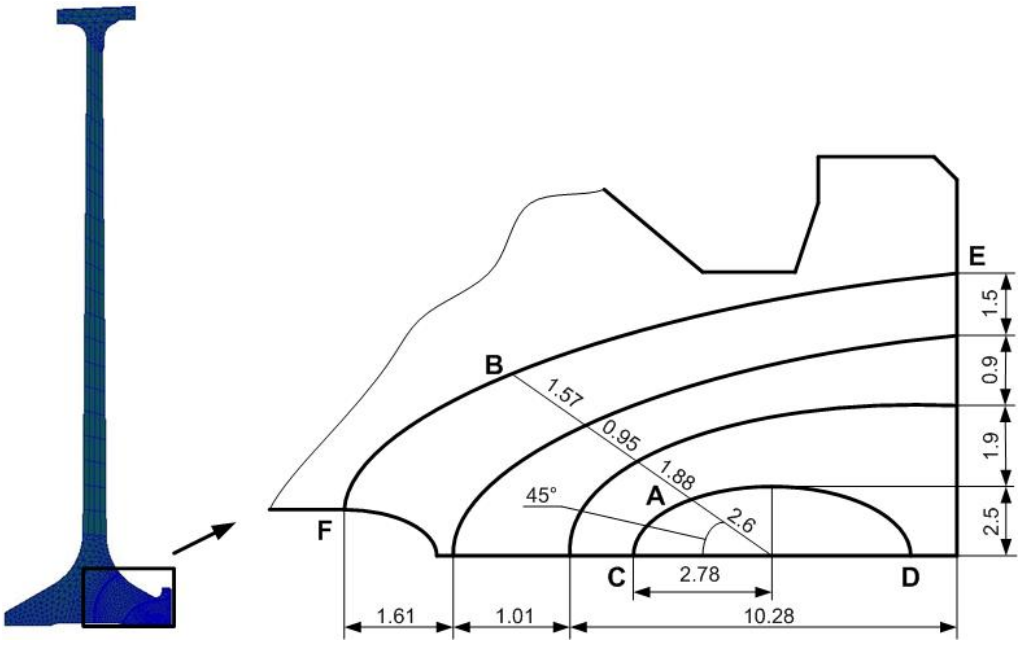


Рисунок 14 – Расположение и геометрия фронта трещины в сечении диска, полученная из фрактографических исследований [1]

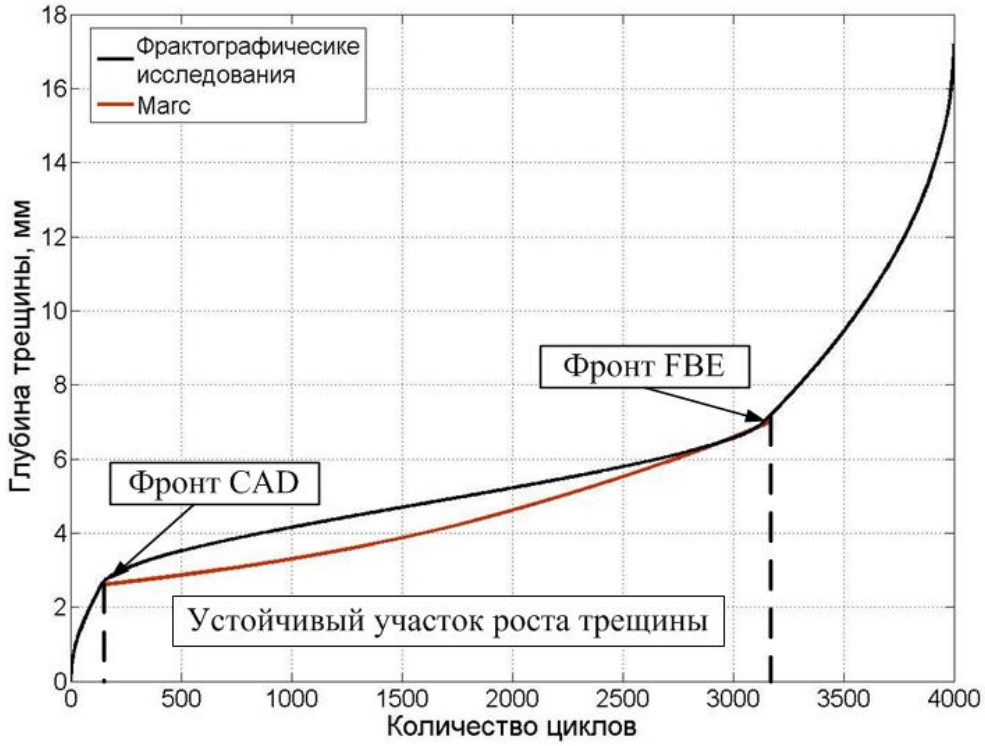


Рисунок 15 – СРТУ, полученные по результатам расчетов с использованием программы MSC.Marc и из фрактографических исследований

Как видно из рис.15, расчет СРТУ с использованием программы MSC.Marc хорошо согласуется с экспериментальными данными.

На рис.16 показаны полученные с использованием программы DARWIN фронты развития трещины от начального (CAD), заданного в качестве исходных данных. Полученный при расчетах по программе DARWIN сценарий развития трещины на устойчивом участке ее роста качественно близок к определенному на основе фрактографии. Количественная оценка

СРТУ, полученная по программе DARWIN, не совпадает с данными фрактографии и результатами расчетов по программе MSC.Marc.

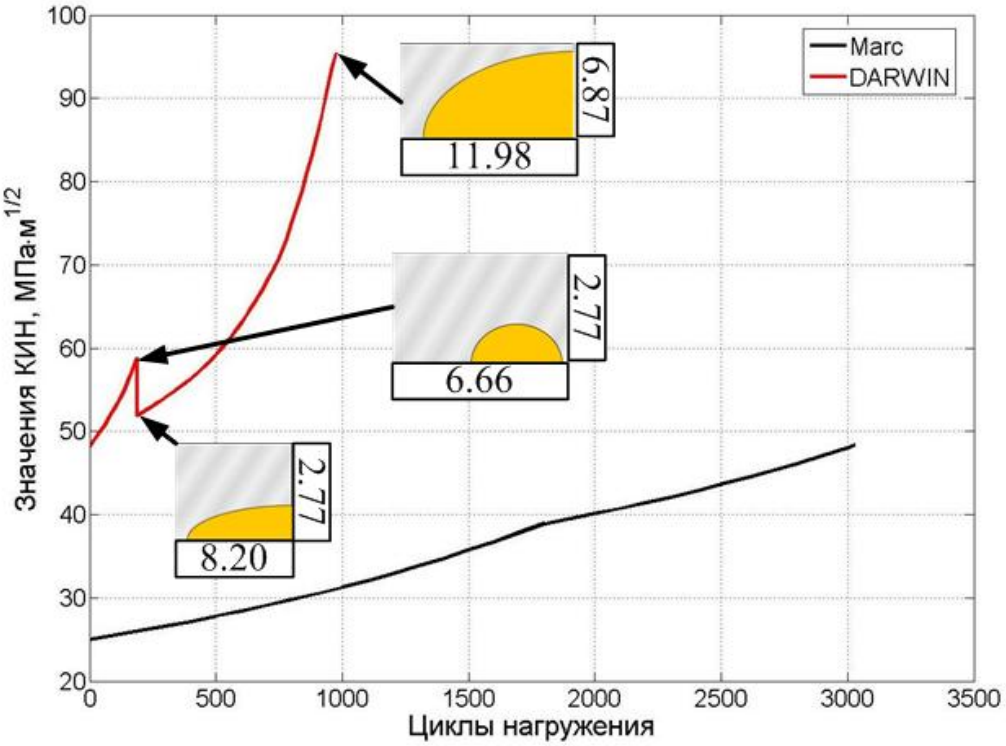


Рисунок 16 – Результаты расчета СРТУ в программах MSC.Marc и DARWIN

Причиной столь существенных отличий является неправильное определение в программе DARWIN величин КИН по мере развития трещины от первоначально заданного фронта. Кроме того, совершенно не физичным является «скачок» КИН при переходе от угловой модели трещины к сквозной.

Выводы

1. Результаты расчетов СРТУ, полученные с использованием программы MSC.Marc, в образцах при простых и сложных циклах нагружения хорошо совпадают с экспериментальными данными.
2. Расчеты СРТУ в программах DARWIN и MSC.Marc хорошо согласуются друг с другом для деталей, сечение с трещиной в которых описывается правильным прямоугольником. Для случаев сложной формы сечения с расположенной в нем трещиной, расчеты СРТУ, выполненные в программе DARWIN, существенно отличаются (выше по скорости) от полученных в программе MSC.Marc. С практической точки зрения это приведет к необоснованно частой периодичности осмотров в эксплуатации.
3. Для всех протестированных на сегодняшний день задач, СРТУ, определенная с использованием программы DARWIN, является более консервативной, чем определенная с использованием программы MSC.Marc или по результатам фрактографии.
4. Причиной консервативности оценки СРТУ в программе DARWIN является неверное (завышенное) определение величины КИН по мере развития фронта трещины.
5. Завышение значений КИН в программе DARWIN происходит из-за того, что ее алгоритм не учитывает изменение НДС в зоне дефекта по мере развития фронта и проводится вычисление КИН для ограниченной прямоугольной области, не отражающей реальной геометрии детали.

6. При переходе от одного типа трещины к другому значения КИН, вычисленные с использованием программы DARWIN, могут изменяться “скачком”, что противоречит физическому смыслу.

Список использованных источников

1. Реконструкция и прогнозирование развития усталостных трещин в дисках авиационных ГТД. Н.В. Туманов, М.А. Лаврентьева, С.А. Черкасова. “Конверсия в машиностроении” №4-5, 2005. С. 98-106.
2. 3D crack growth analysis and its correlation with experiments for critical turbine components under an international collaborative program. J.Hou, J.Dubke, K.Barlow, S.Slater, L.Harris, S.Calcuttawala, W.Beres. Paper GT2008-50548, ASME Turbo Expo 2008, Berlin, Germany.
3. U.S. Department of Transportation. Federal Aviation administration. Advisory Circular. Subject: Damage Tolerance for High Energy Turbine Engine Rotors. Date: 1/8/01. AC No: AC 33.14-1.
4. Southwest Research Institute, Volume 2 DARWIN Theory Version 6.1, San Antonio, TX, June 2008.

ИССЛЕДОВАНИЕ СОВМЕСТИМОСТИ НЕФТИ И НЕФТЕПРОДУКТОВ С ПОЛИОЛЕФИНАМИ

Громыко Ж. Н., Лашкина Е. В.
Белорусский государственный университет транспорта, г. Гомель, Беларусь
E-mail: llashkina@mail.ru

STUDY ON THE COMPATIBILITY OF PETROLEUM AND PETROLEUM FROM POLYOLEFINS

Gromyko J. N., Lashkina E. V.
Belarusian State University of Transport, Gomel, Belarus
E-mail: llashkina@mail.ru

Studied the compatibility of oil and oil products with low-pressure polyethylene. Optimum for the physical and mechanical properties and kinetic data of process of the phase separation of polymeric films.

Наиболее полную информацию о совместимости полимеров с жидкофазными наполнителями можно получить, изучая самопроизвольное выделение жидкости из композиций на их основе. Синерезис (экссудация) растворителя свидетельствует о его ограниченной совместимости с полимером. В технологии полимеров экссудация считается недостатком пластифицированных материалов и для ее устранения разработаны специальные технологические приемы и режимы формирования изделий [1]. Однако образование гетерогенной структуры полимер – жидкость создает благоприятные предпосылки для модификации полимерных материалов компонентами целевого назначения. Если в полимерную матрицу ввести смазочные вещества или ингибиторы коррозии, экссудацию можно использовать для регулирования триботехнических характеристик подвижных соединений и антикоррозионной защиты уплотняемых соединений металлов.

Изучение термодинамической совместимости нефти с полимерами имеет важное практическое значение и поэтому является актуальным. Известно, что многие продукты переработки нефти являются растворителями и пластификаторами для полимеров. Однако, индивидуальные растворители полимеров, получаемые методом переработки нефти, весьма дефицитны и дороги. Основу сырой нефти составляют углеводороды предельного ряда, то есть низкомолекулярные гомологи полиолефинов, что позволяет выдвинуть предположить о возможности ее совмещения с этими полимерами.

Очевидно, что сложный химический состав нефти существенно влияет на характер взаимодействия ее с полимерами по сравнению с индивидуальными продуктами, полученными на ее основе. Поэтому в данной работе, направленной на создание композиционных материалов на основе полимеров и нефти, изучение их совместимости является одним из наиболее важных моментов исследования.

Целью данной работы было изучение совместимости нефти и нефтепродуктов с полиолефинами.

Методика исследований

Объектом исследования служили пленочные образцы на основе полиэтилена низкого давления (ПЭНД) марки 277-03 (ГОСТ 16338). В качестве компонентов материала пленочных образцов использовали сырую нефть, массовая доля которой в образцах составляла 5…60 масс.%. Исследуемые составы для формирования пленок приготавливали, смешивая порошкообразный ПЭНД и жидкую нефть, отобранную из скважины № 70 Осташковичского месторождения. Образцы композитов изготавливали в виде прессованных при T = 473 К и P = 5 МПа пленок различного состава.

Полученные пленочные образцы взвешивали на аналитических весах через равные промежутки времени (24 ч) в течение двух недель. По характеру изменения массы образцов судили о синерезисе из пленок.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Установлено, что пленочные образцы с удовлетворительными физико-механическими свойствами из композиций на основе ПЭНД можно изготавливать методом горячего прессования до 50 масс.% содержания в них нефти. При содержании нефти в образцах более 60 масс. %, прочность полимерных пленок снижается вследствие появления дефектов. При прессовании образцов с таким содержанием нефти наблюдается значительное отделение жидкой фазы. При содержании ПЭНД в композиции до 2–2,5 масс. %, ее нагрев выше температуры плавления ПЭНД (~130…150ºС) приводит к растворению ПЭНД в нефти. При содержании полимера 3…15 масс. % образуются студнеобразные составы.

Результаты исследования синерезиса из пленок приведены на рис. 1–3. Синерезис в данном случае является сложным процессом, включающим выпотевание жидкости и испарение легколетучих компонентов. Наибольший вклад последних в кинетику начальной стадии процесса можно ожидать при малом содержании нефти в образцах, когда выделение жидкости практически не наблюдается.

Как свидетельствует графики на рис. 1, такое явление наблюдается, по-видимому, для составов, содержащих 5 и 10 масс. % нефти. Для обеих композиций изменение массы за время эксперимента составило практически одинаковую и довольно незначительную величину, несмотря на разное содержание нефти. Это свидетельствует о том, что вследствие высокой совместимости жидкой фазы с полимером, ее выделение практически не имело места. Очевидно, что изменение массы образцов обусловлено выделением из них легколетучей фракции.

Данные, приведенные на рис. 1–3 свидетельствуют о том, что при большем содержании нефти процесс выделения ее интенсифицируется, но в области содержания нефти 15…45 масс. % количество выделившейся жидкости является практически одинаковым или даже несколько уменьшается (область 15…20 масс. % нефти), что, согласно [2], свидетельствует о формировании в материале системы пор, в которые может выделяться избыточная жидкость. При содержании нефти более 45 масс. % процесс синерезиса вновь интенсифицируется, и приблизительно одинаков для образцов с содержанием нефти 50…60 масс. %. Очевидно, это обусловлено завершением формирования системы пор и заполнения их жидкостью, вследствие чего избыточная жидкость начинает выделяться на поверхность образца.

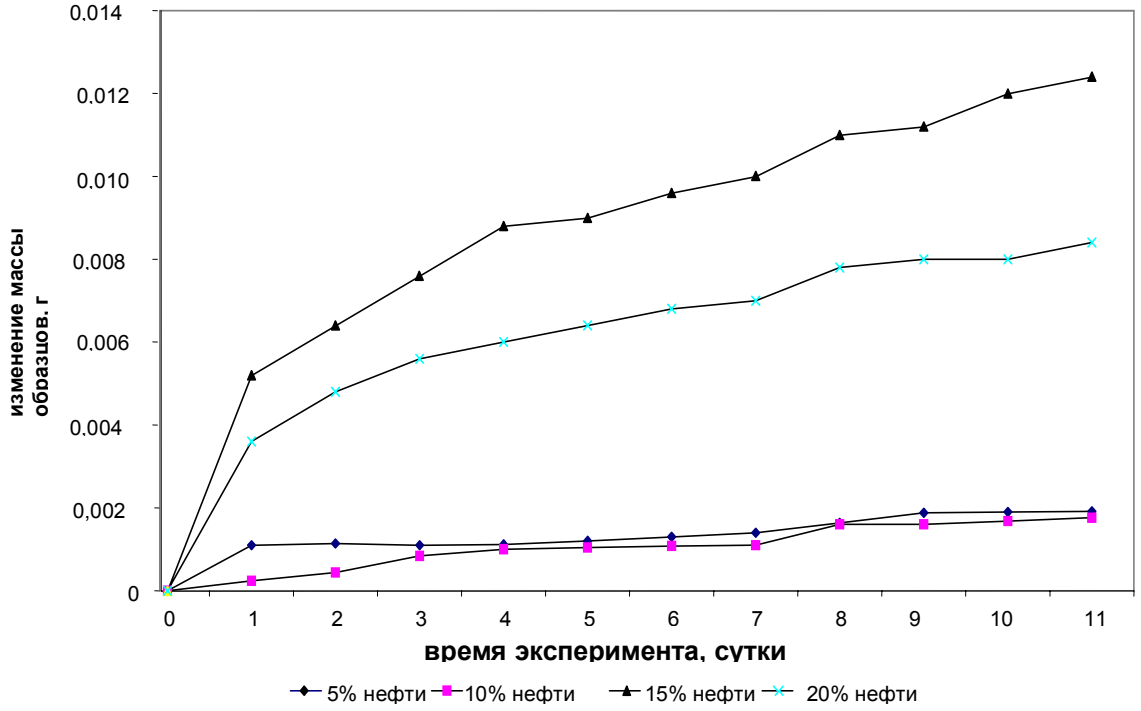


Рисунок 1 – Изменение массы (синерезис) пленочных образцов на основе ПЭНД, наполненного нефтью в концентрации 5…20 масс. %

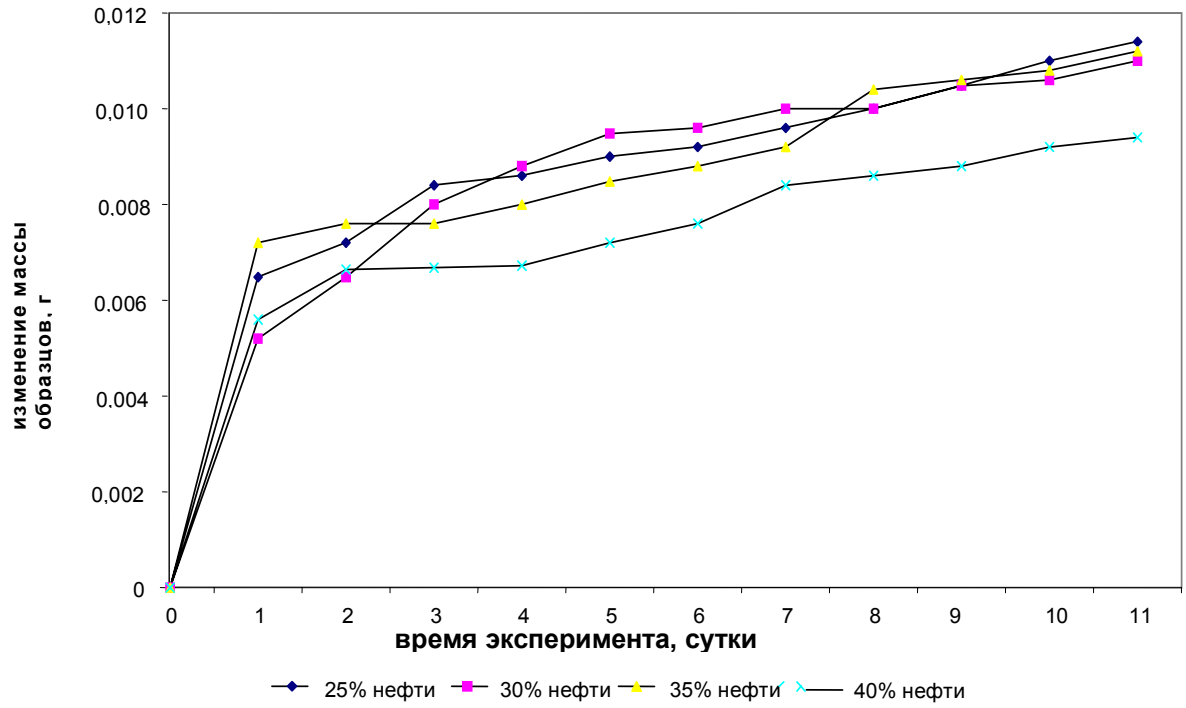


Рисунок 2 – Изменение массы (синерезис) пленочных образцов на основе ПЭНД, наполненного нефтью в концентрации 25 – 40 масс. %

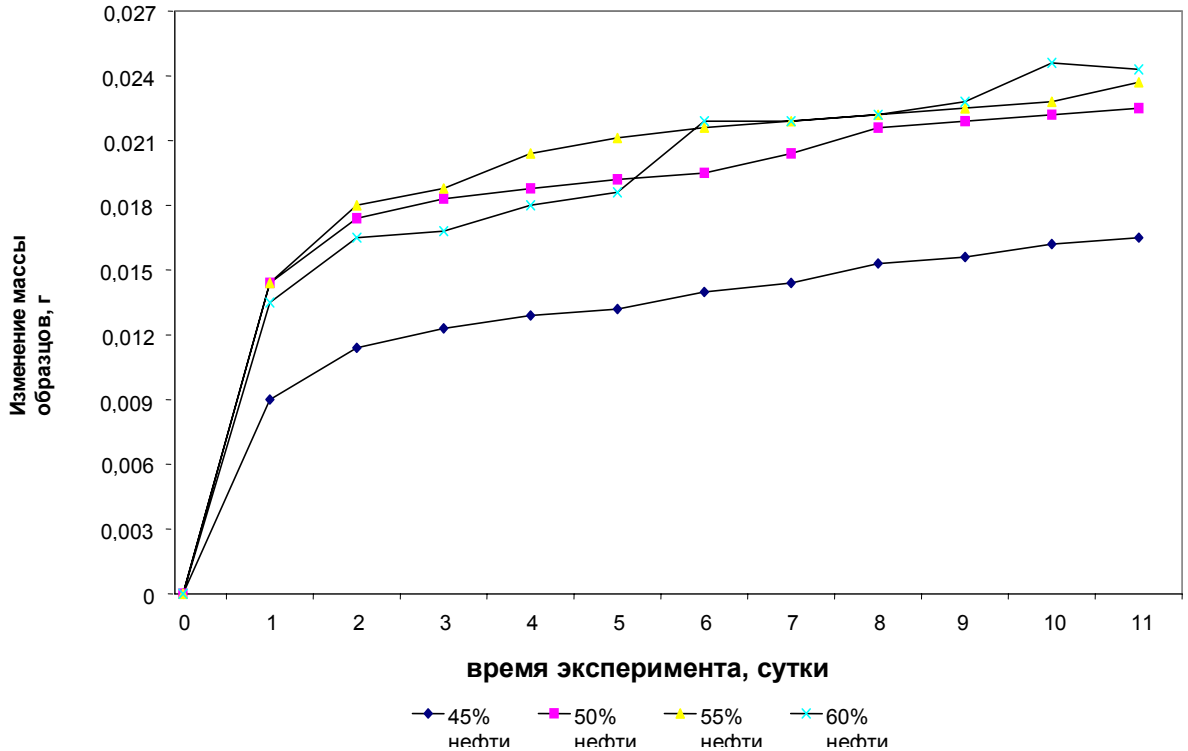


Рисунок 3 – Изменение массы (синерезис) пленочных образцов на основе ПЭНД, наполненного нефтью в концентрации 45 – 60 масс. %

Анализ кинетических зависимостей протекания процесса разделения фаз показал, что исследуемые составы можно разбить на три группы, внутри каждой из которых синерезис протекает однотипно: 5…10 масс.%, 15…45 масс. % и 50…60 масс.%. Очевидно, что для изготовления изделий конструкционного назначения, к которым предъявляется требование стабильности свойств и достаточно высокой прочности можно использовать материалы на основе полиэтилена с содержанием нефти не более 10%. По данным [3] именно в этом концентрационном интервале для систем ПЭ – низкомолекулярный углеводород имеет место эффект антипластификации, приводящий к увеличению прочности.

Полимерные составы, содержащие нефть в количестве 15…45 масс. %, обладают удовлетворительной прочностью и характеризуются выделением достаточно большого количества жидкости, которую можно использовать как носитель добавок, обладающих специальными свойствами (ингибирующими, смазывающими, бактерицидными и т. п.).

Таким образом, проведенные исследования совместимости нефти и нефтепродуктов с ПЭНД позволяют предположить, что материалы на основе ПЭНД с содержанием нефти не более 10 масс. % могут быть использованы для изготовления изделий конструкционного назначения. Полимерные составы с массовой долей нефти 15…45 масс. % можно использовать как носитель добавок, обладающих специальными свойствами (ингибирующими, смазывающими, бактерицидными и т. п.).

Список использованных источников

1. Козлов П.В., Попков С.П. Физико-химические основы пластификации полимеров. – М.: Химия, 1982, 224 с.
2. Попков С.П. Студнеобразное состояние полимеров. – М.: Химия, 1974. – 256 с.
3. Неверов А.С. Антипластификация в системах полиэтилен минеральное масло. Изв. АН БССР. 1978. №4. С. 70-73.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНСЕКТИЦИДНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Лашкина Е. В., Ермолович О. А.
Белорусский государственный университет транспорта, г. Гомель, Беларусь
E-mail: llashkina@mail.ru

STUDY OF PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMERIC MATERIALS INSECTICIDE

Lashkina E. V., Ermolovich O. A.
E-mail: llashkina@mail.ru

In order to optimize insecticidal formulations of polymer films on a number of physical and mechanical properties and achieve a high degree of insecticidal action studied the thermodynamic and technological compatibility of the ternary system «PE – plasticizer – insecticide».

В настоящее время перспективным направлением в полимерном материаловедении является разработка научных принципов создания полимерных нанокомпозитов. Актуальность данного направления обусловлена широким спектром применения таких материалов в разных отраслях промышленности [1].

Традиционным способом достижения необходимых эксплуатационных свойств композиций на основе полиолефиновых является подбор компонентов композиций и их оптимальных соотношений. Вместе с тем, важной задачей таких систем является исследование термодинамической и технологической совместимости базового полимера и модифицирующих добавок. Специфические добавки образуют свою, собственную фазу в полимерной матрице, превращая полимерную композицию в гетерофазную систему. Однако, при введении небольших количеств модифицирующих веществ в полимерные композиции, свойства последних в значительной мере определяются характеристиками добавок.

Цель настоящей работы – исследование физико-механических свойств модифицированных композиционных материалов на основе полиэтилена высокого давления и инсектицидов широкого спектра действия.

Одними из наиболее распространенных, доступных и экологически безвредных репеллентных добавок являются инсектициды широкого спектра действия из класса пиретроидов – веществ, сходных с выделяемыми из растений пиретринами, которые не накапливаются в пищевых цепях и быстро разлагаются [2].

Объекты исследования: композиционные материалы на основе полиэтилена высокого давления (ПЭВД) марки 16803-070; модифицирующие реагенты – инсектициды класса пиретроидов (перметрин, циперметрин, Кинмикс, Искра); фосфорорганический инсектицид – Актеллик, пластификатор – диоктилфталат (ДОФ, ТУ 6-09-08-1504-83).

Экспериментальные пленочные образцы на основе композиций ПЭВД с инсектицидными модификаторами изготавливали методом «горячего прессования». Инсектицид вводили непосредственно в перерабатываемую полимерную композицию на стадии формования с помощью специально разработанных технологических приемов. Пленки формовали при температуре 130–160°С и давлении 50 МПа.

При формовании полимерной пленки на основе инсектицидной полимерной композиции наблюдали выпотевание пластификатора на поверхность изделия и как следствие ухудшение его физико-механические свойств.

Для изучения синерезиса пластификатора ДОФ на поверхность инсектицидных полимерных материалов применяли пленочные образцы в виде квадратов со стороной 50 мм. Перед проведением испытаний образцы кондиционировали в течение 24 ч. Испытуемые образцы пленок взвешивали с точностью до 0,001 г. Каждый образец состава

ПЭВД/ДОФ/инсектицид помещали между двумя адсорбирующими пленками. Потеря массы испытуемого образца измерялась гравиметрическим способом (рис. 1).

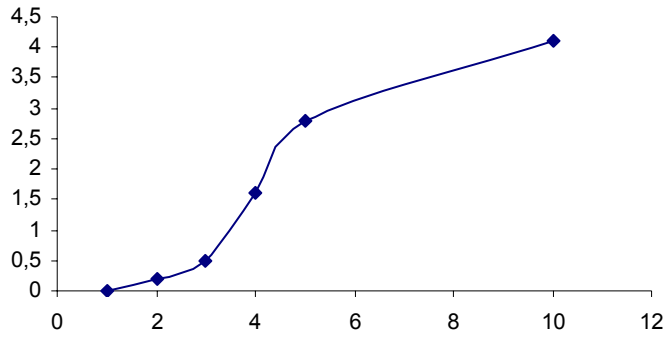


Рисунок 1 – Миграция пластификатора из композиционных материалов состава ПЭВД/ДОФ с различными концентрациями ДОФ

Миграцию пластификатора в процентах измеряли по формуле (ГОСТ 14926):

$$\text{Миграция} = \frac{m \cdot 100}{m_1},$$

$$m = \frac{m_2 + m_3}{2},$$

где m_1 – масса образца до испытания, г; m_2 – потеря массы образца, г; m_3 – увеличение массы двух адсорбирующих пленок, г.

При введении пластификатора ДОФ в полиэтилен его распределение внутри полимерной матрицы определяется изменением изобарно-изотермического потенциала системы. ДОФ распределяется между надмолекулярными структурами полиэтилена и уменьшается свободная поверхностная энергия. При введении в полимерную матрицу ДОФ в концентрациях более 5 масс.% (сверх предела совместимости) он располагается в полимере в виде крупных капель, склонных к выпотеванию из полимерной матрицы. Причиной выпотевания модифицирующей жидкости на поверхность полимерной пленки может быть плохая совместимость ДОФ и полиэтилена.

Результаты проведенных испытаний показали, что оптимальная концентрация ДОФ в полиэтилене составляет до 3– 4 масс.%. При этих концентрациях ДОФ наблюдается пролонгированное его выпотевание на поверхности полимерных пленок, что не значительно сказывается на деформационно-прочностные характеристики пленок и при этом оказывает положительный эффект, заключающийся в одновременном пролонгированном вытеснении на поверхность пленок инсектицида. С увеличение концентрации ДОФ в композиционных пленках скорость синерезиса возрастает и соответственно увеличивается интенсивность диффузии инсектицида, однако, при этом резко снижаются деформационно-прочностные характеристики пленок, выходя за пределы требований стандартов предъявляемым к упаковочным материалам, увеличивается стоимость материала, снижается время инсектицидной активности композиционных пленок.

С помощью метода дифференциально-сканирующей калориметрии были определены температуры плавления и теплоёмкость исследуемых инсектицидных композиционных материалов оптимизированного состава и каждого реагента в отдельности. Температура плавления ($t_{пл.}$) пластификатора диоктилфталата (ДОФ) равна 40 °С, синтетических пиретроидов: перметрина составляет 34–39 °С, циперметрина 49,2 °С, Кинмикса 63–64 °С; фосфорорганического инсектицида – Актеллика – 45–47 °С.

Расчет точки фазового перехода (определение ($t_{пл.}$) образцов по точке начала плавления) исследуемых инсектицидных композиционных материалов на основе ПЭВД и инсекти-

цидов в концентрациях ДОФ – 2,2 масс. %, инсектицид 1,1 масс. % при различных температурных режимах формования приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Температура фазового перехода ($t_{пл.}$) образцов по точке начала плавления

Полимерный материал	Температура фазового перехода			
	Режимы, при которых получены композиты			
	t = 130 °С, P = 50 МПа	t = 130 °С, P = 75 МПа	t = 160 °С, P = 50 МПа	t = 160 °С, P = 75 МПа
ПЭВД/ДОФ/кинмикс	89,50	89,69	88,91	89,02
ПЭВД/ДОФ/искра	88,74	89,04	88,30	88,62
ПЭВД/ДОФ/перметрин	88,82	89,01	88,85	89,19
ПЭВД/ДОФ/циперметрин	89,52	89,44	89,22	89,08
ПЭВД/ДОФ/актеллик	88,76	89,57	88,89	89,01

Приведенные данные свидетельствуют о том, что введение в композитную пленку пластификатора – ДОФ и инсектицидов приводит к изменению комплекса физико-механических свойств всех модифицированных полимерных материалов. Повышается эластичность и, как следствие, уменьшается прочность модифицированных полимерных материалов, что приводит к понижению температуры текучести (T_m). При этом понижение (T_m) и вязкости расплавов позволяет облегчить переработку полимеров. Причиной снижение температуры текучести композитов является проявление механизма пластификации ПЭВД пластификатором ДОФ, заключающегося в уменьшении пространственных затруднений при перемещении сегментов макромолекул ПЭВД [3].

В таблице 2 приведен расчет энергии перехода и степени кристалличности, исследуемых инсектицидных композиционных материалов методом ДСК.

Таблица 2 – Расчет энергии перехода и степени кристалличности композиционных материалов на основе ПЭВД и инсектицидов

Полимерный материал	Энергия перехода композиционных материалов			
	Режимы, при которых получены композиты			
	t = 130 °С, P = 50 МПа	α, %	t = 130 °С, P = 75 МПа	α, %
ПЭВД/ДОФ/кинмикс	183,57	62,6	156,67	53,5
ПЭВД/ДОФ/искра	197,74	67,5	80,18	27,3
ПЭВД/ДОФ/перметрин	292,95	99,8	173,87	59,3
ПЭВД/ДОФ/циперметрин	203,42	69,4	143,38	48,9
ПЭВД/ДОФ/актеллик	190,30	64,9	122,14	41,7

По результатам, приведенным в таблице 2 можно сделать вывод об оптимальных режимах (t, P) формования инсектицидных композиционных материалах, а также их составах. Оптимальными режимами переработки для инсектицидной композиции ПЭВД/ДОФ/ инсектицид являются t = 130 °С, P = 50 МПа, так как при этих параметрах наблюдаются наиболее близкие значения энергии перехода инсектицидных композиций и таковых значений для базового ПЭВД, а также необходимая степень кристалличности исследуемых образцов. Анализ значений исследуемых композиционных материалов при данных режимах показал, что оп-

тимальным является состав ПЭВД/ДОФ/перметрин, как имеющий наиболее близкие значения к базовому ПЭВД (ΔH = 293 Дж/г).

На основании проведенных расчетов (таблица 2) определили степень кристалличности исследуемых образцов по следующей формуле:

$$\alpha = \Delta H_э / \Delta H_{100\%}$$

где α – степень кристалличности; $\Delta H_э$ – теплота плавления исследуемого образца; $\Delta H_{100\%}$ – теплота плавления полностью кристаллического полимера (100%).

Следует отметить, что наименьшее влияние на структуру ПЭВД оказывает введение в композиции инсектицида – перметрина и циперметрина, что, вероятно, обусловлено их физико-химическим строением. Незначительное влияние инсектицида на процесс кристаллизации ПЭВД обусловлено зародышеобразующей активностью перметрина и однородностью формирующей кристаллической фазы.

Механизм действия добавок заключается в том, что на поверхности твердых частиц перметрина и циперметрина в результате адсорбции возникают упорядоченные области полимера, играющие роль центров кристаллизации. Такие упорядоченные области сохраняются на поверхности и при температурах перехода полимера в расплав, когда гомогенные центры кристаллизации полностью разрушаются в его объеме.

Введение жидких инсектицидов (Кинмикс, Актеллик, Искра) в полимерную матрицу существенно сказывается на физико-механические характеристики полимерных композитов и тем самым изменяет (снижает) степень кристалличности полимера.

С помощью метода ДСК была определена удельная теплоемкость – количество тепла, необходимое для нагревания единицы массы вещества на 1 К или 1 °С при постоянном давлении. При этом сканирование образцовой меры теплоемкости осуществлялось при температурах от 50 до 150 °С.

По результатам проведенных исследований отмечено, что ПЭВД практически не изменяет своих теплопоглощающих свойств при изменении температуры.

Анализ теплоемкостей исследуемых инсектицидных образцов показал, что модифицированные композиционные материала имеют значения теплоемкости близкие к ПЭВД (0,45 – 0,65 Дж/моль·°С), исходя из чего, можно оптимизировать режимы получения инсектицидных материалов конкретного состава (таблица 3).

Таблица 3 – Теплоемкость композиционных пленок на основе ПЭВД и смеси ДОФ – инсектицид

Инсектицид	Теплоемкость, Дж/моль·°С			
	t = 130 °С, P = 50 МПа	t = 130 °С, P = 75 МПа	t = 160 °С, P = 50 МПа	t = 160 °С, P = 75 МПа
Кинмикс	0,3913	0,1863	0,4717	0,0804
Искра	0,2416	0,4816	0,5251	0,5220
Перметрин	0,3922	0,3060	0,0137	0,6280
Циперметрин	0,3254	0,5270	0,2793	0,0520
Актеллик	0,2820	0,3639	0,0126	0,2797

Пластификатор ДОФ выступает в смеси одновременно в качестве пластификатора и совместителя с ПЭВД, при этом оптимальная концентрация его в полимерных композициях составляет до 3 – 4 масс. %. Оптимальными композициями по критериям: температура текучести, энергия перехода, степень кристалличности являются составы ПЭВД/ДОФ/перметрин, ПЭВД/ДОФ/циперметрин.

Введение в полиэтиленовую матрицу инсектицидов не приводит к значительному ухудшению физико-механических характеристик и одновременно придает материалам новые функциональные свойства.

Значение разрушения напряжения при растяжении (верхний предел текучести) для ПЭВД (9,1 МПа) незначительно превышает показатели для полимерных композиций с инсектицидами (Актелликом – 8,94 МПа, перметрином – 8,73 МПа, циперметрином – 8,28 МПа), что свидетельствует об относительной однородности структуры разрабатываемых композитов [4].

Для смеси ПЭВД/ДОФ/Актеллик наблюдается повышенное значение относительного удлинения при разрыве на 10 – 15 %, что вероятно связано с пластифицирующим воздействием модифицирующей добавки на полимерную матрицу.

Предел текучести инсектицидных полимерных композиционных материалов на 7 – 24 % ниже значения для ПЭВД, что вероятно связано со строением (разветвленностью) макромолекул инсектицидов и физико-механическими связями, возникающими между ПЭВД – ДОФ – инсектицид.

В результате исследований установлено, что введение в полимерную композицию инсектицидных добавок является эффективным способом модифицирования, позволяющим создать новые функциональные материалы, применяемые в сельском хозяйстве, в целях борьбы с вредными насекомыми и для защиты продукции от воздействия биоагентов [5].

Список использованных источников

1. Кимельблат В.И., Мусин И.Н. Свойства смесевых полиолефиновых композиций и пути улучшения их эксплуатационных характеристик. – Казань : Изд-во Казан. гос. технол. ун-та, 2006. – 104 с.
2. Вялых В.А. Вопросы технико-экологической эффективности технологии приготовления растворов и смесей пестицидов и минеральных удобрений. // Вопр. Интенсификации защиты растений от вредителей, болезней и сорняков. – Воронеж, 1998. – С. 116 – 125.
3. Попков, С.П. Равновесие фаз в системе полимер – растворитель. – М.: Химия, 1999. – 278 с.
4. Гольдман А.Я. Прогнозирование деформационно-прочностных свойств полимерных и композитных материалов. – М.: Химия, 2001. – 316 с.
5. Roberts T., Huston D. Metabolic Pathway of agrochemicals. // P. II, Insecticides and Fungicides. 1999, Cornvall, UK. – P. 107.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАДАННОЙ ТВЕРДОСТИ

Горбунов Д. И., Горбунов И. П., Кофанов А. В.
Липецкий государственный технический университет, г. Липецк, Россия
E-mail: dmitry_GORBUNOV@inbox.ru

COMPUTER MODELING OF THERMAL PROCESSING OF STEEL FOR RECEPTION OF THE GIVEN HARDNESS

Gorbunov D. I., Gorbunov I. P., Kofanov A. V.
Lipetsk state technical university, city of Lipetsk, Russia
E-mail: dmitry_GORBUNOV@inbox.ru

Is designed and the system of the automated definition of a mode of heating, hardening and holiday of constructional enriched steels on a computer is debugged. With usage of the given system the technology of heat treatment of the different marks of constructional enriched steels is counted. The obtained outcomes demonstrate, that under the offered program it is possible to calculate a mode of heat treatment of constructional steel.

Математическое обеспечение автоматизированного определения режима нагрева, закалки, обработки холодом и отпуска разработано для конструкционных улучшаемых сталей [1,2].

В работе с программой можно выделить основные этапы:

– ввод начальных значений;

– расчет по формулам;

– анализ полученных результатов по графической диаграмме или протоколу расчета;

– распечатка полученных результатов.

В программе предусмотрен контроль орфографии ввода начальных значений. Если вводимое значение имеет неправильную орфографию, то программа предлагает ввести значение правильно. Также во время расчета результатов осуществляется контроль полученных значений. Главное окно программы разделено на две части: левая – для ввода данных, правая – вывода результатов.

Ввод данных может быть выполнен двумя способами: либо вручную с помощью форм ввода, либо из заготовленного файла с описанием металла.

Для загрузки данных из файла необходимо нажать кнопку «Загрузить», расположенную в левой части главного окна, и в открывшемся диалоговом окне выбрать место расположения файла на диске.

Ручной ввод осуществляется с использованием форм ввода данных. Левая часть главного окна поделена на верхнюю часть, в которой располагаются поля ввода содержания элементов в стали (минимальное и максимальное содержание), и нижнюю часть, кнопки для ввода дополнительных данных.

При вводе данных в поля формы программой реализован синтаксический контроль вводимых данных. В случае ввода значения, не соответствующего синтаксису, программа не позволит произвести других действий без исправления ошибки ввода.

По окончании ввода легирующих элементов вводят размеры изделия. Все значения вводят в миллиметрах.

Далее выбирается нагревающая среда. Нужный для данной среды коэффициент появляется автоматически в поле, расположенном ниже области выбора. Подобным образом выбирается «форма изделия» и «равномерность нагрева». Затем набирается желаемый минимальный и максимальный балл зерна. После этого задается время выдержки при отпуске.

В главном окне программы имеются две кнопки «Расчет» – для выполнения расчетов и «Печать» – распечатки результата расчета на принтере. Ниже находятся две информационные страницы просмотра результатов «Диаграмма» и «Протокол». Во время операции вычисления заполняется строка, показывающая завершенность процесса вычислений. В программе осуществляется контроль результатов вычислений. В случае обнаружения ошибок, после завершения процесса вычислений программа выдаст предупреждающее сообщение о наличие неверных результатов.

После выполнения вычислений на странице «Диаграмма» графически отображается результат расчета (диаграмма), на которой красным цветом выделяется область, соответствующая состоянию стали (эвтектоидная, доэвтектоидная или заэвтектоидная). Пример доэвтектоидного состояния стали показан на рис. 1 (область красного цвета).

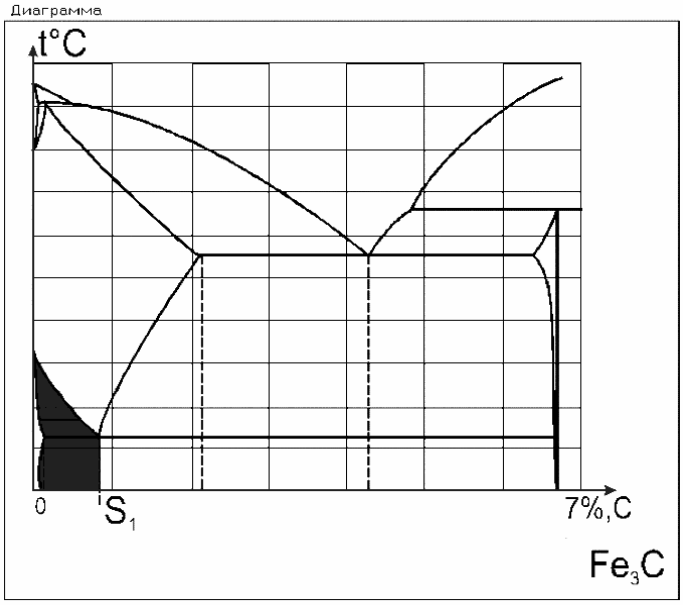


Рисунок 1 – Диаграмма для доэвтектоидной стали

Просмотреть промежуточные и итоговые результаты вычислений, можно перейдя на страницу «Протокол». В протокол расчета вносится полученное состояние стали, вводимые и рассчитанные значения.

Результат расчета можно распечатать на принтере. Для этого необходимо нажать кнопку «печать». В появившемся диалоговом окне (рис. 2) «Настройка печати» нужно сделать необходимые отметки (поставить галочки в квадратики) для того, чтобы распечатать протокол и (или) диаграмму.

Если нужно печатать диаграмму, то следует указать ориентацию печати диаграммы (книжная или альбомная) и размер печатной диаграммы (на всю страницу или реальный размер диаграммы (100% размер).



Рисунок 2 – Окно «Настройка печати»

Если в системе установлено несколько принтеров, необходимо нажимать кнопку «Принтер» для выбора.

В случае если рассчитанные данные необходимы для дальнейшей работы, их можно сохранить в виде отдельного файла. Для этого в левой половине главного окна расположена кнопка «Сохранить». Если нажать эту кнопку, появится стандартное для Windows системы диалоговое окно «Сохранение данных о металле», в котором выбирается место расположения файла, устройство (диск) и задается имя для этого файла.

Для исследования были взяты несколько марок конструкционных сталей. На ЭВМ класса Pentium были рассчитаны: температура перлитного превращения, температура нагрева под закалку, твердость после закалки, твердость после отпуска, предел

прочности при растяжении, идеальный критический диаметр прокаливаемости, среда охлаждения, температура начала мартенситного превращения и другие параметры математических моделей.

При написании программы для ЭВМ использовали четыре математические модели, где даны следующие обозначения: V_i – функции, показывающие на сколько изменится положение точки S при добавлении i-го легирующего элемента [2];
X_j – среднее содержание *i*-го легирующего элемента в стали;
A_{c1} – температура эвтектоидного превращения;
A_{c3} – температура начала превращения;
S – содержание углерода в эвтектоиде легированной стали;
F_i – функции, показывающие, на сколько изменится положение точек A_1 при добавлении i – го легирующего элемента.
K_j – функции, показывающие, на сколько изменится положение точек A_3 при добавлении i - го легирующего элемента [2];
$T_н$ – температура нагрева под закалку;
$\tau_н$ – время нагрева под закалку;
$Д_с$ – идеальный критический диаметр сплава Fe-C;
X_1 – содержание углерода в стали;
N – балл зерна;
$Д_\infty$ – идеальный критический диаметр;
MF – коэффициент изменения прокаливаемости соответствующим легирующим элементом;
$Д_к$ – критический диаметр закалки;
d – диаметр образца;
$HRC_э$ – твердость после закалки по Роквеллу;
$Y_{экв}$ – углеродный эквивалент;
$A_{ост}$ – остаточный аустенит;
$M_н$ – температура начала мартенситного превращения;
$M_к$ – температура конца мартенситного превращения;
$T_{вох}$ – температура обработки холодом;
$\tau_{оох}$ – продолжительность выдержки при обработке холодом;
$H_э$ – эквидистантная твердость;
$T_{от}$ – температура отпуска;
W – геометрический показатель тела;
$\tau_{но}$ – время нагрева при отпуске;
$\tau_{во}$ – время выдержки при отпуске.



Рисунок 3 – Математическая модель нагрева под закалку

В математической модели использовали следующие математические зависимости
$S = \sum(V_i \times X_i)$;

$A_{c_1} = 723 + \sum(F_i \times X_i)$ – для заэвтектоидных сталей;

$A_{c_3} = 911 + \sum(K_i \times X_i)$ – для доэвтектоидных сталей;

$T_н = A_{c_3} + 40$ – для доэвтектоидных сталей;

$T_н = A_{c_1} + 60$ – для заэвтектоидных сталей;

$\tau_н = 0,1 \times K_1 \times K_2 \times K_3 \times Д.$

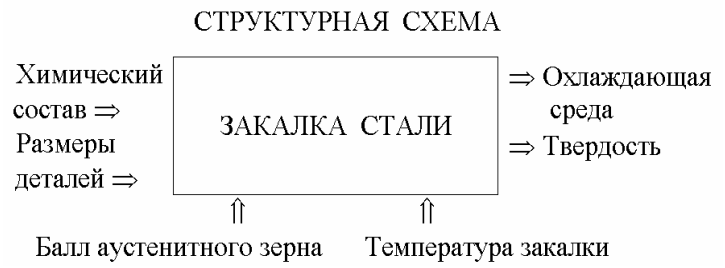


Рисунок 4 – Математическая модель закалки улучшаемых сталей

В математической модели закалки использовали следующие зависимости

$$Д_c = (X_1 / 10)^{1/2} \times (1,7 - 0,09N) \times 25,4;$$

$$Д_\infty = Д_C \times MFMn \times MFMo \times MFNi \times MFCr \times$$
$$\times MFV \times MFB \times MFTi \times MFCu \times MFZr \times MFAl \times$$
$$\times MFW \times MFSi \times MFNb \times MFTa \times MFCo =$$
$$= Д_c \times (0,7X_2 + 1) \times (3,33X_3 + 1) \times (2,16X_4 + 1) \times$$
$$\times (3,0X_5 + 1) \times (0,36X_6 + 1) \times (1,75X_7 + 1) \times (200X_8 + 1) \times$$
$$\times (1,05X_9 + 1) \times (0,35X_{10} + 1) \times (1,2X_{11} + 1) \times (0,3X_{12} + 1) \times$$
$$\times (0,15X_{13} + 1) \times (1,2X_{14} + 1) \times (X_{15} + 1) \times (1,15X_{16} + 1);$$

$$Д_к = a \cdot e^{-K_1 \cdot K_2 \cdot \ln Д_\infty}.$$

При $Д_к = d$ охлаждаем в данной среде.

$HRC_э = 328X_1^2 - 207X_1 - 65$, при %C < 0,7%;

$HRC_э = 63X_1^2 - X_1$, при %C > 0,7%.



Рисунок 5 – Математическая модель обработки холодом

В этой математической модели использовали следующие зависимости

$$Y_{экв} = X_1 + 0,11X_3 + 0,06X_4 + 0,03(X_2 + X_5 + X_{10}) +$$
$$+ 0,048X_6 + 0,1X_7 + 0,01X_{13}\ \ 0,08X_{12}\ \ 0,04X_{15}.$$

При $Y_{экв} < 0,514$ обработка холодом не производится

$A_{ост} = 61,11\,Y_{экв}^2 - 65,28\,Y_{экв} + 19,86$,

при $Yэкв < 1,1$.

$A_{ост} = 87,5\,Y_{экв}^2 - 120\,Y_{экв} + 48,125$,

при $Y_{экв} > 1,1$.

$M_н = 550 - 350X_1 - 40X_3 - 20X_4 - 10X_5 - 17X_6 -$
$- 35X_7 - 30X_{12} - 15X_{15} - 5X_{16}$,

$M_к = 1026\,Y_{экв} + 733\,Y_{экв} + 95,7$,

при $Yэкв < 0,86$.

$M_к = -30,526\,Y_{экв} - 60,227$,

при $Yэкв > 0,86$.

$T_{вох} = M_к$; $T_{вох} = (1,0 \ldots 1,5)\,Д$;

$\tau_{оох} = 0,2 \times K_1 \times K_2 \times Д$.

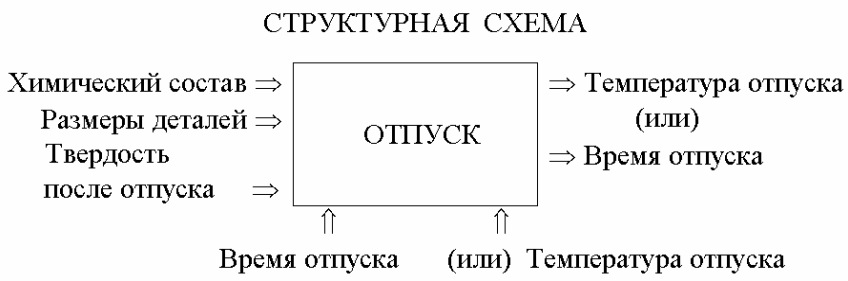


Рисунок 6 – Математическая модель отпуска

В математической модели отпуска использовали следующие зависимости

$T_{от} = A_1 \times H_э + C_1$.

$T_{от} = -11,85\,H_э + 149,5$ для $\tau_{во} = 1$ час.

$T_{от} = -17\,H_э + 1016$ для $\tau_{во} = 2$ часа.

$\tau_{но} = 0,0164\,T_{от} \times W + 15,4\,W + 0,0012\,T_{от} - 2,1$;

$\tau_{во} = 14\,W - 0,05\,T_{от} + 14$;

$W = (Д_{об} \times L) / (4L + 2\,Д_{об})$ цилиндр;

$W = (L \times H \times B) / (2(B \times L + B \times H))$ параллелепипед.

Режимы термической обработки и получаемые характеристики после термической обработки различных марок конструкционных улучшаемых сталей рассчитывались по программе и сравнивались с экспериментальными данными. Полученные результаты показывают, что по предложенным математическим моделям можно надежно рассчитывать режим термической обработки конструкционной стали.

Список использованных источников

1. Д.И. Горбунов, И.П. Горбунов, В.В. Шкатов, О.А. Бородина.// Математическое моделирование термической обработки конструкционной стали. Вестник ЛГТУ-ЛЭГИ №2: научно-технический журнал под ред. Куприянова М.П. Липецк: Издательство ЛЭГИ, 2002. С. 43–51.
2. Иванников Е.В., Горбунов Д.И., Горбунов И.П. Компьютерное моделирование термической и химико-термической обработки: учебное пособие. Липецк: ЛГТУ, 2002. – С. 80.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГАЗОВОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАДАННОЙ ТВЕРДОСТИ

Горбунов Д. И., Горбунов И. П., Шкатов В. В.
Липецкий государственный технический университет, г. Липецк, Россия
E-mail: dmitry_GORBUNOV@inbox.ru

COMPUTER MODELING OF GAS CEMENTATION FOR RECEPTION OF THE GIVEN HARDNESS

Gorbunov D. I., Gorbunov I. P., Schkatov V. V.
Lipetsk state technical university, city of Lipetsk, Russia
E-mail: dmitry_GORBUNOV@inbox.ru

Mode of thermal processing, the critical points, hardness after cementation were received at account on the computer. With the help of mathematical modeling on the computer the influence of the various factors on process of gas cementation of steel being the most widespread process of chemical thermal processing is investigated.

Цементация осуществляет обогащение углеродом поверхностного слоя стали до содержания 0,75–1,2% С. Наиболее благоприятным является содержание углерода 0,8–0,9% С.

Требуемая величина цементуемого слоя зависит от цели применения и изменяется от 0,1 до 3 мм. Окончательные свойства цементованные изделия приобретают после закалки и низкого отпуска. Возникает определенная комбинация свойств – твердая износостойкая поверхность и относительно вязкая сердцевина

Термическая обработка цементованных изделий имеет ряд специфических особенностей. Длительный нагрев при цементации вызывает более или менее значительный рост зерна. Последующая обработка должна исправить этот дефект цементации.

В зависимости от ответственности изделий выбирают соответствующую термообработку.

1. Для малоответственных изделий, от которых требуется только поверхностная твердость, применяют непосредственно закалку с цементационного нагрева (от 920–950 °С).

Другие режимы термообработки предусматривают вторичные нагревы цементованных изделий до высоких температур, а это вызывает коробление.

Закалка с цементационного нагрева дает меньшую деформацию изделия; кроме того, она дешевле, и это ее преимущество. Недостатком является крупнозернистое строение и повышенное содержание аустенита в цементованном слое.

Недостатки смягчаются в значительной степени, если применять:

а) наследственно мелкозернистые стали;

б) газовую цементацию, ввиду меньшей продолжительности этого процесса, чем при твердой цементации (рост зерна меньше);

в) подсуживание при закалке, т.е. закалку производят не с температур цементации, а после подсуживания до 750–800 °С, это снижает внутренние напряжения;

г) обработку холодом, что приводит к превращению остаточного аустенита и к повышению твердости.

2. При повышенных требованиях к структуре и свойствам изделий, последние после цементации охлаждаются на воздухе до комнатной температуры, а затем подвергаются закалке от 850–900 °С.

3. Для удовлетворения особо высоких требований к свойствам цементованных изделий применяют двойную закалку.

Наиболее распространенными видами цементации являются цементация в твердом карбюризаторе и газовая цементация.

В настоящее время процесс газовой цементации является основным для массового производства, и только для мелкосерийного или единичного производства экономически целесообразным является более простой способ твердой цементации.

Основными технологическими преимуществами газовой цементации, обуславливающими вытеснение на заводах массового производства твердой цементации, являются следующие:

а) ускорение процесса за счет исключения времени нагрева малотеплопроводного твердого карбюризатора;

б) возможность регулирования цементации по ходу процесса;

в) гигиеничность производства;

г) отсутствие громоздкого оборудования, что сокращает необходимую производственную площадь;

д) возможность полной механизации;

е) сокращение необходимой рабочей силы;

ж) удешевление процесса цементации.

Усвоение углерода зависит от температуры цементации и характера образуемой карбюризатором газовой атмосферы. Переменными являются время и состав цементируемой стали, причем этот состав может определять условие равновесия на поверхности изделия и скорость диффузии.

Для исследования были взяты несколько марок цементуемых сталей. Режим термической обработки, критические точки, твердость, температура цементации, температура закалки, температура подстуживания и температура отпуска были получены при расчете на ЭВМ и опытным путем.

Расчетные и экспериментальные данные сопоставлены между собой. Результаты сравнения приведены на рис. 1 и в таблицах 1–2.

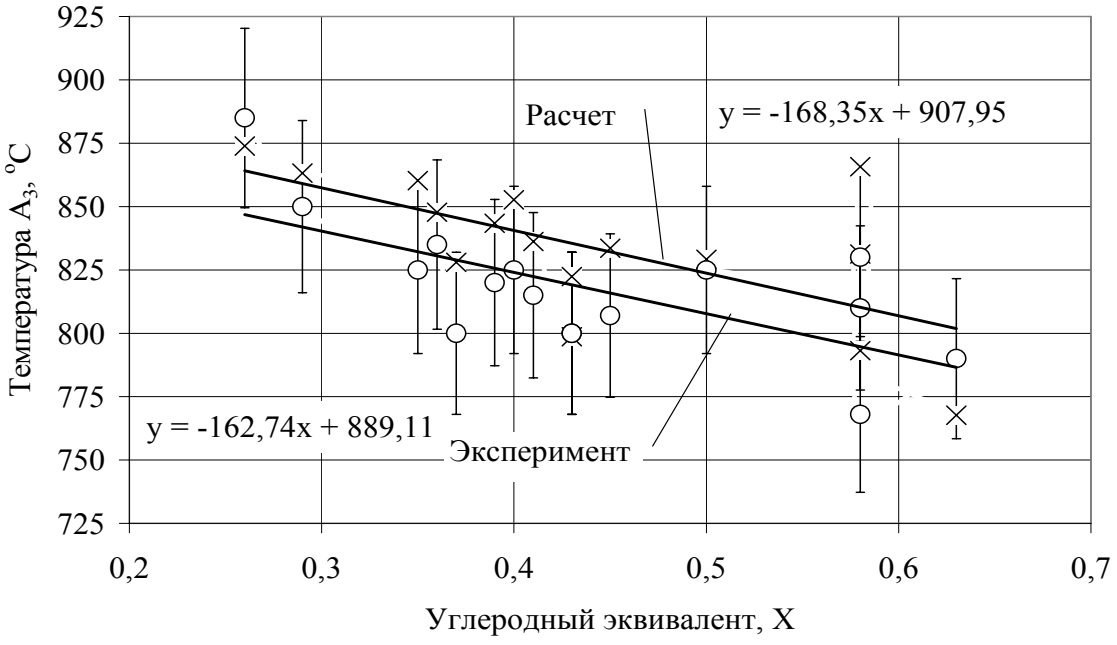


Рисунок 1 – Критические точки некоторых марок цементуемых сталей

Углеродный эквивалент конструкционных легированных сталей вычисляли по формуле [1]

$$X = \%C + 0{,}11\times\%Mn + 0{,}1\times\%V + 0{,}06\times\%Cr + 0{,}048\times\%Ni + 0{,}023\times\%Cu + \\ + 0{,}03\times\%(Si + Mo + Cu) + 0{,}01\times\%W - 0{,}04\times\%Co - 0{,}08\times\%Al. \quad (1)$$

Математическое моделирование технологических процессов выполняли в две стадии. На первой стадии разрабатывали математическую модель, на второй проводили её исследование с целью решения тех или иных технологических задач.

Математические модели технологии газовой цементации использованы в системе автоматизированного проектирования технологии на Ремонтном заводе ОАО «НЛМК» [2–3].

Таблица 1 – Поверхностная твердость некоторых марок сталей после цементации и закалки

Марка стали	Углеродный эквивалент, X	Твердость, $HRC_э$	
		Расчетная	Экспериментальная
12ХМ	0,26	60	57–63
20	0,29	61	55–63
20Х	0,35	69	58–62
12ХН3А	0,37	60	59–64
25Г	0,39	63	58–62
18ХГТ	0,40	58	53–63
30	0,41	60	56–63
20Х2Н4А	0,43	62	58–62
12Х2Н4А	0,43	61	58–62
30ХМА	0,45	59	58–62
30ХГТ	0,50	58	58–62
20ХН3А	0,58	59	58–62
35ХГСА	0,58	63	58–62
40ХН	0,58	60	58–62

Математические модели технологии газовой цементации реализованы в виде программы "CEMENT.EXE", предназначенной для определения режимов цементации и последующей термообработки цементованных сталей.

Результаты вычислений представляли в следующем виде:

- min – минимальное значение данной величины;
- max – максимальное значение данной величины;
- sr – среднее значение данной величины;
- S – положение точки S, %C;
- A_3 – температура точки A_3, ^oC;
- T_c – температура цементации вводимой стали, ^oC;
- $T_п$ – температура подстуживания вводимой стали, ^oC;
- HRC – твердость стали после закалки;
- σ– временное сопротивление на разрыв, МПа.

Затем ЭВМ здесь же выдает информацию о:

- времени нагрева под цементацию, мин;
- времени выдержки при температуре цементации, мин;
- времени подстуживания под цементацию, мин;
- среде закалки;
- температуре отпуска, ^oC, при выдержках 0,5 ч, 1 ч, 2 ч;
- времени отпуска, мин, при оптимальной температуре.

Таблица 2 – Режим термической обработки цементуемых сталей

Марка стали	Температура цементации, °С		Температура отпуска, °С		Температура подстуживания, °С	
	Расчет	Эксперимент	Расчет	Эксперимент	Расчет	Эксперимент
12ХМ	964	975	190	195	848	810
20	953	940	191	190	856	850
20Х	950	915	198	190	853	850
12ХН3А	918	890	195	200	802	810
25Г	933	910	190	195	848	870
18ХГТ	943	915	200	195	846	850
30	926	905	195	200	853	860
20Х2Н4А	889	890	175	175	792	800
12Х2Н4А	912	890	210	200	797	790
30ХМА	924	897	185	190	850	847
30ХГТ	919	915	205	200	846	850
20ХН3А	921	900	187	190	824	850
35ХГСА	956	920	207	200	894	880
40ХН	883	858	196	199	833	850

Программа реализована на C++ Builder 6, (Borland Corp.).

Работа с программой начинается с ввода параметров стали и параметров образца. Затем вводятся данные по составу стали, параметрам обрабатываемых деталей. После ввода всех необходимых данных производятся расчеты режима термической обработки. После проведения вычислений можно:

- ⇒ посмотреть результаты вычислений на экране;
- ⇒ напечатать результаты на принтере;
- ⇒ напечатать результаты в файл.

Проведенные нами эксперименты по выбору режима термической обработки цементуемых сталей и результаты расчета на ЭВМ были сопоставлены с литературными данными. Ошибка измерений расчетных, экспериментальных и приведенных в литературе данных составляла не более 5 процентов.

Список использованных источников

1. Горбунов, И.П. Компьютерное моделирование термической и химико-термической обработки: учебное пособие. / И.П. Горбунов, Е.В. Иванников, Д.И. Горбунов. Липецк: ЛГТУ, 2002. 80 с.
2. Горбунов, И.П. Математическое обеспечение системы автоматизированного проектирования технологических процессов термообработки. В книге: Славяновские чтения. Сборник научных трудов. /И.П. Горбунов, А.С. Бабкин. Липецк: Издательство ЛЭГИ, 1999. С. 303–310.
3. Горбунов, И.П. Автоматизированное проектирование технологических процессов термообработки. В книге: Физическое металловедение. Сборник научных трудов. /И.П. Горбунов, А.С. Бабкин. Липецк: Издательство ЛЭГИ, 1999. С. 61–69.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕМЕНТОВ МОДУЛЬНОГО ФОРМИРОВАНИЯ ПОМЕЩЕНИЙ ДЛЯ НЕСАМОХОДНЫХ СУДОВ И ПЛАВУЧИХ СООРУЖЕНИЙ

Терлыч С. В.
Филиал Национального университета кораблестроения имени адмирала Макарова, Херсон, Украина
E-mail: kaskad@nightmail.ru

DEFINITION OF DYNAMIC PARAMETERS OF ELEMENTS OF MODULAR FORMATION OF PREMISES FOR NON SELF-PROPELLED VESSELS AND FLOATING CONSTRUCTIONS

Terlych S. V.
Branch of the National University of Shipbuilding after admiral Makarov, Kherson, Ukraine
E-mail: kaskad@nightmail.ru

The technique of definition of efforts arising in elements of formation of premises of non-selfpropelled floating structures during their operation is given

Постановка и актуальность задачи. Значительную стоимость и качество интерьера жилых и служебных помещений несамоходных плавучих сооружений определяют конструкции и технологи монтажа элементов отделки и оборудования. Для их изготовления используются современные материалы на основе плит базальта, вермикулита и минеральных наполнителей.

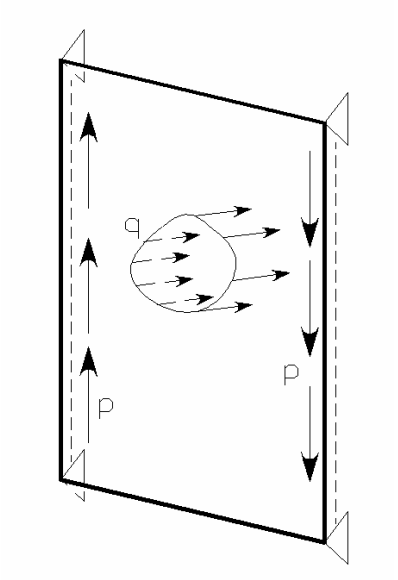


Рисунок 1 – Внешние усилия, действующие на зашивочную панель.
p – распределённая загрузка, вызванная динами кой корпуса,
q – распределённая нагрузка, вызванная случайным навалом человека

Как показал анализ последних исследований вариантов модульного формирования помещений [2, 4, 6] самым эффективным способом зашивки является применение стандартных панелей. При этом обеспечивается:

- низкая строительная стоимость;
- обеспечение использование отходов при раскройке заготовок панелей;
- высокие характеристики звукоизоляции и пожаростойчивости [5].

В то же время для обеспечения надёжности панелей необходимо обосновать основные её размеры, то есть разработать методику расчёта прочности и износоустойчивость.

Цель исследования – создать расчётную базу для определения внутренних усилий при нагрузках на элементы модульной зашивки и разработать методику для определения параметров прочности занивочных панелей.

Изложение основного материала. Элементы модульной зашивки помещений несамоходных плавучих сооружений эксплуатируются в особах условиях по сравнению с другими судами. Кроме основных нагрузок, которые имеют место на торговых, промысловых и специальных судах, в данной задаче следует учесть усилия, передаваемые корпусом в результате погружения-всплытия и докования плавучих объектов. Также значимой нагрузкой на зашивочную панель должны быть рассмотрены усилия в результате случайного навала человека на панель. Расчетная схема внешних нагрузок на зашивочную панель представлена на рис. 1.

Дифференциальное уравнение изогнутой поверхности пластины можно представить в виде [8].

$$\frac{E \cdot I}{1-\sigma^2} \cdot \frac{\partial^2 \varpi}{\partial x^2} = -M \qquad (1)$$

где: E – модуль упругости материала панели; I - момент инерции поперечноо сечения панели; σ – коэффициент Пуассона. $\sigma = \frac{\lambda}{2(\lambda+\mu)}$; λ, μ – коэффициенты Лямэ, которые характеризуют жёсткость материала во время работы на растяжение и изгиб; ϖ - прогиб пластины; M – момент усилий, приложенный к панели.

Учитывая, что кромка зашивочной панели может перемещаться в плоскости контура крепления можно считать, что панель работает в условиях балки на растяжение и сжатие. Обозначив растягивающее усилие как T применены следующие обозначения:

$$\frac{T \cdot 12(1-\sigma^2)}{E \cdot h^3} = k^2; \quad \frac{k \cdot l}{2} = U; \quad \frac{T \cdot l^2 \cdot 12(1-\sigma^2)}{E \cdot h^3 \cdot \pi^2} = \alpha^2 \qquad (2)$$

где: h – высота судового помещения; l – ширина панели.

Схема усилий, действующих на зашивочную панель, представлена на рис. 2.

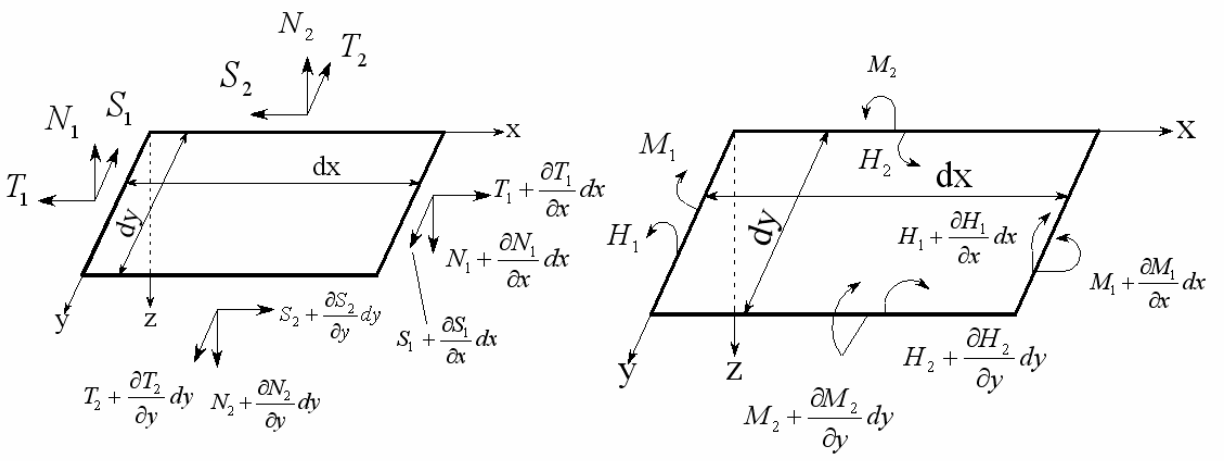


Рисунок 2 – Схема усилий, действующих на судовую зашивочную панель

Усилия T_2, S_2 и N_2 можно представить выражениями[8]:

$$T_2 dx = dx \int_{-\frac{h}{2}}^{+\frac{h}{2}} Y_y dz; \; S_2 dx = dx \int_{-\frac{h}{2}}^{+\frac{h}{2}} X_y dz; \; N_2 dx = dx \int_{-\frac{h}{2}}^{+\frac{h}{2}} Z_y dz, \qquad (3)$$

где x, y, z – соответствующие координаты осей (рис. 2).

Моменты усилий, действующие на гранях выделенного элемента панели, который сгибается относительно плоскости ZY определяются зависимостями [1, 8]:

$$H_1 dy = dy \int_{-\frac{h}{2}}^{+\frac{h}{2}} Y_x Z dZ; \quad M_1 dy = dy \int_{-\frac{h}{2}}^{+\frac{h}{2}} X_x Z dZ. \qquad (4)$$

В исследовании рассмотрен элемент зашивочной панели, который работает на упругом основании под действием равномерно распределённой нагрузки q и усилий P_1, P_2, P_3 (рис.3).

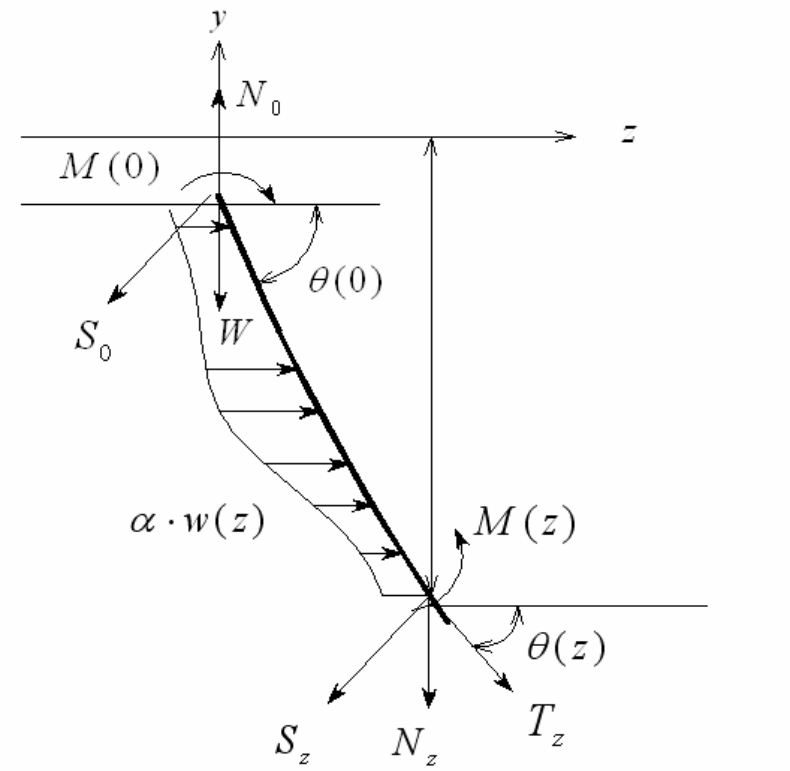


Рисунок 3 – Расчётная схема элемента зашивочной панели под действием внешних сил

Учитывая, что реакция основания в каждой точке пропорциональна прогибу ϖ [1], интенсивность реакции основания можно описать зависимостью:

$$r(z) = \alpha \cdot \varpi \tag{5}$$

где α-коэффициент Лямэ , который зависит от жёсткости материала [8].

Таким образом, при известной внешней нагрузке $q(z)$ полное распределение нагрузки, которое действует на элемент панели, будет описываться равенством:

$$p(z) = q(z) - \alpha \cdot \varpi(z) \tag{6}$$

Дифференциальное уравнение изогнутой оси в направлении ϖ при нагрузке $q(z)$ можно записать в следующем виде:

$$\frac{\partial^4 \varpi(z)}{\partial z} = \frac{(1-\sigma^2)}{EI}\left[q(z) - \alpha\varpi(z)\right] \tag{7}$$

Для определения начальных параметров принято $q(z) = 0$, тогда уравнение (7) примет вид:

$$\frac{\partial^4 \varpi(z)}{\partial z^4} = -\frac{\alpha(1-\sigma^2)}{EI} \cdot \varpi(z) \tag{8}$$

Начало координат выбрано в левом нижнем конце элемента панели, где начальными параметрами будут: $\varpi_0, \theta_0, \mu_0, N_0, S_0, T_0$ (рис. 3).

Для упрощения вычислений введено обозначение:

$$L = \sqrt[4]{\frac{4EI}{\alpha(1-\sigma^2)}},$$

а переменная z заменена безразмерной абсциссой

$$\xi = \frac{z}{L}$$

Тогда выражение (8) может быть представлено в виде:

$$\frac{\partial^4 \varpi}{\partial \xi^4} + 4\varpi = 0 \tag{9}$$

Для решения уравнения (9) целесообразно применить численный метод Эйлера [8], представив решение в виде выражения:

$$\varpi = C_1 \cdot e^{\xi} \cdot \cos\xi + C_2 \cdot e^{\xi} \cdot \sin\xi + C_3 \cdot e^{-\xi} \cdot \cos\xi + C_4 \cdot e^{-\xi} \cdot \sin\xi \tag{10}$$

Взяв производные от уравнения (10) и выразив через них N, M, θ и приняв, что $T_0 = S_0 = 0$ для данной задачи, получили следующие выражения:

$$\begin{aligned}\frac{\partial \varpi}{\partial \xi} = \theta L = {} & C_1 \cdot e^{\xi}(\cos\xi - \sin\xi) + C_2 \cdot e^{\xi}(\cos\xi + \sin\xi) - \\ & -C_3 \cdot e^{-\xi}(\cos\xi + \sin\xi) + C_1 \cdot e^{\xi}(\cos\xi - \sin\xi)\end{aligned} \tag{11}$$

$$\frac{\partial^2 \varpi}{\partial \xi^2} = -\frac{M(z) \cdot L^2}{E \cdot I} = -2(C_1 \cdot e^{\xi} \cdot \sin\xi - C_2 \cdot e^{\xi} \cdot \cos\xi - s\xi \tag{12}$$

$$\frac{\partial^3 \varpi}{\partial \xi^3} = -\frac{N(z) \cdot L^3}{E \cdot I} = -2\begin{bmatrix} C_1 \cdot e^{\xi} \cdot 2\sin\xi - C_2 \cdot e^{\xi} \cdot (\cos\xi - \sin\xi) - \\ -C_3 \cdot e^{-\xi} \cdot 2\cos\xi - C_4 \cdot e^{-\xi}(\cos\xi + \sin\xi) \end{bmatrix} \tag{13}$$

Для определения начальных параметров принято $\xi = 0$. Таким образом:

$$\left.\begin{aligned} &\varpi_0 = C_1 + C_3; \\ &L \cdot \theta_0 = C_1 + C_2 - C_3 + C_4; \\ &L^2 \cdot M_0 = (-2C_2 + 2C_4)E \cdot I; \\ &L^3 \cdot N_0 = (2C_1 - 2C_2 - 2C_3 - 2C_4)E \cdot I \end{aligned}\right\} \tag{14}$$

Решая систему уравнений (14) методом Якоби [1] получили следующие зависимости:

$$\left.\begin{aligned} C_1 &= \frac{\varpi_0}{2} + \frac{L \cdot \theta_0}{4} + \frac{L^3 \cdot N_0}{8E \cdot I}; \\ C_2 &= \frac{L \cdot \theta_0}{4} - \frac{L^2 \cdot M_0}{4E \cdot I} - \frac{L^3 \cdot N_0}{8E \cdot I} \\ C_3 &= \frac{\varpi_0}{2} - \frac{L \cdot \theta_0}{4} - \frac{L^3 \cdot N_0}{8E \cdot I} \\ C_4 &= \frac{L \cdot \theta_0}{4} + \frac{L^2 \cdot M_0}{4E \cdot I} - \frac{L^3 \cdot N_0}{8E \cdot I} \end{aligned}\right\} \tag{15}$$

Путем подстановки значений постоянных интегрирования из системы (15) в выражения (10–13) получены зависимости для расчётов основных параметров напряженно-деформационного состояния для модульной зашивочной панели:

$$\left.\begin{aligned}
&\varpi\ (z) = \varpi_0 \cdot Y_1(\xi) + L \cdot \theta_0 \cdot Y_2(\xi) - \frac{L^2 \cdot M_0}{E \cdot I} Y_3(\xi) - \frac{L^3 \cdot N_0}{E \cdot I} Y_4(\xi);\\
&\theta_{(z)} = \theta_0 \cdot Y_1(\xi) - \frac{L \cdot M_0}{E \cdot I} Y_2(\xi) - \frac{L^2 \cdot N_0}{E \cdot I} Y_3(\xi) - \frac{4\varpi_0}{L} Y_4(\xi);\\
&M_{(z)} = M_0 \cdot Y_1(\xi) + L \cdot N_0 \cdot Y_2(\xi) + \alpha \cdot L^2 \cdot \varpi \cdot Y_3(\xi) + \alpha;\\
&N_{(z)} = N_0 \cdot Y_1(\xi) + \alpha \cdot L \cdot \varpi_0 \cdot Y_2(\xi) + \alpha \cdot L^2 \cdot \theta_0 \cdot Y_3(\xi) - \frac{4}{L} M_0 \cdot Y_4(\xi)
\end{aligned}\right\} \qquad (16)$$

где Y_1, Y_2, Y_3, Y_4 – функции Крылова [1]. Для рассматриваемого случая:

$$\left.\begin{aligned}
&Y_1(\xi) = \frac{1}{2}(e^{\xi} + e^{-\xi})\cos\xi\\
&Y_2(\xi) = \frac{1}{4}\left[(e^{\xi} + e^{-\xi})\sin\xi + (e^{\xi} - e^{-\xi})\cos\xi\right]\\
&Y_3(\xi) = \frac{1}{4}[(e^{\xi} + e^{-\xi})\cos\xi]\\
&Y_4(\xi) = \frac{1}{8}\left[(e^{\xi} + e^{-\xi})\sin\xi + (e^{\xi} - e^{-\xi})\cos\xi\right]
\end{aligned}\right\} \qquad (17)$$

Уравнение равновесия сил для выделенного элемента модульной композитной панели можно записать как [8]:

$$\left.\begin{aligned}
&\frac{\partial T_1}{\partial x} + \frac{\partial S_2}{\partial y} = 0\\
&\frac{\partial T_2}{\partial y} + \frac{\partial S_1}{\partial x} = 0\\
&\frac{\partial N_1}{\partial x} + \frac{\partial N_2}{\partial y} + q = 0
\end{aligned}\right\} \qquad (18)$$

Найдя моменты тех же сил относительно осей *x* и *y* и отбросив малые бесконечно малые величины, можно получить следующую систему уравнений:

$$\left.\begin{aligned}
&\frac{\partial M_1}{\partial x} - \frac{\partial H_2}{\partial y} - N_1 = 0\\
&\frac{\partial M_2}{\partial y} + \frac{\partial H_1}{\partial x} - N_2 = 0
\end{aligned}\right\} \qquad (19)$$

Первые два уравнения системы (18) связывают между собой усилия в средней плоскости композитной панели. Изгиб панели определяется характеристиками, которые входят в третье уравнение системы (18) и системы (19).

Выводы и перспективы дальнейших разработок. Используя полученную модель при известных начальных параметрах $\varpi_0, \theta_0, M_0, N_0$ величины $\varpi(z), \theta(z), M(z), N(z)$ можно определить из зависимостей (16–19) и соответствующих нагрузок, возникающих в композитной модульной панели при её эксплуатации. В процессе исследования в компьютерной среде Solid Works были выполнены расчёты внутренних усилий для элементов зашивки

плавсредств, перечисленных в [5]. Полученные данные позволяют подобрать по каталогам фирм-производителей модульные элементы формирования кают в зависимости от их геометрических и прочностных характеристик.

Список использованной литературы

1. Корчевская Н.М., Мильто А.А. К вопросу о модульних методах обстройки судових помещений // Зб. Наук. праць УДМТУ. – Миколаїв: УДМТУ, 2002. - №8(386). – С.17–30.
2. Вержбицкий В.М. Численные методы. Учеб. пособие для вузов. – 2-е узд., испр. – М.: ООО «Издательский дом “ОНИКС 21 век”», 2005. – 432 с.
3. Мамишев А.І., Терлич С.В., Щедролосєв О.В. До питання пожежної безпеки житлових приміщень на морських плавучх спорудах // Тези доповідей 60-ї науково-технічної конференції «Проблеми і перспективи морського транспорту: технологія управління, економіка, логістика, право». – Одеса: ОНМУ. – 2007. – С. 65-68
4. Терлич С.В., Слуцький М.Г. Використання модульної оббудови приміщень на композитних плавучих доках Зб. наук. праць УДМТУ. – Миколаїв: УДМТУ, 2008. - №2(419). – С.45–48.
5. Слижевский С.Н., Мильто А.А. Конструктивно-технологические особенности модульного формирования судовіх помещений в системе М 50 // Зб. наук. праць УДМТУ. – Миколаїв: УДМТУ, 2000. – №4(370). – С. 26-30.
6. Терлич С.В. Розмірний та конструктивний аналіз приміщень на плавдоках // Вісник СевНТУ. Механіка. Енергетика. Екологія. №88. – с. 52-55.
7. Щедролосєв О.В., Терлич С.В. Сучасний стан модульного формування приміщень на плавучих доках // Зб. Наук. праць НУК. – Миколаїв: УДМТУ, 2008. - №1(418). – С.94–99.
8. Щуп Т.Е. Прикладные численные методы в физике и технике. – М.: Высшая школа, 1990. – 225с.

НАЧАЛЬНЫЙ ЭТАП НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЛАСТИЧНЫХ ТЕЛ

Молотников З. В.
Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия
E-mail: zaur88@mail.ru

THE PRIMAL STAGE OF INELASTIC DEFORMATION OF SOLID BODY

Molotnikov Z. V.
Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia
E-mail: zaur88@mail.ru

In this article the physical phenomena accompanying the primal stage of the plastic deformation of solid body are researched. Firstly, deformation in the layer of undefined width and secondly the process of its distribution through the material sample are revealed.

При стандартных испытаниях на растяжение образцов конструкционных материалов типа малоуглеродистых сталей и некоторых других тел наблюдается следующая картина. После упругой деформации имеет место малый нелинейный участок диаграммы, за которым действующее на образец усилие быстро падает, обнаруживая так называемый зуб текучести. Затем некоторое время усилие сохраняет почти постоянное значение; соответствующий участок диаграммы называют площадкой текучести, после чего на диаграмме начинается участок упрочнения. В работе рассматривается физическая картина, описываемая указанными выше графическими образами**.**

1. Картина возникновения неупругой деформации. Опытные исследования показывают [1,2], что в начале возникновения площадки текучести пластическая деформация развивается крайне неравномерно. В пластическое состояние переходит сначала малая, по сравнению с длиной образца, зона. С ростом деформации образца эта зона расширяется, а напряженно-деформированное состояние материала пластической зоны становится почти однородным всюду, за исключением окрестности границы упругой и пластической зон. После завершения площадки текучести вся рабочая часть образца испытывает однородную пластическую деформацию. С этого момента на диаграмме обнаруживается конечное упрочнение, что было скрыто на площадке текучести, создающей иллюзорные представления об идеальной пластичности.

Тот факт, что после образования зуба пластическая деформация не локализуется в некотором объеме (подобно тому, что имеет место при образовании "шейки"), а распространяется по образцу, служит доказательством упрочнения материала от пластической деформации сразу же после образования зуба текучести.

2. Деформация предтекучести. При нагружении образца за предел текучести в материале еще до наступления текучести происходят некоторые процессы диффузионного характера, которые вызывают малые неупругие деформации предтекучести. Указанные диффузионные процессы могут существенно уменьшать сопротивление сдвигу за счет изменения расположения дислокаций в облаке Коттрелла [3].

Обозначим через T_1 промежуток времени от момента (t_y) достижения предела упругости до момента (T_0) достижения предела текучести. За время T_1 в материале произойдут диффузионные процессы, которые вызовут структурное разупрочнение; в результате этого предел текучести материала понизится до некоторой величины $\sigma_T < \sigma_\infty$, где σ_∞ означает предел текучести при нагружении с бесконечно большой скоростью.

Если в момент t было приложено напряжение $\sigma(t)$, превышающее предел упругости σ_y, которое действовало в течение времени dt, то в результате структурного разупрочнения материала это напряжение внесет некоторый вклад $(d\sigma_т)$ в изменение предела текучести. Представим его в виде

$$d\sigma_т = -F(\sigma(t))dt, \tag{1}$$

где F – пока неизвестная функция, которую назовем функцией структурного разупрочнения. Тогда за весь промежуток времени T_1 будем иметь:

$$\sigma_Т = \sigma_\infty - \int_{t_y}^{T_0} F\left(\sigma(\xi)\right) d\xi \quad . \tag{2}$$

При известной функции F последняя формула дает условие текучести для случая нагружения с произвольной скоростью. Можно показать, что условие (2) совпадает с условием текучести Коттрелла–Кэмпбелла [3].

3. Начала теории граничного слоя. Неупругую деформацию будем представлять следствием перемещения в теле структурных несовершенств типа дислокаций, блокированных облаком Коттрелла [3], образующимся из однородных атомов и вакансий. Вырвать дислокацию из облака и других препятствий труднее, чем перемещать ее. Отсюда вытекает, что начальное сопротивление сдвигу меньше (верхнего) предела текучести.

На границе элемента, в котором возникли пластические деформации, и соседнего с ним упругого элемента имеет место высокий градиент плотности структурных несовершенств. Материал указанной границы является своего рода препятствием для перемещения

дислокаций, пришедших в движение в пластической зоне. Последние дислокации оказывают давление на дислокации, расположенные в граничном слое. В результате этого давления в указанном слое происходят некоторые изменения, связанные с перестройкой расположения дислокаций и других дефектов структуры. Поэтому границу упругой части образца и пластической зоны следует рассматривать как слой материала, прочностные свойства которого отличны от свойств упругого материала, расположенного вдали от границы упругой и пластической зон. Прочность $(\sigma_г)$ граничного слоя можно считать функцией от плотности дислокаций в пластической зоне. Последняя, в свою очередь, связана с величиной пластической деформации. Поскольку пластическая деформация в элементе, перешедшем в пластическое состояние, за очень короткий промежуток времени достигает величины макродеформации ε_0 в конце площадки текучести при данных условиях испытания, то, в конечном счете, прочность граничного слоя $\sigma_г$ можно считать зависящей от величины ε_0, т. е.

$$\sigma_г = p(\varepsilon_0), \tag{3}$$

где p – некоторая положительная функция указанного аргумента.

Ввиду того, что толщина граничного слоя неопределенно мала, имеет место высокая (по сравнению с собственной частотой испытательного устройства) частота изменения напряжений в процессе текучести. При этом если предел текучести существенно превосходит начальное сопротивление сдвигу, то образование начального зуба текучести будет сопровождаться толчком, который вызовет низкочастотные затухающие колебания, определяемые, в основном, конструкцией машины. В установившемся процессе “физический” предел текучести означает некоторую среднюю величину между верхним пределом текучести и начальным сопротивлением сдвигу; его вычисление по заданному верхнему пределу текучести и сопротивлению сдвигу является сложной задачей динамики, которую мы рассмотрим в упрощенной постановке.

4. Моделирование процесса распространения неупругой деформации. Выше установлено, что в образце одновременно существуют три зоны, материал которых имеет разные прочностные свойства и разную степень деформирования: зона упругого материала, где напряжения связаны с деформациями законом Гука; пластическая зона, деформационные свойства которой описываются своими соотношениями, и граничный слой материала, в котором напряжение не может превосходить его прочности (3). Зная свойства материала во всех трех зонах, можно построить картину распространения текучести в образце. Рассмотрим первый этап этой задачи.

Пусть Δx (рис.1) означает длину элемента образца, который первым переходит в пластическое состояние. Для упрощения исследования будем считать, что образец имеет по длине малую “конусность” прочностных свойств, так что прочность материала от одного конца рабочей части образца к другому увеличивается. Тогда элемент Δx будет расположен у того конца образца, где меньшая прочность материала. Начало пластической деформации в элементе Δx сопровождается падением напряжения в указанном элементе от величины верхнего предела текучести $\sigma_т$ до величины начального сопротивления сдвигу σ_0, а затем его возрастанием в соответствии с законом (2). Указанное падение напряжения носит импульсивный характер, но на диаграмме скачок “размывается” вследствие инерционности подвижных частей нагрузочного устройства. В результате скачка напряжения по образцу начнет распространяться упругая волна разгрузки со скоростью (c_0) распространения звука в материале.

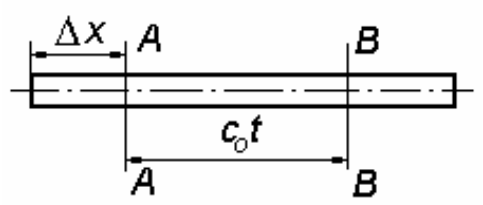


Рисунок 1 – К теории граничного слоя

Обозначим через *A–A* (рис.1) границу пластически деформированного элемента Δx и упругой части образца. Пусть далее $t = 0$ есть момент времени, в который происходит падение напряжения в элементе Δx от $\sigma_т$ до σ_0. В результате прохождения упругой волны разгрузки сечение *A–A* за время dt переместится на расстояние

$$du = \frac{\sigma_т - \sigma(t)}{E} c_0 dt ,$$

где *E* – модуль Юнга.

За время *t* фронт упругой волны достигнет сечения *B–B* (рис.1), отстоящего от *A–A* на расстоянии $c_0 t$, и перемещение сечения *A–A* составит

$$u(t) = \frac{c_0}{E} \int_0^t [\sigma_т - \sigma(\xi)] d\xi, \quad \left(t < \frac{2l}{c_0} \right), \tag{5}$$

причем l – длина рабочей части образца.

Перемещение сечения *A–A* вызовет пластическую деформацию элемента Δx:

$$\varepsilon = \frac{u(t)}{\Delta x} = \frac{c_0}{E \Delta x} \int_0^t [\sigma_т - \sigma(\xi)] d\xi. \tag{6}$$

Сделаем допущение о том, что в случае одноосного нагружения связь между напряжением $\sigma(t)$, пластической деформацией ε и ее скоростью $\dot{\varepsilon}$ может быть выражена формулой:

$$\sigma(t) = k_0 + k_1 \varepsilon(t) + k_2 \dot{\varepsilon}(t) , \quad k_0, k_1, k_2 \text{ - const.} \tag{7}$$

Подставляя в эту формулу деформацию (6) и ее производную, получим следующее интегральное уравнение относительно функции $y(t) = \sigma_т - \sigma(t)$:

$$y(t) = \frac{c_1}{c_2} - \frac{c_3}{c_2} \int_0^t y(\xi) d\xi , \tag{8}$$

где

$$c_1 = \sigma_т - k_0, \quad c_2 = 1 + \frac{k_2}{\Delta x \sqrt{E\rho}}, \quad c_3 = \frac{k_1}{\Delta x \sqrt{E\rho}},$$

а ρ – плотность материала образца.

Решением интегрального уравнения (8) является функция

$$y(t) = c_1 \exp(-c_3 / c_2) / c_2 ,$$

т. е.

$$\sigma(t) = \sigma_т - \frac{\Delta x \sqrt{E\rho} (\sigma_т - k_0)}{\Delta x \sqrt{E\rho} + k_2} \exp\left[- \frac{k_1 t}{\Delta x \sqrt{E\rho} + k_2} \right]. \tag{9}$$

Отсюда имеем

$$\sigma(t) = \sigma(t)\big|_{t \to 0} = \sigma_т - \frac{\Delta x \sqrt{E\rho} (\sigma_т - k_0)}{\Delta x \sqrt{E\rho} + k_2}. \tag{10}$$

Последняя формула определяет величину скачка напряжения в момент начала текучести образца. Напряжение σ_0 по существу есть нижний (физический) предел текучести материала. Этот предел, как видно из формулы (10), оказывается зависящим от длины (Δx) начальной области пластической деформации, которая в свою очередь зависит от точности геометрической формы образца, однородности и изотропии его материала и т. п., и поэтому является, вообще говоря, случайной величиной, если только образец достаточно длинный.

Определим скорость распространения пластической зоны вдоль Δx. Подстановка решения (9) в формулу (6) дает:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma_т - k_0}{k_1}\left[1 - \exp\left(-\frac{k_1 c_0 t}{\Delta x E + c_0 k_2}\right)\right].$$

Полагая здесь $\varepsilon(t) = \varepsilon_0$, найдем момент времени t_0, когда весь элемент Δx приобретет пластическую деформацию ε_0, равную деформации в конце площадки текучести на диаграмме растяжения:

$$t_0 = \frac{\Delta x E + c_0 k_2}{k_1 c_0} \ln \frac{\sigma_т - k_0}{\sigma_т - k_0 - \varepsilon_0 k_1}. \tag{11}$$

Тогда для скорости $(c_п)$ распространения пластической деформации вдоль Δx получим следующую формулу:

$$c_п = \frac{\Delta x}{t_0} = \frac{\Delta x k_1 c_0}{\left(\Delta x E + c_0 k_2\right) \ln\left[(\sigma_т - k_0)/(\sigma_т - k_0 - \varepsilon_0 k_1)\right]}. \tag{12}$$

5. Установившаяся текучесть. После протекания пластической деформации в элементе Δx низкочастотные колебания, вызванные образованием зуба текучести, затухают. Перед образованием очередного граничного слоя напряжение достигает верхнего предела текучести, затем вновь скачкообразно понижается, вызывая волны упругой разгрузки. Эти волны частично распространяются в испытательное устройство, а также частично отражаются от галтелей образца. Прикидочными расчетами можно показать, что указанные волновые процессы существенно затухают после четырехкратного отражения волны от галтелей. Если V – скорость относительного перемещения захватов испытательного устройства, то за время Δt четырехкратного отражения волны от галтелей взаимное удаление захватов составит

$$\Delta l = V \Delta t, \tag{13}$$

причем

$$\Delta t = 4 l c_o. \tag{14}$$

Обозначим через Δx_1 длину очередного элемента, в котором возникла пластическая деформация. Поскольку относительная деформация этого элемента после перехода в пластическое состояние составляет ε_0, имеем

$$\varepsilon_0 = \frac{\Delta l}{\Delta x_1}. \tag{15}$$

Формулы (13)–(15) позволяют получить условие, при котором волновые процессы затухнут до образования нового скачка напряжения:

$$\Delta x_1 \geq \frac{4 V l}{\varepsilon_0 c_0}. \tag{16}$$

6. Построение диаграммы растяжения. Изложенная выше механика образования зуба и площадки текучести основана, прежде всего, на том факте, что начальное сопротивление сдвигу меньше верхнего предела текучести. В соответствии с рассмотренной моделью истинная диаграмма напряжений в тех элементарных объемах материала, где возникает срыв напряжения, выглядит так, как показано на рис.2,*а*. После срыва напряжения сразу же возникает упрочнение. Однако оно будет скрыто на диаграмме "напряжение – деформация" для всего образца до тех пор, пока наблюдаемая площадка текучести не достигнет предельной величины. В этот момент весь образец перейдет в пластическое состояние, а видимое на диаграмме упрочнение является ничем иным, как продолжением упрочнения, показанного на рис.2,*а* штриховой линией.

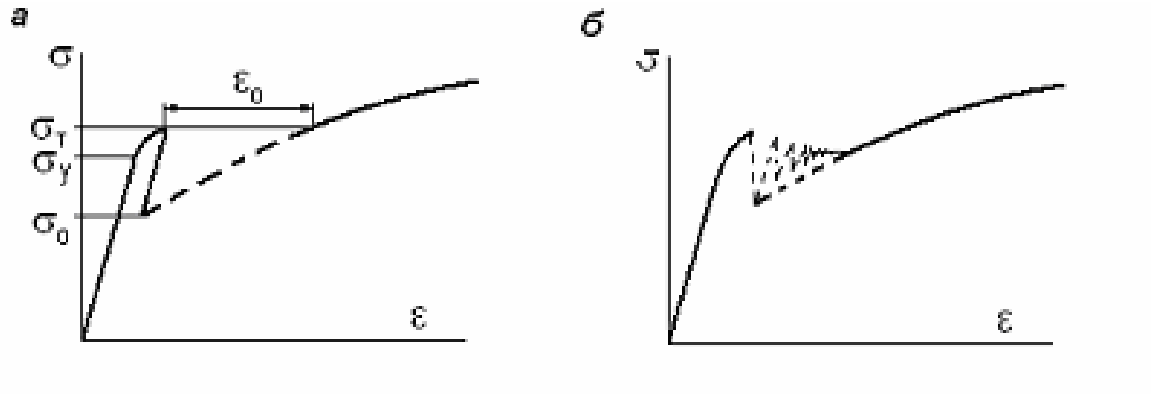


Рисунок 2 – К построению диаграммы растяжения образца из пластичного материала

Для образца в целом диаграмма напряжений представляет на площадке текучести серию скачков, показанных на рис.2,*б* пунктирной линией; сплошная же линия здесь отражает не деформационные свойства материала образца, а динамические свойства системы "образец - испытательная машина", создавая иллюзию идеальной пластичности. Имея это в виду, логично представлять процесс текучести на площадке происходящим при постоянном напряжении, равном верхнему пределу текучести, а процесс упрочнения изображать единой кривой как в видимой, так и в скрытой зонах диаграммы.

Список использованных источников

1. Петухов Б.В. Теория зуба текучести в малодислокационных кристаллах. Журнал технической физики, 2001, т.71, вып. 11, с. 42-47.
2. Линь Т.Г. Физическая теория пластичности. В кн.: Проблемы теории пластичности. Вып.7, М., Мир, 1976, с. 3-74.
3. Коттрелл А.Х. Теория дислокаций. М., Мир, 1969, 96 с.
4. Леонов М.Я., Молотников В.Я. К теории деформаций металлов с ярко выраженным пределом текучести. Изв. АН Кирг. ССР, № 6, 1974, с. 3-10.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДИФФУЗИИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ С СИММЕТРИЧНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН НАКЛОНА <111> МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Харина Е. Г.[1], Ракитин Р. Ю.[2], Старостенков М. Д.[3]
[1] *Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк, Россия*
[2] *Алтайская государственная педагогическая академия, Барнаул, Россия*
[3] *Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия*

RESEARCH OF THE DIFFUSION MECHANISMS BY DEFORMATION OF CRYSTALS WITH SYMMETRIC GRAIN BOUNDARIES OF <111> TILT BY MOLECULAR DYNAMICS METHOD

Kharina E. G.[1], Rakitin R. Ju.[2], Starostenkov M. D.[3]
[1] *Kuzbass State Teacher's training academy, Novokuznetsk, Russia*
[2] *Altai State Teacher's training academy, Barnaul, Russia*
[3] *Altay State Technical University, Barnaul, Russia*
E-mail: jane-ohara@yandex.ru

In the research the bicrystal calculated block of Ni_3Al alloy with symmetric grain boundaries tilt is modeled by molecular dynamics method. The processes of atoms structural change in the process of dynamic relaxation of the calculated block by greater values of uniaxial tension deformation. The received results are correlated with conducted earlier researches of the Ni3Al alloy bicrystals comprising antisymmetric grain boundaries.

Свойства монокристаллов резко отличаются от свойств поликристаллических материалов из-за наличия в последних границ зерен (ГЗ). Также известно, что различие свойств нанокристаллических и крупнозернистых поликристаллических веществ связано с величиной кристаллитов и чрезвычайно развитыми границами раздела, содержащими до 50% атомов нанокристалла [1]. В настоящее время многие исследователи компактных нанокристаллических материалов полагают, что специфика их свойств (особенно, механических) в первую очередь обусловлена именно протяженностью и особым строением границ раздела [2, 3]. Среди механических свойств нанокристаллов и наноструктур в первую очередь отмечают необычайно высокую твердость.

Размер зерен материала в значительной степени определяет его микротвердость, которая определяется законом Холла-Петча [4].

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}} \qquad (1)$$

где σ_y – предел текучести материала, σ_0 – внутреннее напряжение, препятствующее движению дислокации в массивном материале, d – средний размер зерна, k_y – постоянная, характеризующая способность передавать деформацию из зерна в зерно. Из (1) следует, что механические свойства наноструктур должны сильно отличаться свойств от массивных материалов. Таким образом, измельчение зерен повышает предел текучести и напряжение течения металлических поликристаллов и делает их применение в промышленности весьма перспективным.

При пластической деформации поликристалла соседние зерна не могут деформироваться независимо друг от друга. Процесс деформации согласуется границами зерен. В этом проявляется их активная роль.

В работах [5, 6] было показано, что при пластической деформации наноматериалов важная роль отводится зернограничному скольжению. Микропроскальзывание осуществляется так же, как процесс сдвиговой деформации в аморфном состоянии, поскольку структуру границ зерен в наноматериалах полностью или частично можно описать моделью аморфного

состояния [5]. Зернограничное проскальзывание (ЗГП) является фундаментальным механизмом, обеспечивающим ползучесть и сверхпластичность. Проскальзывание является механизмом, дающим основной вклад в такие процессы как внутризеренная деформация, диффузионная ползучесть, сверхпластичность и др.

В [7] была предложена теоретическая модель, описывающая физические механизмы упрочнения и разупрочнения в нанокристаллических материалах при сверхпластической деформации, где основная роль отводилась тройным стыкам границ зерен. При исследовании зернограничного проскальзывания наиболее подходящими модельными объектами для выяснения феноменологии и механизма этого процесса являлись бикристаллы.

Как правило, экспериментальные методы исследования фиксируют конечные результаты, связанные с атомной перестройкой материала при внешнем воздействии, особенно в процессах, протекающих с высокими скоростями. Поэтому, наряду с традиционными экспериментами, оказывается эффективным применение компьютерного моделирования физических процессов. Так, в настоящей работе рассматриваются результаты, полученные при исследовании методом молекулярной динамики механизмов пластической деформации вблизи симметричных границ зерен наклона <111> в интерметаллиде Ni_3Al в условиях одноосной деформации. Расчеты производились на программе «Границы зерен в сплавах», разработанной авторами и имеющей свидетельство о государственной регистрации [8]. За основу для моделирования был выбран интерметаллид Ni_3Al, имеющий в упорядоченном состоянии сверхструктуру $L1_2$.

Интерметаллид Ni_3Al выделяется из ряда подобных упорядоченных сплавов уникальным свойством – положительной температурной зависимостью предела текучести. При деформации и термоактивации в таком сплаве происходит сочетание структурных и сверхструктурных изменений, обуславливающих этот эффект [9]. В связи с этим, такие сплавы находят практическое применение в качестве жаропрочных и высокопрочных конструкционных материалов.

Модель компьютерного эксперимента

При описании межатомных взаимодействий в настоящей работе применялись парные центральные межатомные потенциалы Морзе в виде

$$\varphi_{KL}\left(r_{ij}\right) = D_{KL}\beta_{KL}e^{-\alpha_{KL}r_{ij}}\left(e^{-\alpha_{KL}r_{ij}} - 2\right) \qquad (2)$$

где α_{KL}, β_{KL}, D_{KL} – параметры потенциалов, определяющих взаимодействие пары атомов сортов K и L; r_{ij} – расстояние между i и j атомами. Параметры потенциалов, характеризующие связи пар атомов A-A и B-B определялись по экспериментально известным свойствам чистых металлов: энергии сублимации, параметра решетки и объемного модуля упругости. Параметры потенциалов, соответствующих связям A-B, находились с учетом экспериментальных данных по интерметаллиду Ni_3Al: параметру решетки, объемному модулю упругости и энергиям образования антифазных границ типа ½<110> {100} и ½ <110> {111}, согласно методике, приведенной в [10]. Была проведена апробация потенциалов Морза по температурному коэффициенту линейного расширения, скорости распространения продольных и поперечных упругих волн, энергии образования и миграции вакансий [11, 12]. Полученные значения удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными.

При расчетах взаимодействия атомов был взят радиус обрезания, равный трем координационным сферам. Расчет по трем сферам является допустимым, так как энергетический вклад выше трех координационных сфер невелик.

Потенциальная энергия системы N атомов представляется в виде:

$$E = \frac{1}{2}\sum_{i=1,i\neq j}^{N}\sum_{j=1}^{N}\varphi_{KL}\left(\left|r_i - r_j\right|\right) \qquad (3)$$

где r_i – радиус вектор i-го атома.

При рассмотрении замкнутой системы сила, действующая на *i*-й атом, будет равна

$$F_i = \sum_{i=1, i\neq j}^{N} \sum_{j=1}^{N} d\varphi_{KL}(|r_i - r_j|) / d(r_i - r_j) \quad (4)$$

Математическая модель метода молекулярной динамики описывается системой обыкновенных дифференциальных уравнений движения Ньютона в виде:

$$m_i \frac{d\upsilon_i}{dt} = F_i, \quad \frac{dr_i}{dt} = \upsilon_i, \quad i = 1, 2, \ldots N \quad (5)$$

где m_i и υ_i масса и скорость *i*-го атома, соответственно, *t* – время.

Для решения этих обыкновенных дифференциальных уравнений применялся численный метод Эйлера с полушагом.

Абсолютное значение начальных скоростей атомов в идеальном кристалле рассчитывалась по формуле:

$$|\upsilon_i| = \sqrt{\frac{2kT}{m_i}} \quad (1.6)$$

где *k* – постоянная Больцмана, *T* – температура.

Направления скоростей движения атомов задавались случайным образом так, чтобы суммарных импульс всех атомов расчетной ячейки был равным нулю. Расчетная ячейка представляла собой параллелепипед, в котором моделировалась симметричная граница зерна наклона. Граница наклона создавалась посредством поворота двух кристаллов Ni_3Al относительно друг друга на угол разориентации β вокруг оси <111> (рис.1). Количество атомов в расчетном блоке составляло от $2\cdot10^5$ до $5\cdot10^5$. Оси координат были взяты следующими: ось X – перпендикулярно плоскости межзеренной границы вглубь одного из зерен; Y – вдоль границы зерна и перпендикулярно оси наклона, Z – вдоль оси наклона. Получающийся расчетный блок обрезался по краям таким образом, чтобы он приобрел форму параллелепипеда и не содержал по краям пустот. Атомы, находящиеся за границей этого параллелепипеда удалялись. Затем удалялись атомы, находящиеся за линией межзернной границы в области другого зерна, если они находились на расстоянии от соседнего атома ближе, чем $0{,}7\cdot r$, где *r* – радиус первой координационной сферы. Вдоль осей X и Y на границы расчетного блока были наложены жесткие граничные условия, вдоль Z – периодические.

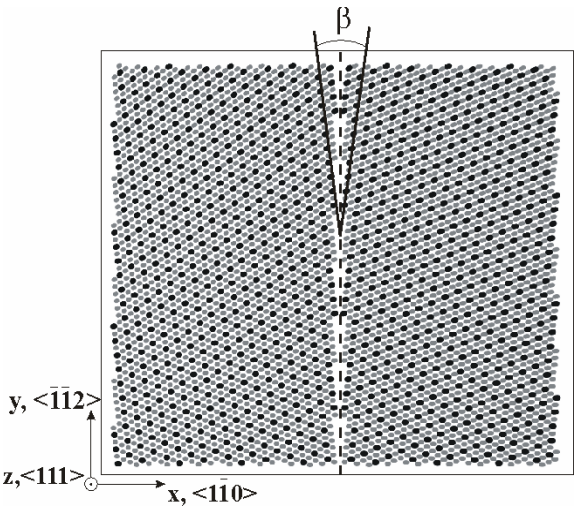


Рисунок 1 – Структура моделируемого расчетного блока бикристалла сплава Ni_3Al

Полученная таким образом структура находилась в неравновесном состоянии. Для приведения бикристалла в равновесное состояние проводилась низкотемпературная релаксация полученной структуры, в ходе которой атомы переходили в состояния с минимальной энергией. В работе были рассмотрены структуры бикристалла сплава Ni_3Al, содержащие симметричную границу зерна наклона <111> с углами β = 7º и β = 16º. Полученная конфигурация затем подвергалась процедуре одноосной деформации растяжения.

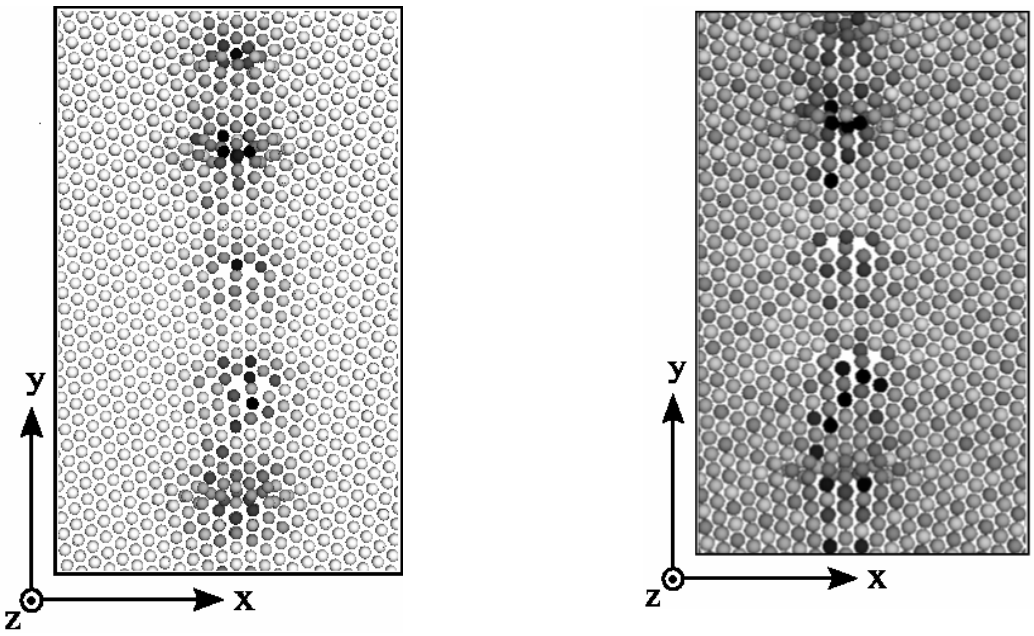
Одноосная деформация в модели задавалась путем изменения соответствующих межатомных расстояний в стартовой конфигурации расчетного блока. В работе рассматривались деформации вдоль осей X, Y и Z. Продолжительность молекулярно-динамических экспериментов для каждого расчетного блока составляла 100×10^{-12}с компьютерного времени, в течение которых температура расчетного блока оставалась постоянной и равной $0{,}6\cdot T_{пл}$, где $T_{пл}$ –

температура плавления сплава. По окончании компьютерного эксперимента для исключения тепловых смещений атомов проводилось охлаждение расчетного блока до 0 *К*.

Для исследования атомных механизмов структурной перестройки использовались визуализаторы, реализованные в программе, основными из которых являлись визуализаторы смещений атомов относительно начальных положений и распределения потенциальной энергии.

Результаты и их обсуждение

На рис. 2 показаны распределения потенциальной энергии в исходном первично-релаксированном расчетном блоке и в блоке, подвергнутом одноосной деформации растяжения вдоль оси X, полученные при помощи визуализатора распределения потенциальной энергии. Поскольку основные локальные изменения потенциальной энергии приходились на область вблизи границы зерна, то показана только приграничная область расчетного блока. Из рис. 2 видно, что основные перераспределения потенциальной энергии, обусловленные деформацией растяжения сосредоточены вблизи зернограничных дислокаций (ЗГД) исходной структуры.



а) *б*)

Рисунок 2 – Распределение потенциальной энергии в области границы зерна расчетного блока, содержащего симметричную границу зерна наклона <111> при $\theta = 7^{\circ}$. *а* – исходная структура расчетного блока; *б* – структура после приложения растягивающих напряжений $\varepsilon_x = 8\%$. Более темный цвет атомов соответствует более высокой энергии.

Расчетный блок с заданным значением стартовой деформации подвергался процедуре динамической релаксации в течение 100×10^{-12}с, причем атомные перестройки, происходящие при этом в расчетном блоке, анализировались в динамике и фиксировались через каждые 5×10^{-12}с компьютерного времени.

В течение $(0{,}5–1)\times10^{-12}$с процесса динамической релаксации происходили одиночные атомные перескоки вблизи ЗГД в направлениях, где имелся свободный объем, обусловленный деформацией растяжения. Далее, по мере того, как атомы переходили на свободные места, начиналось коллективное движение атомов в направлении ядер ЗГД (вдоль оси Z), которое примерно через $(5–8)\times10^{-12}$с компьютерного времени охватывало область, прилегающую к границе зерна. Указанные атомные смещения в областях ЗГД приводили к их расщеплению с последующим скольжением расщепленных дислокаций. По мере скольжения рас-

щепленной дислокации за ней образовывался «хвост» из цепочек атомных смещений, который брал начало от исходной зернограничной дислокации.

Для расчетного блока, упакованного в плоскостях (111) первичная релаксация отличалась тем, что ЗГД располагались парами симметрично друг относительно друга. Таким образом, их расщепление и последующее скольжение приводило к образованию симметричных относительно исходной ГЗ областей – кластеров разориентации, края которых являлись линиями скольжения расщепленных дислокаций. Поэтому структура этих областей выделялась на фоне остального расчетного блока, что показано на рис. 3.

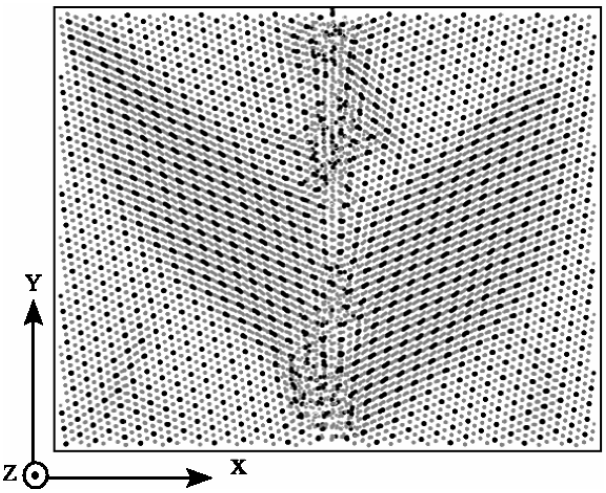


Рисунок 3 – Образование кластеров разориентации расположенных симметрично, относительно исходного положения границы зерна с углом разориентации β = 7º. Края кластеров ограничены плоскостями скольжения ЗГД. Изображение зафиксировано через 10×10^{-12}с компьютерного времени после начала эксперимента.

В процессе скольжения расщепленной дислокации происходили отдельные атомные перескоки вдоль оси Z с одного атомного ряда, лежащего на плоскости скольжения, на другой. Это инициировало атомные смещения в соседних атомных рядах и в итоге приводило к тому, что начинались смещения отдельных малых кристаллических блоков. Скольжение дислокаций происходило в плоскостях (011) при обоих значениях угла β (рис. 4). После $(10\text{-}15)\times10^{-12}$с компьютерного

эксперимента, начинались атомные смещения вдоль оси Y от одной ЗГД к другой на границе зерна, что обуславливало большие значения коэффициента диффузии вдоль оси Y. По истечении времени динамической релаксации около $(40–50)\times10^{-12}$с исходная граница зерна размывалась, что проявлялось в образовании локальных областей аморфизации границы зерна, что показано на рис. 4. В областях аморфизации отмечались интенсивные атомные смещения во всех направлениях, что обуславливало высокие значения коэффициентов диффузии при деформации бикристалла вдоль оси X.

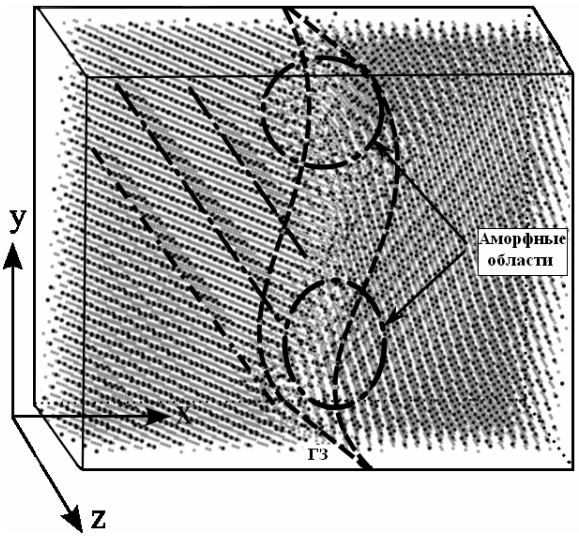


Рисунок 4 – плоскости скольжения расщепленных дислокаций и образование локальных областей аморфизации границы зерна (выделено пунктирными окружностями) в бикристалле Ni3Al содержащем симметричную границу зерна наклона (111) с θ=7º. Приложенные напряжения ε_x=8%. Структура зафиксирована через 50×10^{-12}с компьютерного времени после начала эксперимента.

Известно, что для бо́льших значений угла β характерно более плотное расположение ЗГД на границе зерна. Качественно эти же процессы наблюдались при задании значения угла β = 16º. Основная разница между процессами при двух различных значениях угла разориентации проявлялась в том, что для большего угла все процессы протекали за меньшие промежутки времени. Более плотное расположение ЗГД приводило к тому, что расщепленные дислокации двигались в соседних плоскостях, вызывая более сильное нарушение характерной упаковки кристалла.

Нарушение проявлялось в изменение межатомных расстояний в местах прохождения расщепленных дислокаций.

Ранее в [13] методом молекулярной динамики исследовались процессы структурных перестроек атомов в условиях высоких значений одноосной деформации растяжения в интерметаллиде Ni_3Al при наличии в нем антисимметричных границ. Основное отличие механизмов пластической деформации обусловлено положением ЗГД на исходной структуре расчетного блока. В данном исследовании не обнаруживалось возникновения сдвиговых блоков смещений коллективов атомов, приводящих к образованию деформационных субструктур в бикристалле, наблюдавшихся при аналогичных значениях стартовой деформации в блоках с антисимметричными границами.

Парное расположение ЗГД на симметричной границе больше способствовало аморфизации границы зерна и интенсивной диффузией атомов в этой аморфной области, что и обуславливало высокие значения коэффициентов диффузии. Прочие атомные смещения были обусловлены движением расщепленных дислокаций, причем в большинстве случаев эти движения были расположены симметрично относительно границы зерна. Детальное изучение механизмов расщепления и геометрии расщепленных дислокаций требует дальнейшего изучения.

Список использованных источников

1. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. – М.: Физматлит, 2001. – 224 с.
2. Гусев А.И. Эффекты нанокристаллического состояния в компактных материалах и соединениях. // УФН. 1998. Т. 168. № 1. С. 55-83.
3. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II. Механические и физические свойства. // ФММ. 2000. Т. 89. № 1. С. 50-73.
4. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов.- М.: Мир, 1972.- 408с.
5. Masumura R.A., Hazzledine P.M., Pande C.S. Yield stress of fine grained materials. // Acta Mater. 1998. V. 46. № 13. P. 4527-4534.
6. Гусев А.И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. – М.: Физматлит, 2005. – 416 с.
7. Гуткин М.Ю., Овидько И.А., Скиба Н.В. Зернограничное скольжение и эмиссия решеточных дислокаций в нанокристаллических материалах при сверхпластической деформации // ФТТ. 2005. том. 47. вып. 9. С. 1602-1613
8. Ракитин Р.Ю. Границы зерен в сплавах (GBA3B) / РОСПАТЕНТ. Свидетельство № 2009610715 от 30 января 2009
9. Старостенков М.Д., Яшин А.В., Дудник Е.А., Синица Н.В. Исследование структурных превращений в сплаве Ni_3Al под действием одноосной деформации растяжением // Деформация и разрушение материалов. № 6. 2009. С.28-31
10. Царегородцев А.И., Горлов Н.В., Демьянов Б.Ф., Старостенков М.Д. Атомная структура АФГ и ее влияние на состояние решетки вблизи дислокации в упорядоченных сплавах со сверхструктурой $L1_2$ // ФММ. - 1984. - Т.58, №2. - С. 336-343.
11. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Определение температуры плавления и температурного коэффициента линейного расширения методом молекулярной динамики // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2004, №1, С. 81-85.
12. Аксенов М.С., Ракитин Р.Ю., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Локально инициированные упругие волны в ГЦК металлах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2005. - т.2, №3. - С. 9-13.
13. Синяев Д.В. Исследование механизмов структурно-энергетических превращений вблизи границ зерен наклона в интерметаллиде Ni_3Al. Диссертация на соискание ученой степени к.т.н. – Новокузнецк, 2007. – 192 с.

ВОЗНИКНОВЕНИЕ ВОЛН СМЕЩЕНИЙ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЙ В МЕТАЛЛАХ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ

Старостенков М. Д.[1], Тихонова Т. А.[2], Маркидонов А. В.[2]
[1]*Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия*
[2]*Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк, Россия*

INITIATION OFFSETS' WAVES UNDER RELAXATION OF THE COMPLEX OF VACANCIES IN METALS WITH FACE-CENTERED CUBIC LATTICE

Starostenkov M. D. [1], Tikhonova T. A. [2], Markidonov A. V. [2]
[1]*Altay State Technical University, Barnaul, Russia*
[2]*Kuzbass State Pedagogical Academy, Novokuznetsk, Russia*
E-mail: tat-82@mail.ru

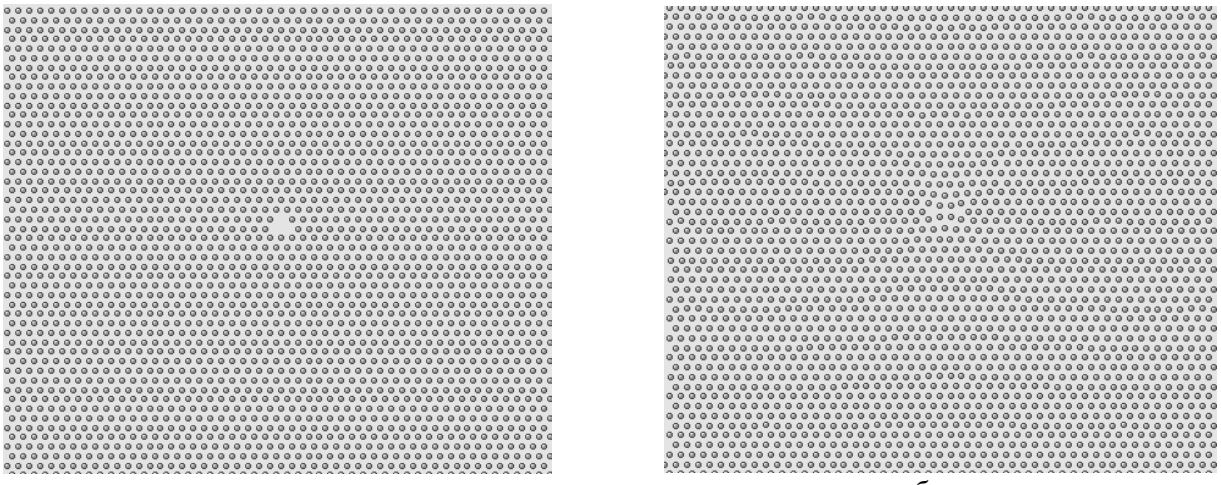
This article is devoted to the problem of the relaxation of metal with face-centered cubic lattice containing vacancies' complexes. The methods of computer modeling and using of different visualizers allow to watch the waves' initiation process in the models of 2D-crystal. As a result were estimated the velocities of these waves and was got the relation between the velocities and configurations of vacancies.

В настоящее время интерес исследователей привлекают процессы, связанные с кооперативными механизмами организации атомной структуры. Известна серия работ, посвященная изучению динамических коллективных атомных смещений в металлах при наличии в них дефектов с помощью метода молекулярной динамики [1–4].

В данной работе рассматривается возникновение волн смещений при релаксации комплексов вакансий из различного числа атомов и различной конфигурации в металлах с ГЦК-решеткой. Исследование проводилось с помощью компьютерной программы [5], позволяющей визуализировать процессы, происходящие на атомном уровне. Модель для исследования представляет собой двумерный ГЦК-кристалл никеля с упаковкой атомов, соответствующей плоскости {111}. Известно, что рассматриваемые комплексы дефектов располагаются именно в таких плоскостях [6].

Комплекс из трех вакансий

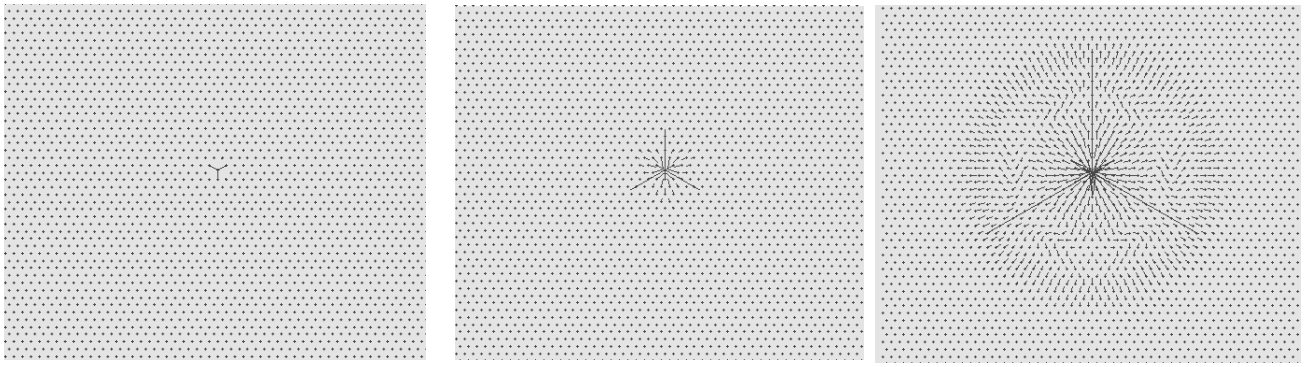
Рассмотрим блок размером 50*50 атомов, содержащий три вакансии, расположенные в вершинах равностороннего треугольника. Начальная конфигурация приведена на рис. 1,*а*.



а *б*

Рисунок 1 – Стартовая (*а*) и итоговая (*б*) конфигурации комплекса из трех вакансий, расположенных в вершинах равностороннего треугольника в начале эксперимента

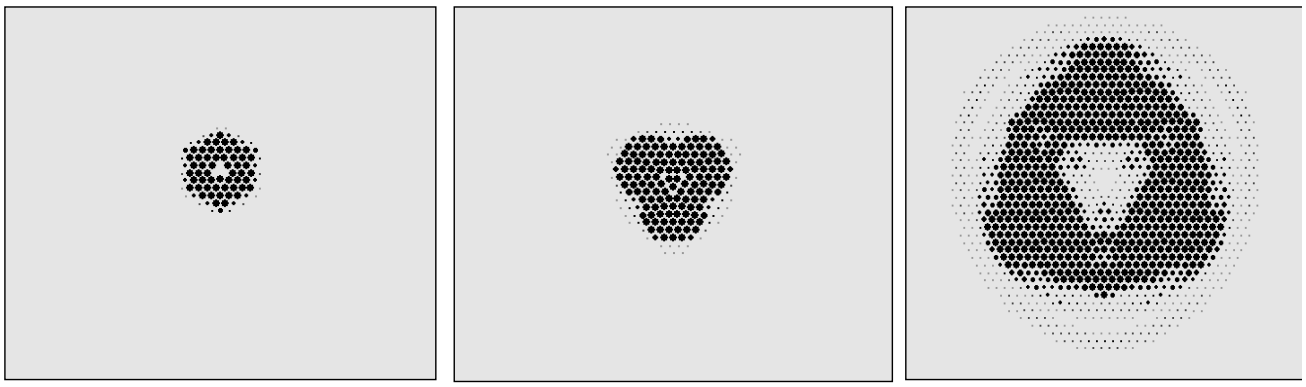
Для выяснения динамики атомов применялся визуализатор смещений из начальных положений. Смещения показывались в виде отрезков, длина которых зависела от выбранного масштаба визуализации. Увеличение масштаба позволяло наблюдать более слабые смещения, фиксировать области коллективных атомных смещений, явления дальнодействующих взаимодействий дефектов. На рис. 2 приведены смещения в моменты времени 0,1 пс, 0,3 пс и 1 пс. При включении процесса релаксации возникают стартовые смещения, особенностью смещений является то, что они направлены вовнутрь к центру равностороннего треугольника вакансий (рис. 2, *а*). В начале процесса релаксации смещения атомов дискретные по направлению, и их амплитуды большие, поэтому по таким характеристикам подобные смещения можно отнести к смещениям, возникающим при ударной волне. Со временем число направлений начинает возрастать, и увеличиваются амплитуды смещений. Уже через 1 пс визуализатором фиксируется наличие коллективных атомных смещений в виде продольной волны (рис. 2, *в*).



а *б* *в*

Рисунок 2 – Смещения атомов в моменты времени: *а* – 0,1 пс (смещения увеличены в 10 раз); *б* – 0,3пс (смещения увеличены в 10 раз); *в* – через 1 пс после начала релаксации

Волна имеет сферическую форму фронта. За это время фронт волны проходит расстояние, равное $16a\frac{\sqrt{2}}{2}$, следовательно, скорость к этому моменту времени должна составлять величину порядка 3800 м/с. Экспериментальное значение скорости продольной звуковой волны для никеля составляет 5630 м/с, что превышает полученное значение скорости. В дальнейшем продольная волна распространяется по кристаллу, а ее скорость со временем приближается к экспериментальному значению.



а) t = 0,1 пс *б*) t = 0,3 пс *в*) t = 1 пс

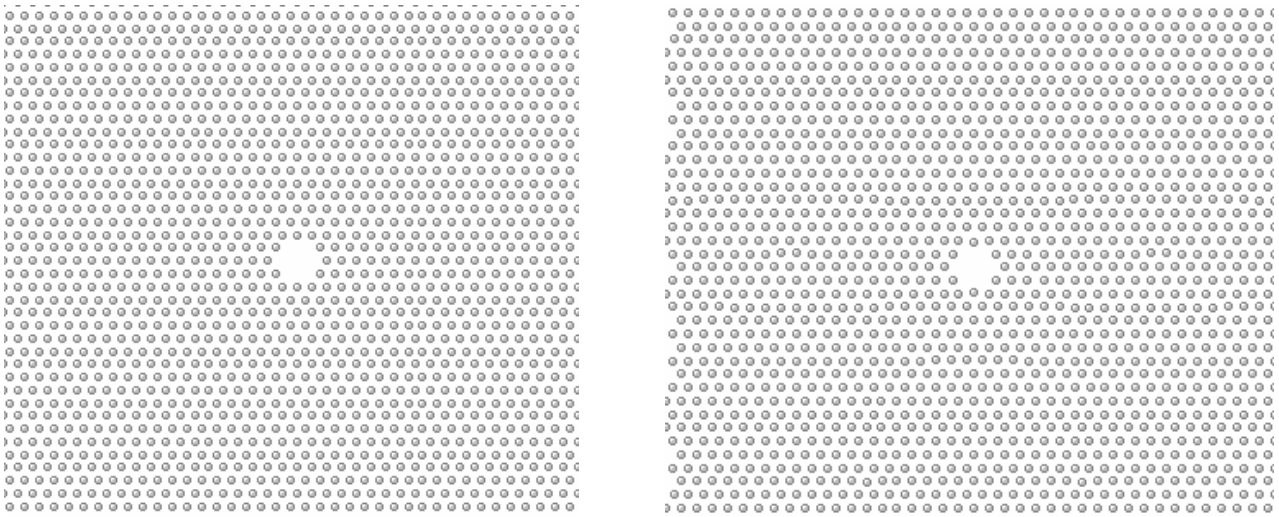
Рисунок 3 – Картины, полученные с использованием визуализатора локального поатомного распределения кинетической энергии для случая комплекса из трех вакансий.

Наряду с применением визуализатора локальных смещений представляется удобным исследовать процесс релаксации с использованием визуализатора локального поатомного распределения кинетической энергии. Полученные картины пропорциональны картинам локальных колебаний. Эволюция локальных колебаний в процессе релаксации приводится на рис. 3, *а-в*.

В течение эксперимента (время эксперимента 10 пс) динамическая температура колеблется в пределах от 1,3 К до 1,7 К. Как видно из рис. 1, *б*, происходит изменение стартовой конфигурации: заданный на старте треугольник вакансий трансформируется в дислокационную петлю, ядро которой состоит цепочки трех вакансий. Петля расположена в одном из плотноупакованных направлений типа <110>. Таким образом, данная конфигурация не является устойчивой, в процессе релаксации трансформируется в одномерную цепочку.

Комплекс из семи вакансий

Рассмотрим блок размером 50*50 атомов, содержащий семь вакансий, образующий равносторонний шестиугольник. Начальная конфигурация приведена на рис. 4, ***а.***



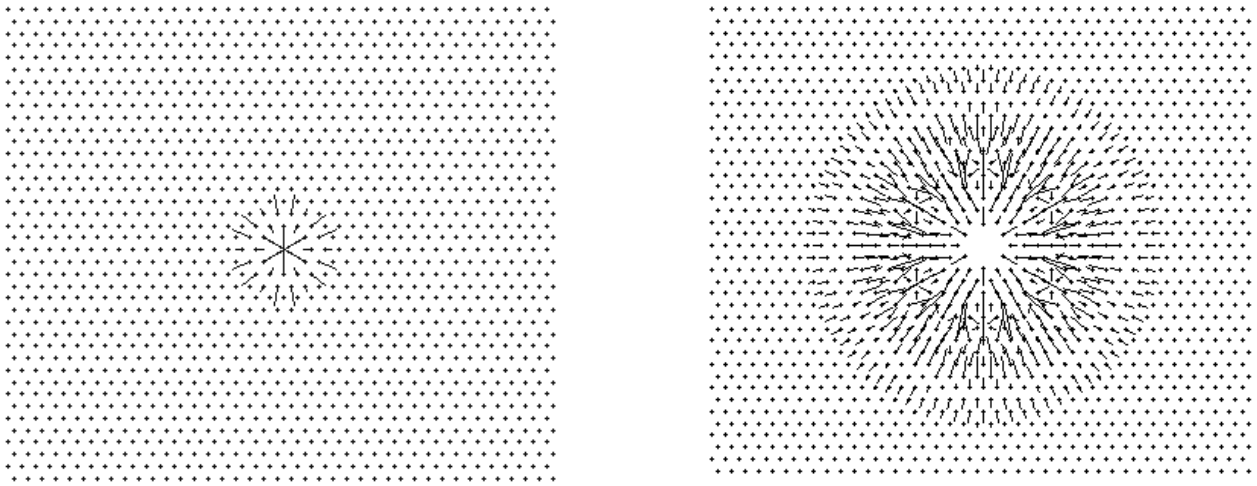
а *б*

Рисунок 4 – Стартовая (*а*) и итоговая (*б*) конфигурации комплекса из семи вакансий, образующих в начале эксперимента равносторонний шестиугольник

В самом начале эксперимента возникают стартовые смещения двенадцати атомов по направлению к центру диска (см.рис.5, *а*).

При этом шесть атомов смещаются вдоль не плотноупакованного направления типа <112> на величину, примерно равную 0,01 анг, и шесть атомов смещаются вдоль плотноупакованного направления типа <110> на величину примерно, в три раза меньшую. Кроме этого, еще восемнадцать атомов из второго окружения смещаются по направлению от центра комплекса дефектов. Данные стартовые смещения атомов формируют продольную волну, распространяющуюся по кристаллу, со сферическим фронтом (см.рис.5, *б*).

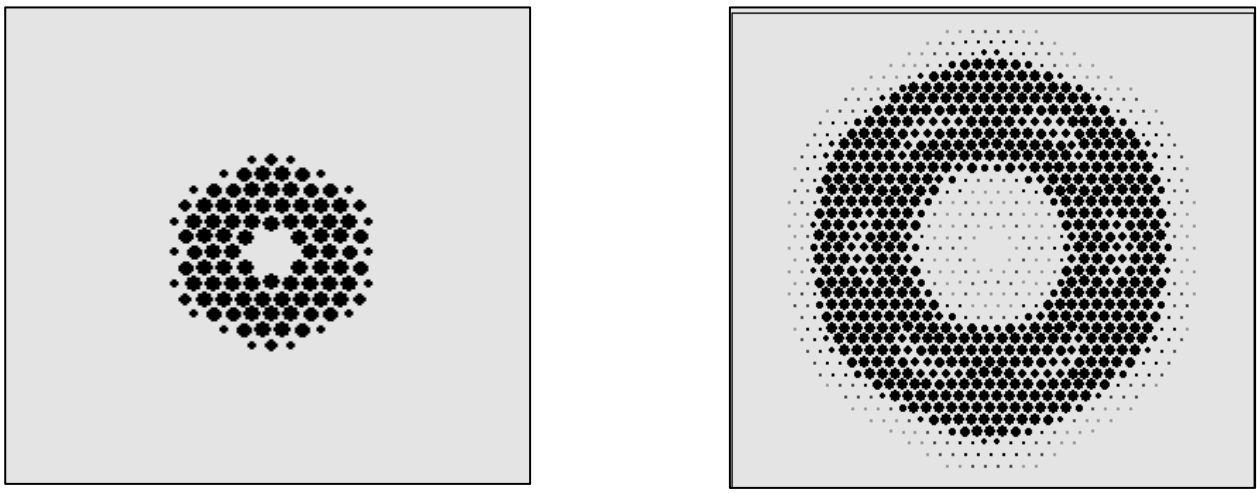
Оценки скоростей дают следующие результаты: скорость распространения атомных смещений 4140 м/с. Аналогично предыдущему случаю, с помощью визуализатора локальных смещений получено локальное поатомное распределение кинетической энергии. Эволюция локальных колебаний для случая равностороннего шестиугольника вакансий в процессе релаксации приведена на рис. 6. За время 10 пс, в течение которого длился эксперимент, средняя динамическая температура атомов блока не превышала 0,8 К.



а *б*

Рисунок 5 – Атомные смещения в расчетном блоке, содержащем комплекс из семи вакансий, через 0,10 (*а*) и 0,50 пс (*б*) эксперимента. Смещения увеличены в 1000 раз.

Сравнивая начальную и конечную конфигурации комплекса, можно отметить, что в результате релаксации происходит деформация всестороннего сжатия поверхности, ограничивающей комплекс вакансий. В результате этого объем (площадь), занимаемая комплексом, становится равной 0,97 от площади (объема) первоначального комплекса (рис. 4, *б*).



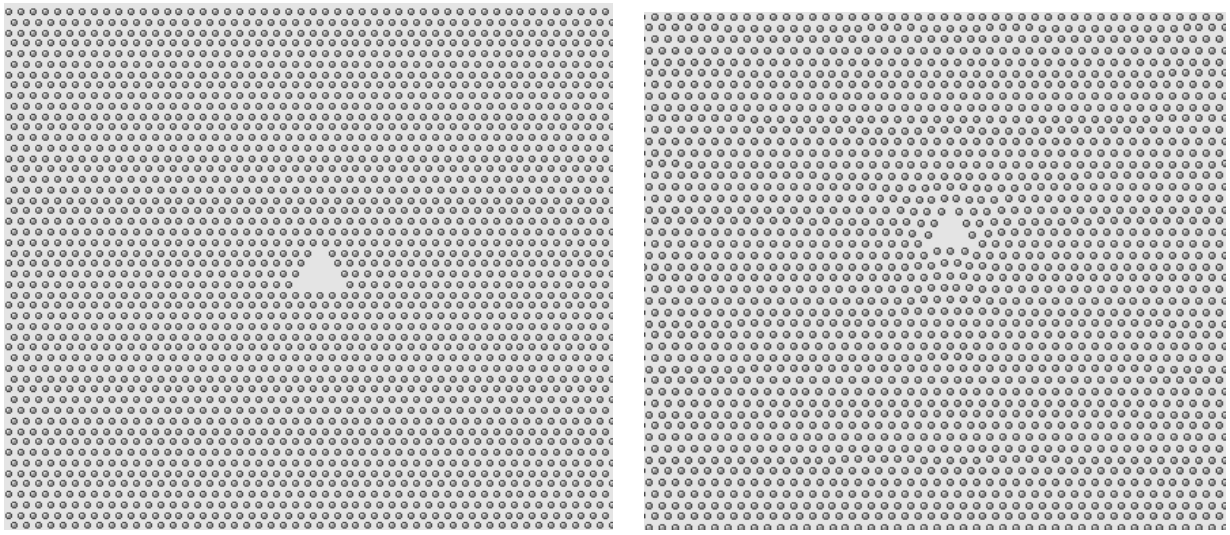
а) t = 0,1 пс *б*) t = 0,5 пс

Рисунок 6 – Картины, полученные с использованием визуализатора локального поатомного распределения кинетической энергии для случая комплекса из семи вакансий

Данный комплекс в терминологии трехмерного кристалла может считаться как дислокационный диск, лежащий в плоскости <111>, или микропора. В отличие от комплекса из трех вакансий, геометрическая конфигурация данного комплекса оказывается более стабильной по сравнению с предшествующей.

Комплекс из десяти вакансий

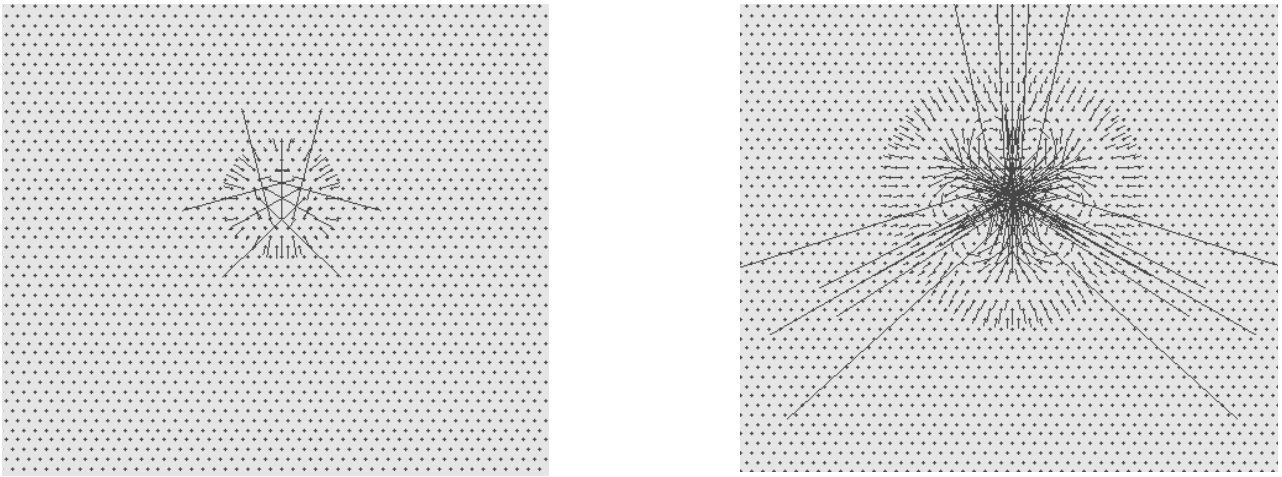
Рассмотрим блок размером 50*50 атомов, содержащий десять вакансий, начальная конфигурация которого приведена на рис. 7, *а*.



а *б*

Рисунок 7 – Стартовая (*а*) и итоговая (*б*) конфигурации комплекса из десяти вакансий, образующих в начале эксперимента равносторонний треугольник

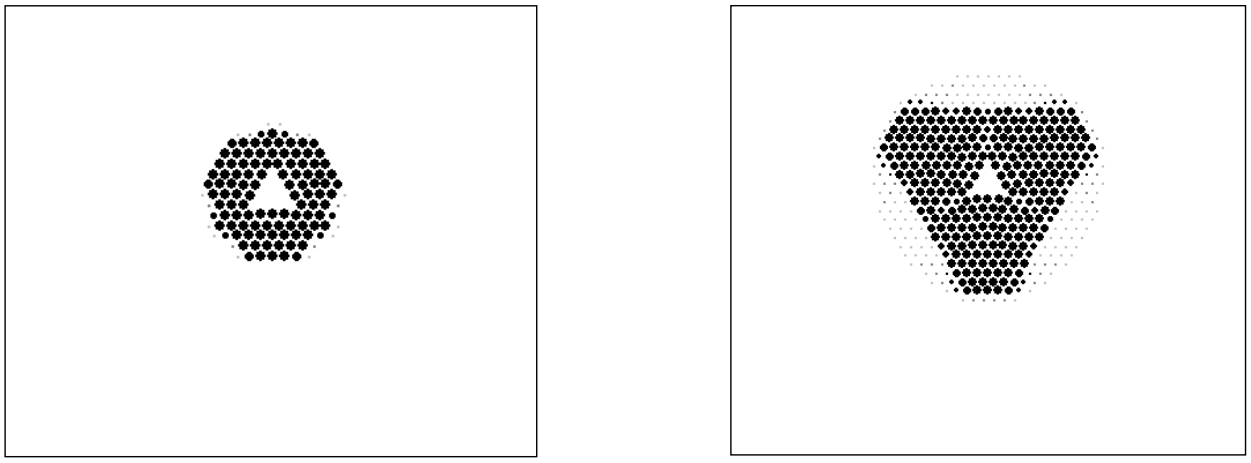
На старте процесса релаксации происходят следующие смещения атомов, соседних с вакансионным комплексом: атомы, находящиеся в центре сторон треугольника вакансий смещаются к центру симметрично, а ближайшие к ним атомы смещаются в сторону эквивалентных соседей по конфигурации навстречу друг другу под некоторым углом к направлению типа <112>. Смещения последних атомов оказываются большими по величине, по сравнению со смещениями атомов первой группы (рис. 8). Через 0,4 пс можно наблюдать возникновение коллективных смещений атомов.



а *б*

Рисунок 8 – Смещения атомов в моменты времени: *а* – 0,1 пс (смещения увеличены в 10 раз); *б* – 0,4 пс (смещения увеличены в 10 раз)

Время перехода дает оценку скорости процесса, равную 3364 м/с. Динамическая температура колеблется от 0,5 K до 0,9 K. Полученное с помощью визуализатора локальных смещений локальное поатомное распределение кинетической энергии приведено на рис. 9. Полная релаксация системы достигается в течение 5 пс. Результирующая конфигурация представляет собой треугольник вакансий, деформируемый сжатием относительно середин сторон вдоль направления типа <112>.



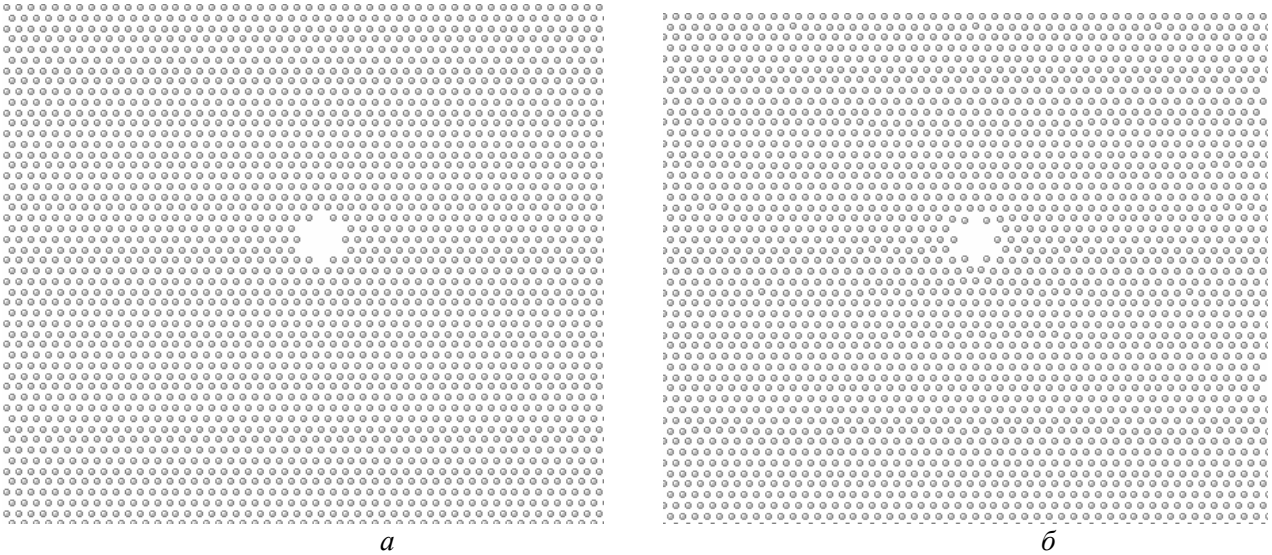
а) t = 0,1 пс *б*) t = 0,4 пс

Рисунок 9 – Картины, полученные с использованием визуализатора локального поатомного распределения кинетической энергии для случая комплекса из десяти вакансий

Аналогично предыдущему случаю, сравнив начальную и конечную конфигурации комплекса, следует подчеркнуть, что в результате релаксации также происходит деформация всестороннего сжатия поверхности, ограничивающей комплекс вакансий, в результате чего объем (площадь), занимаемая комплексом, составляет величину 0,95 от площади (объема) первоначального комплекса.

Комплекс из тринадцати вакансий

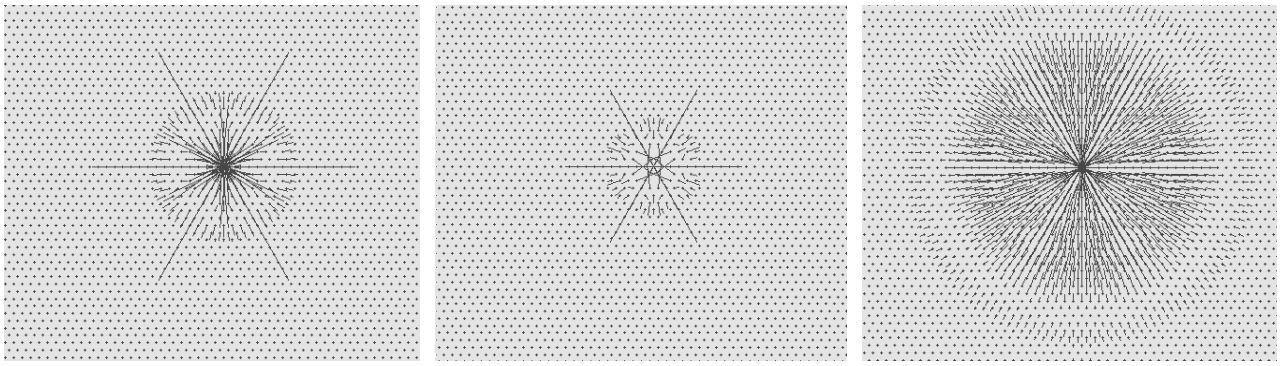
Рассматривается процесс релаксации вакансионного комплекса из 13 вакансий, стартовая и конечная конфигурация которого приведена на рис. 10.



а *б*

Рисунок 10 – Стартовая (а) и итоговая (б) конфигурации комплекса из тринадцати вакансий

В случае вакансионного комплекса, состоящего из тринадцати атомов, на старте релаксации обнаруживается 3 вида смещений атомов, расположенных на поверхности микропоры: 1) шесть ближайших соседей относительно центра поры смещаются симметрично вовнутрь, 2) соседние к ним атомы смещаются симметрично в сторону эквивалентных соседей под некоторым углом вовнутрь микропоры; 3) Атомы, находящиеся в вершинах конфигурации, смещаются в сторону от центра комплекса (рис. 11, *а*).

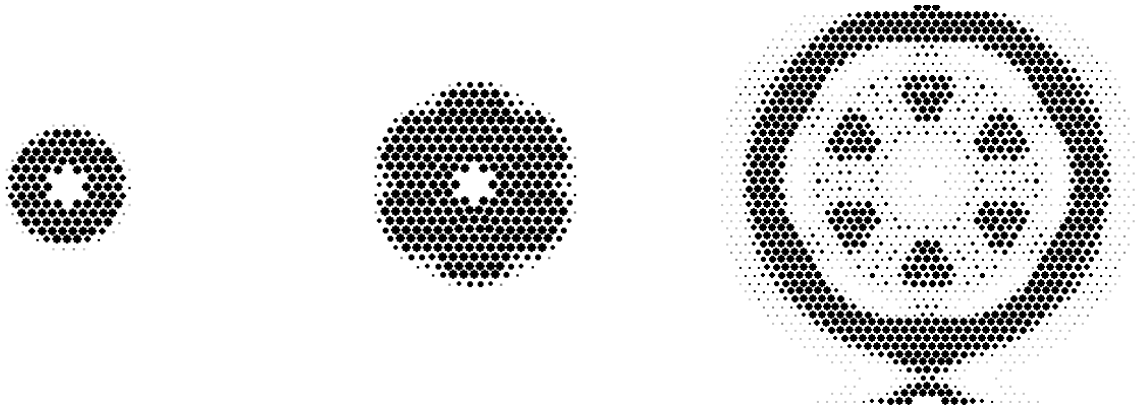


а *б* *в*

Рисунок 11 – Стартовые атомные смещения в расчетном блоке с внедренным вакансионным комплексом из 13 вакансий: *а* – 0,1 пс (смещения увеличены в 100 раз) ; *б* – 0,3пс (смещения увеличены в 100 раз); *в* – 1 пс (смещения увеличены в 100 раз)

Уже через 0,2 пс возникает продольная волна. Оценка ее скорости дает значение 4140 м/с. Аналогично предыдущим случаям, получив с помощью визуализатора локального поатомного картины распределения кинетической энергии, можно сделать вывод о соответствии полученных картин (рис. 12).

По завершению процесса релаксации данная конфигурация представляется деформированной со сжатием относительно первоначальной геометрии (рис. 10 (б)). Изменение площади (объема) в результате деформации оказывается равным 0,98 от площади (объема) первоначального комплекса.



а) t = 0,1 пс *б*) t = 0,3 пс *в*) t = 1 пс

Рисунок 12 – Картины, полученные с использованием визуализатора локального поатомного распределения кинетической энергии для случая вакансионного комплекса из 13 вакансий

Таким образом, процесс релаксации кристаллической структуры содержащей диски вакансий и межузельных атомов, также как и в случае одиночных точечных дефектов [1, 2] и пар Френкеля [3], протекает с формированием продольных волн. При каждом эксперименте рассчитывалась стартовая конфигурационная энергия кристалла, содержащего определенный комплекс точечных дефектов. Затем после проведения процедуры термодинамической релаксации и последующего охлаждения кристалла до 0 К вновь определялась конфигурационная энергия системы. На рис. 13 показана зависимость изменения конфигурационной энергии до и после релаксации от числа вакансий в комплексе.



Рисунок 13 – График изменения конфигурационной энергии одного атома в зависимости от числа вакансий в вакансионном комплексе

Осцилляция в значениях данного вида энергии связана с локальной симметрией комплекса точечных дефектов. При симметрии, описываемой локальной осью 3-го порядка получается более высокие уровни энергии по сравнению со структурами, имеющими локальную ось симметрии 6-го порядка.

Список использованных источников

1. Старостенков М.Д., Холодова Н.Б., Кондратенко М.Б., Медведев Н.Н., Пожидаева О.В. Возникновение релаксационных волн смещений вблизи точечных дефектов в металлах с ГЦК решеткой. I. Волны смещений вблизи одиночных вакансий // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2008. №4. С. 117-120.
2. Старостенков М.Д., Холодова Н.Б., Кондратенко М.Б., Медведев Н.Н., Пожидаева О.В. Возникновение релаксационных волн смещений вблизи точечных дефектов в металлах с ГЦК решеткой. II. Волны смещений вблизи одиночных внедренных атомов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009. №1. С. 105-107.
3. Медведев Н.Н., Старостенков М.Д., Маркидонов А.В., Захаров П.В. Волны, возникающие при рекомбинации пар Френкеля в двумерных модельных решетках металлов и их влияние на дрейф агрегатов точечных дефектов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009. т.6. №2. С.8-13.
4. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Динамические коллективные смещения атомов в металлах и их роль в вакансионном механизме диффузии // ФТТ. 2009. т.51. №4. С.686-691.
5. Полетаев Г.М. "Моделирование методом молекулярной динамики структурно-энергетических превращений в двумерных металлах и сплавах (MD2)". Свидетельство о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2008610486 от 25.01.2008.
6. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть I. Дефекты решетки: Учебник для вузов. – М.: МИСИС, 1999. – 384 с.

ФИЗИЧЕСКАЯ НЕЛИНЕЙНОСТЬ ЧУГУНА ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК

Ельчанинов П. Н., Климов М. И., Колотвин А. В.
Оренбургский государственный университет, г. Оренбург, Россия
E-mail: sopromosu@rambler.ru

PHYSICAL NON-LINEAR OF GREY IRON UNDER BENDING OF A BEAM

Elchaninov P. N., Klimov M. J., Kolotvin A. V.
Orenburg State University, Orenburg, Russia.
E-mail: sopromosu@rambler.ru

Special attributes of grey iron use in calculations of right bending and slating bending of beams. Results of experimental investigators coincide with theoretical calculations.

1. Геометрические характеристики плоских сечений

При вычислении напряжений и перемещений сечений балок приходится вычислять моменты инерции третьего порядка при параллельном переносе осей и при повороте осей.

Параллельный перенос осей (рис. 1).

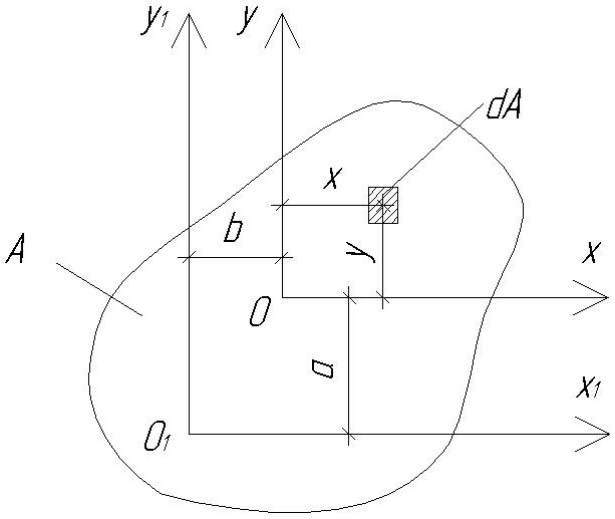


Рисунок 1.

Координаты элементарной площадки dA в новой системе x_1, y_1 выражаются через координаты в системе x, y:

$$x_1 = x + b\,; \qquad y_1 = y + a\,, \tag{1}$$

где a и b – соответственно, расстояния между осями x_i и y_i.

Используя соотношения (1), моменты инерции третьего порядка относительно осей x_1, y_1, параллельных центральным осям x, y, равны:

$$J_{x_1}^{III} = \int_A y_1^3 dA = \int_A y^3 dA + 3\cdot a\int_A y^2 dA + 3a^2\int_A y dA + a^3\int_A dA = J_x^{III} + 3a\cdot J_x^{II} + a^3 A\,; \tag{2}$$

$$J_{y_1}^{III} = \int_A x_1^3 dA = \int_A x^3 dA + 3\cdot b\int_A x^2 dA + 3b^2\int_A x dA + b^3\int_A dA = J_y^{III} + 3b\cdot J_y^{II} + b^3 A\,. \tag{3}$$

Поворот осей (рис. 2)

Координаты элементарной площадки dA в новой системе x_1, y_1 выражаются через координаты в системе x, y:

$$x_1 = x\cdot\cos\alpha_0 + y\cdot\sin\alpha_0\,; \qquad y_1 = y\cdot\cos\alpha_0 - x\cdot\sin\alpha_0\,. \tag{4}$$

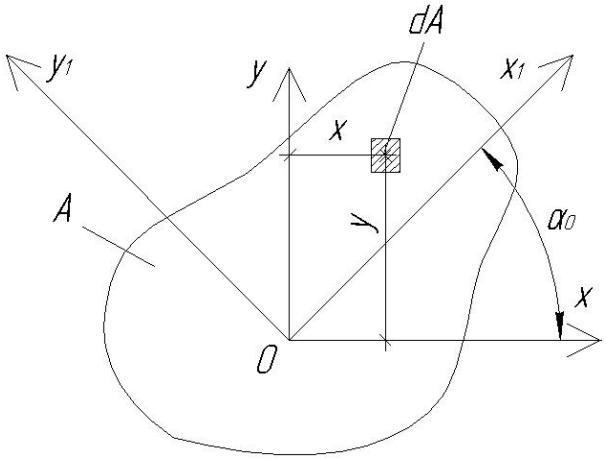


Рисунок 2.

Используя соотношения (4), моменты инерции третьего порядка относительно осей x_1, y_1, повернутых на угол α_0, равны:

$$J_{x_1}^{III} = \int_A y_1^3 dA = \cos^3\alpha_0 \int_A y^3 dA - 3\sin\alpha_0 \cdot \cos^2\alpha_0 \int_A xy^2 dA +$$
$$+3\sin^2\alpha_0 \cdot \cos\alpha_0 \int_A x^2 y dA - \sin^3\alpha_0 \int_A x^3 dA = \cos^3\alpha_0 J_x^{III} - \quad (5)$$
$$-3\sin\alpha_0 \cdot \cos^2\alpha_0 \cdot J_{xy^2}^{III} + 3\sin^2\alpha_0 \cdot \cos\alpha_0 \cdot J_{x^2y}^{III} - \sin^3\alpha_0 J_y^{III};$$

$$J_{y_1}^{III} = \int_A x_1^3 dA = \cos^3\alpha_0 \int_A x^3 dA + 3\sin\alpha_0 \cdot \cos^2\alpha_0 \int_A x^2 y dA +$$
$$+3\sin^2\alpha_0 \cdot \cos\alpha_0 \int_A xy^2 dA + \sin^3\alpha_0 \int_A y^3 dA = \cos^3\alpha_0 J_y^{III} + \quad (6)$$
$$+3\sin\alpha_0 \cdot \cos^2\alpha_0 \cdot J_{x^2y}^{III} + 3\sin^2\alpha_0 \cdot \cos\alpha_0 \cdot J_{xy^2}^{III} + \sin^3\alpha_0 J_x^{III}.$$

Если оси x, y являются осями симметрии, то зависимости (5) и (6) запишутся как:

$$J_{x_1}^{III} = \cos^3\alpha_0 J_x^{III} - \sin^3\alpha_0 J_y^{III}; \quad (7)$$

$$J_{y_1}^{III} = \cos^3\alpha_0 J_y^{III} + \sin^3\alpha_0 J_x^{III}. \quad (8)$$

2. Плоский изгиб балки

Учитывая особенности деформирования серого чугуна, получены следующие физические соотношения для линейного напряженного состояния [1]:

при растяжении – $\sigma = E_0\varepsilon \cdot (1 - \alpha\varepsilon)$; $E = E_0 - \alpha\sigma$. (9)

при сжатии – $\sigma = E_0\varepsilon$; $E = E_0$. (10)

Здесь σ и ε – нормальное напряжение и относительная деформация;

E_0 и E – начальный модуль упругости и текущий модуль упругости;

α – коэффициент разномодульности.

При изгибе балки в зоне растяжения напряжение на основании (9) равны:

$$\sigma = E_0 \cdot \frac{y}{R}\left(1 - \alpha\frac{y}{R}\right); \quad (11)$$

в зоне сжатия на основании (10) равны:

$$\sigma = E \cdot \frac{y}{R}, \tag{12}$$

где R и y – соответственно, радиус кривизны нейтрального слоя и координата исследуемого слоя.

Изгибающий момент в поперечном сечении с учетом (11) и (12) запишется как:

$$M = \frac{E_0}{R} \cdot J_x - \frac{\alpha E_0}{R^2} \cdot J_x^{III}, \tag{13}$$

где $J_x^{III} = \int_A y^3 dA$ – осевой момент инерции третьего порядка зоны растяжения; J_x – осевой момент инерции сечения второго порядка.

Преобразуем (13) следующим образом:

$$\frac{1}{R}\left(1 - \frac{\alpha \cdot J_x^{III}}{J_x \cdot R}\right) = \frac{M}{E_0 J_x}. \tag{14}$$

Затем зависимость (13) можно представить в виде:

$$\frac{1}{R} = \frac{M}{E_0 J_x} \Bigg/ \left[1 - \frac{\alpha \cdot J_x^{III} \cdot M}{E_0 \cdot J_x^2}\right]. \tag{15}$$

Раскладывая выражение $\left(1 - \alpha \cdot J_x^{III} \cdot M / E_0 J^2\right)^{-1}$ в ряд и сохраняя два члена разложения, получаем:

$$\frac{1}{R} = \frac{M}{E_0 J_x}\left[1 + \frac{\alpha \cdot J_x^{III} \cdot M}{E_0 \cdot J_x^2}\right] = \frac{M}{E_0 J_x} \cdot \psi, \tag{16}$$

где $\psi = 1 + \dfrac{\alpha \cdot J_x^{III} \cdot M}{E_0 \cdot J_x^2}$.

Зная значения кривизны (16), находим напряжения:

в зоне растяжения - $\sigma = \dfrac{M}{J_x} \cdot y \cdot \psi - \dfrac{\alpha \cdot M^2}{E_0 \cdot J_x^2} \cdot y^2 \cdot \psi^2$; (17)

в зоне сжатия - $\sigma = \dfrac{M}{J_x} \cdot y \cdot \psi$. (18)

В зоне растяжения нормальные напряжения по высоте сечения распределяются по параболическому закону, а в зоне сжатия – по линейному закону.

При малых перемещениях кривизна изогнутой оси балки равна:

$$\frac{1}{R} = V''(z), \tag{19}$$

где $V''(z)$ – вторая производная от функции прогиба балки.

Тогда, используя равенство (16), можно записать:

$$V''(z) = \frac{M}{EJ_x}\psi. \tag{20}$$

Используя (20), можно найти угловые и линейные перемещения сечения балки:

$$V'(z) = \theta(z) = \int \frac{M}{EJ_x}\psi dz + C, \tag{21}$$

$$V(z)=\int\left(\int\frac{M}{EJ_x}\psi dz\right)dz+C\cdot z+D, \tag{22}$$

где C и D – постоянные интегрирования.

3. Косой изгиб

Балка произвольного сечения изгибается моментом *M*, плоскость действия которого не совпадает с главными плоскостями стержня (рис. 3).

Точка «*O*» – центр тяжести поперечного сечения балки, x_0 – нейтральная линия (н.л.), γ и β – соответственно смещение н.л. и угол между вектором момента $\bar{M}$ и н.л. Плоскость действия момента совпадает с осью y.

Физические соотношения для данного случая принимают вид:

при сжатии – $$\sigma=E_0\varepsilon=E_0\frac{y_0}{R}=E_0\chi y_0; \tag{23}$$

при растяжении – $$\sigma=E_0\chi y_0\left(1-\alpha\chi y_0\right), \tag{24}$$

где R, χ, y_0 – соответственно радиус кривизны нейтрального слоя, кривизна нейтрального слоя, координата исследуемой точки относительно н.л.

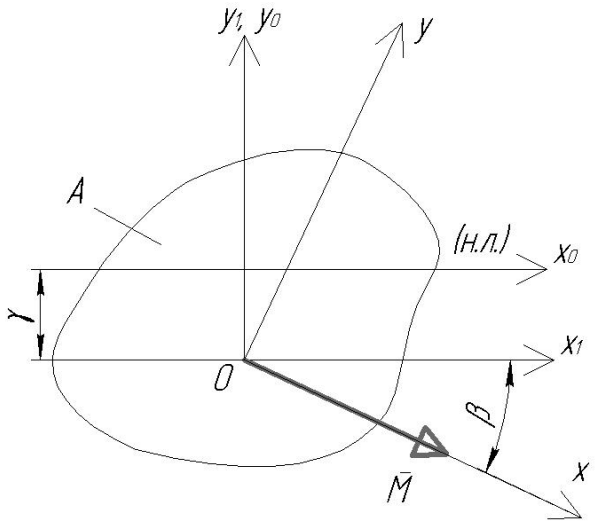


Рисунок 3

Из условия равновесия части балки имеем:

$$N_z=\int\limits_A\sigma dA=\int\limits_{Ap}\sigma dA+\int\limits_{Ac}\sigma dA=0;$$

$$M_y=\int\limits_{Ap}\sigma\cdot xdA+\int\limits_{Ac}\sigma\cdot xdA=0; \tag{25}$$

$$M_x=\int\limits_{Ap}\sigma\cdot ydA+\int\limits_{Ac}\sigma\cdot ydA=M,$$

где A, Ap и Ac – соответственно вся площадь поперечного сечения, площадь зоны растяжения и площадь зоны сжатия; N_z, M_y, M_x – соответственно продольная сила, изгибающий момент относительно оси y, изгибающий момент относительно оси x.

Связь координатных точек сечения в разных системах отсчета выразится как:

$$y_0=y\cos\beta-x\sin\beta-\gamma. \tag{26}$$

Из первого условия равновесия (25) с учетом физических соотношений (23) и (24) получаем:

$$-E_0\chi\int\limits_{Ac} y_0 dA + E_0\chi\int\limits_{Ap} y_0 dA - \alpha E_0\chi^2\int\limits_{Ap} y_0^2 dA = 0;$$

$$S_{н.л.} = A\cdot\gamma = \alpha x J_{x_{op}}; \tag{27}$$

$$\gamma = \frac{\alpha x J_{x_{op}}}{A},$$

где $S_{н.л.}$ – статический момент всего сечения относительно н.л.; γ – смещение нейтральной линии.

Из второго условия равновесия (25) с учетом физических соотношений и после некоторых преобразований имеем:

$$M_y = E_0\chi\int\limits_{Ac} y_0 x dA + E_0\chi\int\limits_{Ap} y_0 x dA - \alpha E_0\chi^2\int\limits_{Ap} y_0^2 x dA = 0;$$

$$\cos\beta\cdot J_{xy} - \sin\beta J_y - \alpha\chi\left(\cos^2\beta\cdot J^{III}_{xy_p^2} - \sin 2\beta\cdot J^{III}_{x^2y_p} - 2\gamma\cos\beta\cdot J^{III}_{xy_p} + \right. \tag{28}$$

$$\left. +2\gamma\sin\beta\cdot J_{y_p} + J^{III}_{y_p}\sin^2\beta + \gamma^2 J_{x_p}\right) = 0,$$

где $J_{xy} = \int\limits_A xy dA$; $J_y = \int\limits_A x^2 dA$; $J_{xy_p^2} = \int\limits_{Ap} xy^2 dA$; $J_{x^2y_p} = \int\limits_{Ap} x^2 y dA$; $J_{xy_p} = \int\limits_{Ap} xy dA$;

$S_{x_p} = \int\limits_{Ap} x dA$; $J^{III}_{y_p} = \int\limits_{Ap} x^3 dA$.

Без учета смещения н.л. зависимость (28) запишется как:

$$\cos\beta\cdot J_{xy} - \sin\beta\cdot J_y - \alpha\chi\left(\cos^2\beta\cdot J^{III}_{xy_p^2} - \sin^2\beta\cdot J^{III}_{x^2y_p} + J^{III}_{y_p}\sin^2\beta\right) = 0 \tag{29}$$

Из третьего уравнения равновесия (25) с учетом физических соотношений и после некоторых преобразований получаем:

$$M_x = E_0\chi\int\limits_{Ac} y_0 y dA + E_0\chi\int\limits_{Ap} y_0 y dA - \alpha E_0\chi^2\int\limits_{Ap} y_0^2 y dA = M;$$

$$E_0\chi\int\limits_{Ac} y\left(y\cos\beta - x\sin\beta - \gamma\right)dA + E_0\chi\int\limits_{Ap} y\left(y\cos\beta - x\sin\beta - \gamma\right)dA -$$

$$-\alpha E_0\chi^2\int\limits_{Ap} y\left(y\cos\beta - x\sin\beta - \gamma\right)^2 dA = M;$$

$$\chi\left(\cos\beta\cdot J_x - \sin\beta\cdot J_{xy}\right) - \alpha\chi^2\left(\cos\beta\cdot J^{III}_{x_p} - \sin^2\beta\cdot J^{III}_{xy_p^2} - \right.$$

$$\left. -2\gamma\cos\beta\cdot J_{x_p} + 2\gamma\sin\beta\cdot J^{III}_{x^2y} + \gamma S_{x_p}\right) = \frac{M}{E_0}.$$

Далее

$$\chi\left(1 - tg\beta\frac{J_{xy}}{J_x} - \alpha\frac{M}{E_0 J_x}\cdot K\right) = \frac{M}{E_0 J_x\cos\beta}, \tag{30}$$

где $$K = \left(\frac{J^{III}_{x_p}}{J_x} - \frac{2\sin\beta \cdot J^{III}_{xy_p^2}}{J_x} - \frac{2\gamma J_{x_p}}{J_x} + \frac{2\gamma \mathrm{tg}\beta}{J_x} + \sin\beta \cdot \cos\beta \frac{J^{III}_{x^2 y_p}}{J_x} + \frac{\gamma S_{x_p}}{J_x} \right).$$

Применяя разложение выражения $\left(1 - \mathrm{tg}\beta \frac{J_{xy}}{J_x} - \alpha \frac{M}{E_0 J_x} \cdot K\right)^{-1}$ в ряд и сохраняя два члена ряда, окончательно имеем:

$$\chi = \frac{1}{R} = \frac{M}{E_0 J_x \cos\beta} \left(1 - \mathrm{tg}\beta \frac{J_{xy}}{J_x} + \alpha \frac{M}{E_0 J_x} \cdot K\right) \qquad (31)$$

Без учета смещения н.л. значение $K = \left(\frac{J^{III}_{x_p}}{J_x} - \frac{2\sin\beta \cdot J^{III}_{xy_p^2}}{J_x} + \sin\beta \cdot \cos\beta \frac{J^{III}_{x^2 y}}{J_x} \right).$

При совпадении плоскости действия изгибающего момента с главной плоскостью балки уравнение (31) совпадает с аналогичной зависимостью при плоском изгибе.

Уравнения (27, 28, 29, 31)вполне определяют положение н.л. и значение кривизны нейтрального слоя. Зная значение кривизны нейтрального слоя, можно найти напряжения в любой точке поперечного сечения балки и ее перемещение.

Алгоритм решения: Задача решается поэтапно. Вычисляются кривизна н.с. в линейной постановке. Затем определяется смещение н.л. по формуле (27). После этого определяется угол поворота н.л. (β) по зависимости (28) и кривизна н.с. по формуле (31). Далее корректируются параметры γ и β. Этапов расчета надо брать столько, пока разность значений кривизны н.с. предыдущего и последующего приближений будет соответствовать точности расчета.

Вывод: Прогибы балки, вычисленные по линейной теории и с учетом нелинейной разномодульности чугуна проверялись экспериментально. Эксперимент проводился на балке таврого сечения, нагруженной двумя симметричными нагрузками. Результаты эксперимента показали, что разница значений прогибов, определяемых с учетом нелинейности и экспериментально составила 13,4 %. Разница прогибов, найденных по линейной теории и экспериментально составила 29,2 %.

Список используемых источников

1. Ельчанинов П.Н., Ромашов Р.В., Климов М.И. Учет нелинейной разномодульности материала при расчетах элементов конструкций. //Динамика и прочность материалов и конструкций: Сб. научных трудов. Вып. 2 – Оренбург 1997 г. С. 3-6.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ И КОНЦЕНТРАЦИЙ НАНООБЪЕКТОВ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Прокопьев Е. П.[1], Графутин В. И.[1], Бурцл Р.[2], Зееман А.[2], Крщак В.[2], Илюхина О.В.[1], Мясищева Г. Г.[1], Тимошенков С. П.[1], Фунтиков Ю. В.[1]

[1]*ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И.Алиханова, Москва, Россия*

[2]*Европейская комиссия, Институт Энергии, Петтен, Нидерланды*

E-mail:epprokopiev@mail.ru; (http://www.prokopep.narod.ru)

DEFINITION OF NANOOBJECT SIZES AND CONCENTRATION IN THE IRRADIATED METALS AND ALLOYS BY METHODS OF POSITRON ANNIHILATION SPECTROSCOPY

Prokopev E. P.[1], Grafutin V. I.[1], Burcl R.[2], Zeman A.[2], Krsjak V.[2], Ilyukhina O. V.[1], Myasischeva G. G.[1], Timoshenkov S. P.[1], Funtikov Yu. V.[1]

[1]Federal State Unitary Enterprise «State Science Centre of the Russian Federation- A.I.Alikhanov Institute for theoretical and experimental physics» - FSUE SSC – ITEP, Russia, Moscow

[2]European Commission, Joint Research Centre, Institute for Energy, Petten, Netherlands

E-mail:epprokopiev@mail.ru; (http://www.prokopep.narod.ru)

It is shown, that one of effective methods of definition of the nanoobject sizes (vacancies, vacancion clusters), free volumes of pores, cavities, emptiness, their concentration and a chemical compound in a annihilation place in porous systems and some defective materials and especially in metals and alloys is the method of positron annihilation spectroscopy (PAS). The brief review of experimental researches of nanodefects in compacted nanocrystal metals and alloys and both metals and the alloys irradiated by protons is given.

Проведенные исследования позитронной аннигиляции в компактированных нанокристаллических металлах и сплавах, а также в полупроводниках и пористом кремнии [1–11] показали, что позитроны эффективно зондируют свободные объемы нанообъектов (в основном вакансии, дивакансии и поры) с размерами ≤ 1-10 нм как в металлах и сплавах, так и в полупроводниках и пористых системах. Нами получены на основе модели движения частицы в плоскости, ограниченной сферической абсолютно непроницаемой стенкой, формулы для определения радиусов R_{sp} сферических (символ sp) нанопор по ширинам компонент углового распределения аннигиляционных фотонов (УРАФ) $\theta_{1/2}$ и энергиям E_{1c} и E_{sp} основного состояния позитрона, аннигилирующих в порах в металлах и сплавах

$$R_{sp}[\mathring{A}] = \left(\frac{37,7}{E_{1sp}(eV)} \right)^{1/2}, \quad R_{sp}[\mathring{A}] = \frac{23,4}{\theta_{1/2}[mrad]} \qquad (1)$$

где R и $\theta_{1/2}$ выражаются в Å и $mrad$ соответственно. Используя формулы (1) можем определять радиусы свободных объемов в облученных металлах и сплавах посредством измерения величин $\theta_{1/2}$ соответствующей компоненты методом УРАФ.

В 2007 году начаты работы по исследованию конструкционных материалов, используемых в ядерном материаловедении. В процессе эксплуатации реакторов происходит охрупчивание конструкционных материалов. Основной причиной охрупчивания корпусных реакторных сталей является образование нанокластеров, содержащих преимущественно медь и фосфор. В настоящее время определены режимы отжига для продления срока службы корпусов этих типов реакторов и проведен отжиг корпусов. Дальнейшая эксплуатация отожженных корпусов реакторов, определение возможностей повторного отжига корпусов требуют проведения дополнительных исследований состояния материала в отожженном и по-

вторно облученном состояниях. Для обоснования разрабатываемых прогнозных моделей необходима экспериментальная информация об эволюции тонкой структуры этих состояний. В рамках ведущейся и планируемой работы проведены комплексные исследования различных состояний материала корпусов реакторов, облученных до флюенсов порядка $6 \cdot 10^{19}$ н/см^2. Планируется проведение исследований образцов сталей, находящихся в облученном, отожженном и вторично облученном состояниях.

Для исследуемых материалов методами позитронной аннигиляционной спектроскопии были экспериментально определены такие важные характеристики металлов, как энергия Ферми, удельное число свободных электронов, приходящихся на один атом металла, и их концентрация в зоне проводимости.

Объектами исследования являются образцы сварных соединений с различным содержанием фосфора и с различной степенью облучения. Цель работы с применением метода УРАФ состояла в выяснении влияния нейтронного облучения и последующего отжига на свойства конструкционных материалов (сплавы LP), используемых в реакторах. Образцы исследуемых сталей облучались в каналах реактора Ровенской АЭС. Химический состав и состояние предназначенных для исследования образцов сталей представлен в табл. 1. В табл.2 и 3 приведены данные исследований методом УРАФ образцов сталей LP реакторов ВВЭР-440 с различным содержанием фосфора, облученные нейтронами до флюенсов $6 \cdot 10^{19}$ н/см^2 , облученные и отожженные.

В случае чистого железа и сталей LP спектры УРАФ разлагались на две ($\chi^2 \sim 1,7$) и три ($\chi^2 \sim 0,6$) компоненты с интенсивностями I_{gi} и ширинами $(\theta_{1/2})_{gi} s$ (табл.2 и 3). Исходя из значений χ^2, предпочтение было сделано для случая разложения спектров на три компоненты. Результаты математической обработки спектров УРАФ с помощью программы ACARFIT (см. табл. 2 и 3) показывают, что во всех образцах сталей LP имеются высокоинтенсивные гауссовы компоненты с интенсивностями ($I_{g1} \sim (34-63)$ %, $I_{g2} \sim (20-40)$ % и энергиями $E_{g1} \sim (6-9)$ эВ и $E_{g2} \sim (15-24)$ эВ и параболическая компонента с интенсивностью $I_p \sim (6-16)$ % и энергией Ферми $E_f \sim (7-9)$ эВ. По нашему мнению, высокоинтенсивные гауссовы компоненты обусловлены аннигиляцией позитронов, в основном, из нанодефектных состояний в железе и сталях LP, а параболическая компонента относится к аннигиляции на электронах проводимости (Ферми-газе объектов).

В необлученных образцах Fe (табл.1) и сталях LP (табл.2, п.1) наблюдаются две гауссовы компоненты с интенсивностями $I_{g1} \sim 64$ % с энергией $E_{g1} \sim 7,05$ эВ (Fe) и $I_{g1} \sim 53$ % с энергией $E_{g1} \sim 6,91$ эВ (LP) и $I_{g2} \sim 32$ % с энергией $E_{g2} \sim 19,20$ эВ (Fe) и $I_{g2} \sim 40,6$ % с энергией $E_{g2} \sim 18,60$ эВ (LP). В облученных образцах стали LP (табл.2, п.2,3) значения I_{g1} значительно уменьшаются с ростом дозы по сравнению со значением I_{g1} необлученного образца, в то время как значения I_{g2} значительно возрастают по сравнению со значением I_{g2} необлученного образца, а значения E_{g1}, E_{g2} в свою очередь несколько уменьшаются по сравнению со значениями E_{g1}, E_{g2} необлученного образца стали LP.

Согласно данным табл.2 (п.4), наблюдаются изменения параметров спектров УРАФ I_{g1}, I_{g2} и E_{g1}, E_{g2} свойственным образцам стали после отжига при 475 ^{0}C. Значение I_{g1} при отжиге стремится к значению I_{g1} для необлученного образца стали LP. В то же время значение интенсивности гауссовой компоненты I_{g2} резко уменьшается по сравнению со значениями I_{g2} необлученного и облученного образцов (см. табл.2 (п.2,3)). Значения же E_{g1}, E_{g2} резко возрастают при отжиге, достигая величин 9,23 и 24,4 эВ соответственно. Эти данные

табл.2 (п.2, 3) говорят о том, что при облучении сталей *LP* и отжиге наблюдаются значительные трансформации центров аннигиляции позитронов.

Таблица 1 – Параметры спектров УРАФ для образцов чистого железа

$(\theta_{1/2})_{g1}$, мрад	I_{g1}, %	E_{g1}, эВ	$(\theta_{1/2})_{g2}$, мрад.	I_{g2}, %	E_{g2}, эВ	$(\theta_{1/2})_p$, отсечка (мрад.)	I_p, %	E_f, эВ
10,10 ±0,31	64,99 ±14,00	7,05 ±0,04	16,70 ±0,72	32,29 ±12,00	19,20 ±0,10	5,01	2,71 ±1,70	6,40 ±5,60

Таблица 2 – Параметры спектров УРАФ для ряда образцов стали *LP*

№	$(\theta_{1/2})_{g1}$, мрад	I_{g1}, %	E_{g1}, эВ	$(\theta_{1/2})_{g2}$, мрад.	I_{g2}, %	E_{g2}, эВ	$(\theta_{1/2})_p$, отсечка (мрад.)	I_p, %	E_f, эВ
1	10,0 ±0,38	53,1 ±14,0	6,91 ±0,05	16,40 ±0,60	40,6 ±15,0	18,60 ±0,08	5,97	6,2 ±2,7	9,08 ±5,10
2	9,39 ±0,39	42,80 ±11,00	6,09 ±0,05	16,20 ±0,47	48,7 ±14,0	18,10 ±0,07	5,63	8,5 ±2,9	8,07 ±3,30
3	8,94 ±0,37	34,7 ±9,1	5,52 ±0,05	15,00 ±0,33	55,6 ±14,0	15,50 ±0,05	5,61	9,7 ±2,7	8,02 ±2,40
4	11,60 ±0,40	63,7 ±17,0	9,23 ±0,06	18,80 ±1,70	20,8 ±14,0	24,4 ±0,2	5,31	15,5 ±3,6	7,18 ±0,82

Таблица 3 – Химический состав образцов стали *LP*

Название образца	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V
Содержание, %	~ 97	0,04	0,04	1,12	0,027	0,013	1,42	0,13	0,49	0,16	0,19
U_1, эВ	7,9	11,3	8,15	7,43	10,5	10,4	6,76	7,63	7,13	7,72	6,74
U_2, эВ	16,2	24,4	16,3	15,6	19,6	23,4	16,5	18,2	15,7	20,3	14,65

Примечание табл. 1–3: $I_{g1} = S_{g1} / S_{sum}$, $I_{g2} = S_{g2} / S_{sum}$, $I_{gi}\,(i = 1,2)$– интенсивности гауссовых компонент, а $I_p = S_p / S_{sum}$ – интенсивность параболической компоненты в спектрах УРАФ (S_{sum} – суммарная площадь экспериментального спектра УРАФ, а S_{gi} и S_p – соответственно, площади гауссовых и параболической компонент в этом спектре). 1 – Необлученный, 2 – Облучение, поток нейтронов ($11{,}3 \times 10^{18}$) см$^{-2}$, 3 – Облучение, поток нейтронов ($53{,}1 \times 10^{18}$) см$^{-2}$, 4 – Облучение, поток нейтронов [($56{,}6 \times 10^{18}$)+отжиг] см$^{-2}$. $U_1 = E_1$ – первый потенциал ионизации (энергия связи валентного электрона) атома, а $U_2 = E_2$ – потенциал ионизации заряженного (энергия связи электрона) положительного иона.

Данные табл.2 и 3 говорят, что значения E_{g1} образцов стали *LP* и Fe по своим значениям ближе всего к значениям энергий связи $E_1 = U_1$ внешних валентных электронов атомов Fe и других элементов, входящих в состав стали *LP* (табл.3). Назовем эти центры аннигиляции позитронов с параметрами I_{g1}, E_{g1} центрами первого рода. Отличие значений E_{g1} от значения $E_1 = U_1$ атома, Fe по-видимому, обусловлено уменьшением значением $E_1 = U_1$ в кристалле (сплаве) по сравнению со значением $E_1 = U_1$ электрона атома Fe и других атомов за счет образования химических связей с другими элементами сплава (см. табл.3). В свою очередь значения E_{g2} образцов стали *LP* и Fe по своим значениям ближе всего к значениям

энергий связи $E_2 = U_2$ внешних электронов положительно заряженных ионов атомов Fe и других элементов, входящих в состав стали LP (табл.3). Назовем эти центры аннигиляции позитронов с параметрами I_{g2}, E_{g2} центрами второго рода. Из данных табл.2-4 следует, что эти центры аннигиляции первого и второго рода при облучении и отжигах претерпевают значительные трансформацию.

Таблица 4 – Параметры спектров УРАФ для ряда образцов стали LP

I_{g1}, %	ΔI_{g1}, %	E_{g1}, эВ	$(R_{sp})_{g1}$, $\overset{0}{A}$	$(N_{sp})_{g1} \cdot \cdot 10^{-15}$, см$^{-3}$	I_{g2}, %	ΔI_{g2}, %	E_{g2}, эВ	$(R_{sp})_{g2}$, $\overset{0}{A}$	$(N_{sp})_{g2} \cdot \cdot 10^{-15}$, см$^{-3}$.
53,2±14,0		6,91±0,05			40,6±15,0		18,60±0,08		
42,8 ±11,0	-8,4	6,09±0,05	-		48,7±14,0	8,1	18,10±0,07	4,4	~8
34,7±9,1	-18,5	5,52±0,05	-		55,6±14,0	15,0	15,50±0,05	-	
63,7±17,0	10,5	9,23±0,06	5,3	~8	20,8±14,0	-19,8	24,40±0,23	2,1	~48

Будем считать центрами аннигиляции первого рода центры захвата позитронов зерна Fe с примесями (например, Cu,P и т.д.), дислокации, декорированные атомами железа и примесей, и включения второй фазы (например, нанокластеры Cu,P) и многое другое. Аннигиляция позитронов из этих состояний дает компоненту $I_{g1}(E_{g1})$. Центрами захвата второго рода могут служить вакансии Fe и их комплексы в стали LP, служащих глубокими позитронными центрами. Это дает нам право утверждать, что при отжиге центры захвата второго рода трансформируются в центры захвата с более глубокими позитронными уровнями. При этом аннигиляция позитронов протекает в основном на внешних электронах атома железа и заряженного иона Fe^{+2} [12], так как $E_{g1} \to U_1, E_{g2} \to U_2$.

Таким образом, по энергии в месте аннигиляции на внешних валентных электронах E можно также найти состав и радиусы нанообъектов (пор, вакансий, зерен и включений второй фазы – нанокластеров и возможно дислокаций, декорированных различными примесями и т.д.), используя только данные УРАФ. Для этого можно использовать выражение (1), связывающее энергию E аннигилирующей электронно-позитронной пары с полной шириной на полувысоте $\theta_{1/2}$. Так для образцов сплава LP (табл.2, п.1-4) рассчитанные по формуле (1) значения средних энергий аннигилирующих электрон-позитронных пар оказались равными $E_{g1} = 6,91; 6,09; 5,52; 9,23$ эВ и $E_{g2} = 18,60; 18,10; 15,50; 24,40$ эВ. Табличные значения энергий электронов (табл.3) внешних оболочек атомов железа и иона железа составляют величины 7,89 и 16,19 эВ [12]. Как видим, значения величин энергий E_{gi} и E(Fe) и $E(Fe^{+2})$ близки друг другу. Таким образом, позитроны аннигилируют в основном на внешних валентных электронах атомов железа «стенки» вакансий и комплексов вакансий. Можно полагать, что разность величин $E - E$(Fe) в эВ обусловлена вкладом энергии связи позитрона, находящегося в вакансиях в энергию аннигилирующих электронно-позитронных пар. В этом случае для определения размера вакансий рационально использовать также выражения вида (1). В этом выражении величины имеют размерности R_{sp} в Å, E в эВ. Таким образом, при значении $E = E_{g1} - E(Fe) = 9,23 - 7,89 = 1,34$ эВ размер пор равен 5,3 Å (табл.4).

Далее из табл.1 видим, что разность между интенсивностями гауссовых компонент I_{gi}(Irradiated), то есть облученными образцами стали LP, и I_{gi}(Not irradiated) (исходными необлученными образцами стали LP) в спектрах УРАФ, может быть записана в виде

$$\Delta I_{gi} = I_{gi}(Irradiated) - I_{gi}(NotIrradiated) \sim k_{tr}\tau_1, \qquad (2)$$

то есть среднее значение скорости захвата порами составляет величину

$$k_{tr} \sim \Delta I_{gi} / \tau_1 , \qquad (3)$$

Оценим значение k_{tr}, определяемое выражением (3), для значения $\Delta I_{g1} = 0{,}10$ (см. значения ΔI_{g1} в последней строке второго столбца табл.4) и значения $\tau_1 = (1{,}60 \pm 0{,}05) \cdot 10^{-10}$ с для железа. С этим значением ΔI_g по формуле (3) получаем $k_{tr} \cong 0{,}10 / 1{,}60 \cdot 10^{-10} = 6{,}25 \cdot 10^8$ с$^{-1}$.

Рассмотрение кинетической схемы аннигиляционных распадов и превращения позитронов в стали LP дает возможность получить связь между их скоростью захвата k_{tr} центрами первого рода и интенсивностью компоненты I_{g1} [1-7]

$$k_{tr} \cong I_{g1} \lambda_{cr}, \text{ с}^{-1} \qquad (4)$$

Величина скорости захвата k_{tr} в свою очередь может быть определена на основе известного выражения

$$k_{tr} = \sigma_{tr} \upsilon N_{tr}, \text{ с}^{-1} \qquad (5)$$

Здесь σ_{tr} – сечение захвата дефектами позитрона; v - скорость термализованного позитрона; N_{tr} – средняя концентрация дефектов (в дефектной области кристалла). Средняя тепловая скорость позитрона при комнатной температуре $T = 293K$ оценивалась по формуле $\upsilon = \left(8k_0 T / \pi m_+^*\right)^{1/2} \approx 1{,}05 \cdot 10^7$ см/с, где k_0 – постоянная Больцмана, $m_+^* \approx m_0$ – эффективная масса позитрона, $m_0 = 9{,}1 \cdot 10^{-28}$ г – масса свободного позитрона. Предполагаем, что сечение захвата позитронов центрами захвата примерно равно среднему значению площади геометрического сечения дефекта $\sigma_{tr} \approx \pi R_{tr}^2 = 3{,}14 \cdot 0{,}25 \cdot 10^{-14} \approx 8 \cdot 10^{-15}$ см^2 (приняли, что $R_{sp} \approx 0{,}5$ нм). Имея определенные нами выше значения $R_{tr} \approx 0{,}5 \cdot 10^{-7}$ см, k_{tr} и v, определили по формуле (5) среднее значение центров захвата позитронов в облученных образцах стали $N_{tr} = k_{tr} / \sigma_{tr} v = 6{,}25 \cdot 10^8 / 8 \cdot 10^{-15} \cdot 10^7 \approx 8 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$. В случае наличия отжига $R_{sp} \approx 2\overset{0}{A}$ и для центров захвата второго рода аналогично получаем $N_{tr} \sim 4{,}8 \cdot 10^{16}$ см$^{-3}$ (см. табл.4).

Далее из табл.1 видим, что разность между интенсивностями гауссовых компонент I_{gi} (Irradiated), то есть облученными образцами стали LP, и I_{gi} (Not irradiated) (исходными необлученными образцами стали LP) в спектрах УРАФ, может быть записана в виде

$$\Delta I_{gi} = I_{gi}(Irradiated) - I_{gi}(NotIrradiated) \sim k_{tr} \tau_1 , \qquad (2)$$

то есть среднее значение скорости захвата порами составляет величину

$$k_{tr} \sim \Delta I_{gi} / \tau_1 , \qquad (3)$$

Оценим значение k_{tr}, определяемое выражением (3), для значения $\Delta I_{g1} = 0{,}10$ (см. значения ΔI_{g1} в последней строке второго столбца табл.4) и значения $\tau_1 = (1{,}60 \pm 0{,}05) \cdot 10^{-10}$ с для железа. С этим значением ΔI_g по формуле (3) получаем $k_{tr} \cong 0{,}10 / 1{,}60 \cdot 10^{-10} = 6{,}25 \cdot 10^8$ с$^{-1}$.

Рассмотрение кинетической схемы аннигиляционных распадов и превращения позитрона в стали LP дает возможность получить связь между их скоростью захвата k_{tr} центрами первого рода и интенсивностью компоненты I_{g1} [1–7]

$$k_{tr} \cong I_{g1} \lambda_{cr}, \text{ с}^{-1} \qquad (4)$$

Величина скорости захвата k_{tr} в свою очередь может быть определена на основе известного выражения

$$k_{tr} = \sigma_{tr} \upsilon N_{tr}, \text{ с}^{-1} \qquad (5)$$

Здесь σ_{tr} – сечение захвата дефектами позитрона; v – скорость термализованного позитрона; N_{tr} – средняя концентрация дефектов (в дефектной области кристалла). Средняя те-

пловая скорость позитрона при комнатной температуре $T = 293K$ оценивалась по формуле $\upsilon = \left(8k_0T/\pi m_+^*\right)^{1/2} \approx 1,05\cdot 10^7$ см/с, где k_0 – постоянная Больцмана, $m_+^* \approx m_0$ – эффективная масса позитрона, $m_0 = 9,1\cdot 10^{-28}$ г – масса свободного позитрона. Предполагаем, что сечение захвата позитронов центрами захвата примерно равно среднему значению площади геометрического сечения дефекта $\sigma_{tr} \approx \pi R_{tr}^2 = 3,14\cdot 0,25\cdot 10^{-14} \approx 8\cdot 10^{-15}$ см^2 (приняли, что $R_{sp} \approx 0,5$ нм). Имея определенные нами выше значения $R_{tr} \approx 0,5\cdot 10^{-7}$ см, k_{tr} и v, определили по формуле (5) среднее значение центров захвата позитронов в облученных образцах стали $N_{tr} = k_{tr}/\sigma_{tr}v = 6,25\cdot 10^8/8\cdot 10^{-15}\cdot 10^7 \approx 8\cdot 10^{15}$ см$^{-3}$. В случае наличия отжига $R_{sp} \approx 2\overset{0}{A}$ и для центров захвата второго рода аналогично получаем $N_{tr} \sim 4,8\cdot 10^{16}$ см$^{-3}$ (см. табл.4).

О связанных состояниях позитрона на вакансиях и порах в металлах. Определение размеров радиусов пор в ангстремных диапазонах методом ВРАФ

Исследование вакансий различного состава, разупорядоченных областей (РО) и пор диаметром менее 100 Å (10 нм) в материалах, используемых в ядерном материаловедении и электронной техники, методом позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) имеет вполне определенные перспективы [13-15]. При этом предполагаем, что атом позитрония, например, в металлах отсутствует, а вакансии и поры являются эффективными ловушками позитронов. Аннигиляция позитронов из связанных состояний приводит в спектрах временного распределения аннигиляционных фотонов (ВРАФ) к более долгому времени жизни относительно двухквантовой аннигиляции и сужению кривых углового распределения аннигиляционных фотонов (УРАФ). Поэтому большое значение имеют теоретические модели связанных состояний позитрона на вакансиях металлов [13-15], позволяющих связывать между собой основные характеристики вакансий и процесса аннигиляции. Наряду с «точными» численными расчетами при этом используются и простые аналитические модели. Ниже предлагается одна из таких возможных моделей.

Обоснование расчетной модели

В работе Мори [14] было рассмотрено связанное состояние позитрона в алюминии на простых вакансиях в рамках теории позитронного псевдопотенциала, то есть

$$H\psi_t^{PS}(\bar{r}) + E_t\psi_t^{PS}(\bar{r}) = 0, \tag{6}$$

$$H = -\frac{\hbar^2}{2m_t}\nabla^2 + V_t(\bar{r}), \tag{7}$$

Здесь $\psi_t^{PS}(\bar{r})$ – позитронная волновая функция метода псевдопотенциала, $V_t(r)$ – потенциал позитрона в поле вакансии, E_t – энергия связи позитрона с вакансией.

Расчет потенциала $V_t(r)$ показал [14], что он очень близок по форме к модели потенциала в прямоугольной потенциальной яме, причем $|V_t^{\min}| >> |E_t|$, а «пространственное расположение» позитронной волновой функции составляет величину порядка 8 Å, что гораздо больше размера моновакансии. Это позволяет использовать для модели связанного состояния позитрона приближение модели прямоугольной потенциальной ямы, так как эффективный радиус взаимодействия между позитроном и вакансией мал.

Расчетная модель

В приближении модели прямоугольной потенциальной ямы потенциал позитрона, входящий в уравнение (7), имеет вид

$$V_t(r) = V_0 \quad \text{при } r < R, \tag{8}$$

$$V_t(r) = 0 \quad \text{при } r > R,$$

где R – радиус вакансии.

Для основного состояния позитрона или возбужденных s-состояний ($l = 0$) волновая функция позитрона сферически симметрична. При этом подстановка $\psi_t(\bar{r}) = U(r)/r$ позволяет записать уравнение Шредингера в виде

$$\frac{d^2U}{dr^2} + \frac{2m_t}{\hbar^2}[E_t - V_t(\bar{r})]U = 0 \tag{9}$$

Как известно [13], решение уравнения (9) с потенциалом (8) имеет вид

$$U = A\sin kr \quad \text{при } r < R, \tag{10}$$

$$U = B\exp(-\gamma r) \quad \text{при } r > R, \tag{11}$$

где

$$k = \sqrt{2m_t(V_t - E_t)}/\hbar$$

$$\gamma = \sqrt{2m_t E_t}/\hbar \tag{12}$$

Соотношение же между глубиной и шириной потенциальной ямы при этом определяются трансцендентным уравнением

$$\mathrm{ctg}kR = -\gamma/k \tag{13}$$

Согласно [14], выражение (13), удовлетворяющее минимальному значению аргумента kR, перепишется в виде

$$\sin kr = 1/\sqrt{1 + \mathrm{ctg}^2 kR} = \frac{k \cdot R}{k_0 \cdot R}, \tag{14}$$

где $$k_0^2 = k^2 + \gamma^2 = \frac{2m_t}{\hbar^2}V_t$$

Если положить $kR = \frac{\pi}{2}(1+\alpha)$ лежащем уже в первой четверти $(1 > \alpha > 0)$, то

$$\cos\frac{\pi}{2}\alpha = \frac{\pi}{2k_0R}(1+\alpha) \tag{15}$$

Решение этого уравнения легко находится графическим способом, а отсюда уже определяется спектр энергетических уровней позитрона в вакансии. Первый корень уравнения (15) появляется в предельном случае

$$k_0R = \pi/2 \tag{16}$$

При этом $E_t = 0$. Подставляя сюда значение k_0 из (14), получаем связь между $V_t^{\min}$ и R

$$V_t^{\min} \cdot R^2 = \pi^2\hbar^2/8m_+ \tag{17}$$

Отсюда же можно определить и значение $V_t^{\min}$, при котором появляется связанное состояние позитрона при заданном размере вакансии или поры ($a = 2R$)

$$V_t^{\min} = \pi^2\hbar^2/8m_+R^2 = \pi^2\hbar^2/2m_+a^2 \tag{18}$$

Так как волновая функция позитрона центрирована относительно вакансии, то вероятность нахождения позитрона в кристалле P (снаружи вакансии) равна

$$P = 1 - \int_0^R |\psi_t(\bar{r})|^2\, d\bar{r} = \int_R^\infty |\psi_t(\bar{r})|^2\, d\bar{r}, \tag{19}$$

а вероятность аннигиляции $\lambda_V \equiv \lambda_d$ позитрона, связанного с вакансией, равна

$$\lambda_V = \lambda_t P, \tag{20}$$

где $\lambda_t \equiv \lambda_1$ – вероятность аннигиляции позитрона в объеме кристалла.

Таким образом, ход волновой функции в области самой вакансии при расчете λ_d практически несущественен. Для оценок величины P, как и в случае дейтрона [15], можно использовать волновую функцию вида

$$\psi_t(\bar{r}) = (\beta / 2\pi)^{1/2} \exp(-\beta r), \tag{21}$$

где

$$\beta = \frac{2m_t V_t}{\hbar} \tag{22}$$

Подставляя (21) в (19) с учетом (20), находим

$$\lambda_d = \lambda_1 \cdot e^{-\beta a} \tag{23}$$

Результаты расчетов и выводы

Отсюда по экспериментальным значениям τ_1 и τ_d легко определить значение произведения параметров βa. В табл.5 приведены экспериментальные значения τ_1 и τ_d в железе [16-19]. По этим значениям τ_1 и τ_d из формулы (23) определили среднее значение $\overline{\beta} = 0,21$ из значений τ_1 и τ_d для моновакансий, дивакансий и тривакансий в железе. Там же приведены оценки радиусов дефектов вакансионного типа в железе по формуле (23) со значением $\overline{\beta} = 0,21$.

Таблица 5 – Дефекты вакансионного типа, времена жизни позитронов и радиусы вакансий в железе

Material	Positron lifetime, τ_d (ps) [16-20]	Радиусы вакансий, R_n, Å Расчет по формуле (23)	Ионный радиус, $R_n \approx R_1 \cdot n$, Å, $n = 1,2,...,6$ [12]	Показатель экспоненты β, Å^{-1}
Fe-bulk	110			$\overline{\beta} = 0,210$
Fe-dislocations	165	1,0		
Fe-monovacancy	175	1,1	0,8	0,290
Fe-divacancy	197	1,4	~ 1,6	0,182
Fe-3 vacancy cluster	232	1,8	~ 2,4	~ 0,155
Fe-4 vacancy cluster	262	2,1	~ 3,2	
Fe-6 vacancy cluster	304	2,4	~ 4,8	

Предложена методика определения методом позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС) размера вакансий и пор в металлах в ангстремном и нанометровом диапазонах. Приведены оценки радиусов дефектов вакансионного типа в железе по предложенной методике.

Таким образом, простая аналитическая модель связанного состояния позитрона может быть с успехом использована для качественного объяснения особенностей процесса аннигиляции в дефектных металлах и оценок радиусов вакансий и пор малых (ангстремных и нанометровых) размеров.

Заключение. По методу УРАФ определены химический состав среды в месте аннигиляции: на внешних валентных электронах атомов кремния «стенки» вакансии (поры), размеры и концентрации нанодефектов в нанокристаллических металлах и сплавах и конструкционных материалов.

Список использованных источников

1. Е.П.Прокопьев, В.И.Графутин, С.П.Тимошенков, Ю.В.Фунтиков. Определение размеров нанообъектов в пористых системах и дефектных твердых телах. Часть I. Интеграл. 2008. №6(44). С.4-6. Часть II. 2009. №1(45). С.10-12.

2. С.П. Тимошенков, Е.П. Прокопьев, В.В.Калугин, В.И. Графутин, О.М Бритков; С.С.Евстафьев. Позитроника и нанотехнологии: Определение радиусов нанообъектов в пористых системах и некоторых дефектных материалах методом ПАС. Часть I. Оборонный комплекс – научно-техническому прогрессу России. 2008. №4. С.28-36.
3. С.П. Тимошенков, Е.П. Прокопьев, В.И. Графутин, И.М Бритков; Ю.В.Фунтиков. Позитроника и нанотехнологии: Определение радиусов нанообъектов в пористых системах и некоторых дефектных материалах методом ПАС. Часть 2. Оборонный комплекс – научно-техническому прогрессу России. 2008. №4. С.36-43.
4. В.И.Графутин, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясищева, Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенков, Ю.В.Фунтиков, Р.Бурцл. Позитроника и нанотехнологии: возможности изучения нанообъектов в материалах и наноматериалах методом позитронной аннигиляционной спектроскопии. Ядерная физика. Т.72. №10. 2009. С.1730-1739.
5. V. I. Grafutin, E. P. Prokop'ev, S. P. Timoshenkov, S. S. Evstaf'ev and Yu. V. Funtikov. Positronics and nanotechnologies: Possibilities of studying nanoobjects in critical engineering materials using positron annihilation spectrometry. Russian Microelectronics. 2009. Vol. 38, №6. P.418-428.
6. Графутин В.И., Илюхина О.В., Мясищева Г.Г., Прокопьев Е.П., Тимошенков С.П., Фунтиков Ю.В. Позитроника нанообъектов в пористых и дефектных системах на основе кремния и кварца. Украинский физический журнал. 2009. Т.54. №5. С.443-453.
7. Графутин В.И., Прокопьев Е.П., Тимошенков С.П., Фунтиков Ю.В. Позитроника и нанотехнологии: Определение размеров нанообъектов в пористых системах, наноматериалах и некоторых дефектных материалах методом позитронной аннигиляционной спектроскопии (обзор). Заводская лаборатория. 2009. Т.75. №6. С.27-36.
8. В.И. Графутин, А.В.Грушевский, А.Г.Залужный, И.В.Калугин, Е.П. Светлов- Прокопьев, С.П. Тимошенков, Ю.В. Фунтиков. Определение размеров нанообъектов в некоторых дефектных и пористых системах методом позитронной аннигиляции. Журнал «Проблемы черной металлургии и материаловедения». 2009. №2. С.74-80.
9. В.И.Графутин, Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенков, Ю.В.Фунтиков. Определение радиусов нанообъектов в пористых системах и некоторых дефектных материалах методом позитронной аннигиляционной спектроскопии. Поверхность. Рентгеновские, Синхротронные и нейтронные изучения. 2009. №12. С.24-32.
10. V. I. Grafutin, E. P. Prokop'ev, S. P. Timoshenkov, Yu. V. Funtikov. Determination of Radii of Nanoobjects in Porous Systems and Some Defective Materials by Positron Annihilation Spectroscopy. Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. 2009. Vol. 3, No. 6. p. 917–925.
11. Р.Бурцл, В.И.Графутин, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясищева, Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенков, Ю.В.Фунтиков. Возможности изучения нанообъектов в пористом кремнии и подложках кремния, облученных протонами, методом позитронной аннигиляционной спектроскопии. Физика твердого тела. 2010. Т.52. Вып.4. С.651-654.
12. Физические величины: Справочник / А.П.Бабичев, Н.А.Бабушкина, А.М.Братковский и др. Под редакцией И.С.Григорьева, Е.З.Мейлихова. - М.: Энергоатомиздат, 1991. - 1232 с.
13. Е.П. Прокопьев. Простая модель связанного состояния позитрона на вакансиях металлов // В кн.: "Радиационные дефекты в металлах. Материалы 2 Всесоюзного совещания. Наука, Алма-Ата,1980. С.59-62.
14. G.Mori // J. Phys. F7, L89 (1977).
15. Е.П.Прокопьев. Диффузионно-аннигиляционная модель распада позитронных состояний на сферических дефектах в металлах // Письма в ЖТФ 81, вып.11-12, 680 (2005).
16. P. Hautojärvi, L. Pöllönen, A. Vehanen, J. Yli-Kauppila. J. Nucl. Mater.114 (1983) 250

A. Vehanen, P. Hautojärvi, J. Johansson, J. Yli-Kauppila, P. Moser. Phys. Rev. B25 (1982) 762

17. G. Brauer, M. Sob, J. Kocik. Report ZfK-647 (1990)
18. P. Hautojärvi, L. Pöllönen, A. Vehanen, J. Yli-Kauppila, J. Nucl. Mater.114 (1983) 250

ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИПРОПИЛЕН/ОРГАНОГЛИНА

Джангуразов Б. Ж., Козлов Г. В., Микитаев А. К.
Кабардино-Балкарский государственный университет, г. Нальчик, Россия
E-mail: i_dolbin@mail.ru

DEFORMABILITY OF NANOCOMPOSITES POLYPROPYLENE/ORGANOCLAY

Dzhangurazov B. Zh., Kozlov G. V., Mikitaev A. K.
Kabardino-Balkarian State University, Nal'chik, Russia
E-mail: i_dolbin@mail.ru

It has been shown that raising of reinforcement degree, characterized by elasticity modulus growth, results to reduction of nanocomposites polypropylene/organoclay deformability. The indicated effect is explained by decreasing or suppression of crystalline macromolecular sequences of crystallites from folded chains.

Показано, что повышение степени усиления, характеризуемое ростом модуля упругости, приводит к снижению деформируемости нанокомпозитов полипропилен/органоглина. Указанный эффект объясняет уменьшением или подавлением распрямления кристаллических макромолекулярных последовательностей кристаллитов из сложенных цепей.

Слоевые силикаты, в частности, Na^+-монтмориллонит (природная глина) являются перспективными природными материалами для использования в качестве нанонаполнителей при получении полимерных нанокомпозитов [1, 2]. Как правило, введение небольших количеств органоглины (до 10 масс. %) в полимерную матрицу приводит к существенному повышению модуля упругости и предела текучести получаемых таким образом нанокомпозитов, но резко снижает их пластичность, характеризуемую предельной деформацией до разрушения ε_p, по сравнению с матричным полимером. Так, авторы [3] исследовали структуру и деформационное поведение нанокомпозитов на основе полипропилена (ПП), наполненных модифицированным Na^+-монтмориллонитом, и обнаружили снижение ε_p на два порядка при введении 2,5-10 масс. % органоглины. Аналогичный эффект наблюдался и для других нанокомпозитов с аморфной стеклообразной [4] и аморфно-кристаллической [5, 6] матрицей. Такой достаточно сильный и общий эффект требует более тщательного исследования. Поэтому целью настоящей работы является структурный анализ причин резкого уменьшения пластичности при введении слоевого силиката на примере нанокомпозитов полипропилен/Na^+-монтмориллонит [3].

Использованы данные работы [3] для нанокомпозитов на основе изотактического ПП промышленного производства фирмы Shell Co., наполненных Na^+-монтмориллонитом с массовым содержанием последнего $W_н$ = 2,5; 5,0 и 10,0 масс. %. В качестве модификаторов использованы: диоктадецилдиметиламмоний бромид (ДОДАБ) плюс блок-сополимер полиэтиленоксид-полиэтилен (ПЭО-ПЭ) (условное обозначение нанокомпозита ПП/ММТ-1); ПЭО-ПЭ (ПП/ММТ-2); ДОДАБ плюс ПЭО-ПЭ с изобутиленом (ПП/ММТ-3) и ПЭО-ПЭ плюс изобутилен (ПП/ММТ-4). Подробное описание методик приготовления образцов дано в работе [3].

Механические испытания нанокомпозитов выполнены на пленочных образцах длиной 10 мм, шириной 3 мм и толщиной 0,2 мм, полученных прессованием из расплава при 473 К. Испытания проводились при температуре 293 К и скорости деформации $8{,}3\times10^{-3}$ $с^{-1}$ [3].

Сравнение результатов механических испытаний нанокомпозитов ПП/ММТ обнаружило, что увеличение степени усиления $E_н/E_м$ ($E_н$ и $E_м$ – модули упругости нанокомпозита и матричного полимера, соответственно) сопровождается снижением пластичности этих материалов, характеризуемой предельной деформацией до разрушения ε_p. На рис. 1 приведено соотношение параметров $E_н/E_м$ и ε_p в логарифмических координатах для исследуемых нано-

композитов. Из данных этого рисунка следует резкое нелинейное снижение ε_p по мере роста $E_н/E_м$ и при $E_н/E_м \approx 3$ величина ε_p близка к нулю ($\varepsilon_p \approx 2{,}5$ %). Как известно [2], степень усиления можно определить согласно следующему перколяционному уравнению:

$$\frac{E_н}{E_м} = 1 + 11\left(\varphi_н + \varphi_{мф}\right)^{1{,}7}, \qquad (1)$$

где $\varphi_н$ и $\varphi_{мф}$ – относительные объемные доли нанонаполнителя и межфазных областей, соответственно.

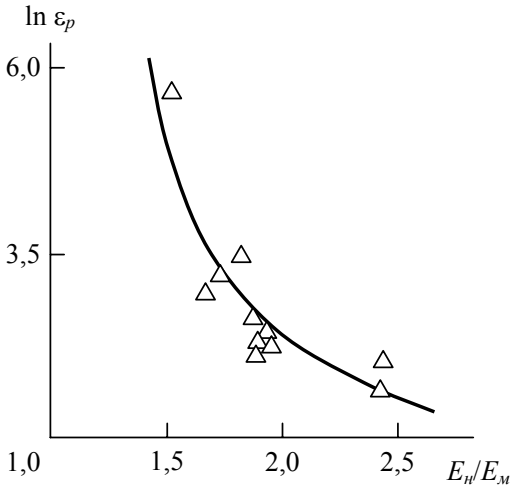


Рисунок 1 – Зависимость предельной деформации до разрушения ε_p от степени усиления $E_н/E_м$ в логарифмических координатах для нанокомпозитов ПП/ММТ. Вертикальные штриховые линии на рис. 1 и 2 соответствуют критерию $f = 2$.

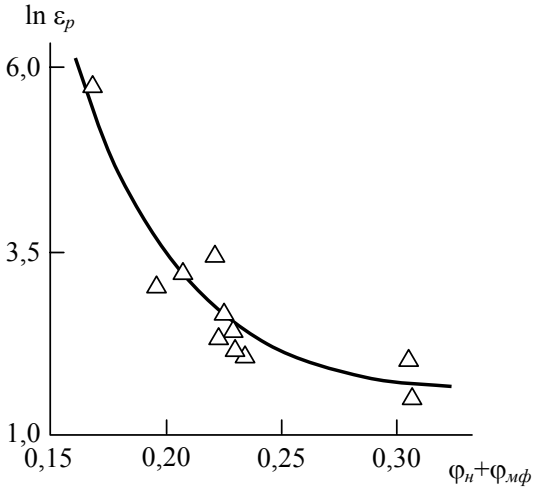


Рисунок 2 – Зависимость предельной деформации до разрушения ε_p от суммы относительных долей нанонаполнителя $\varphi_н$ и межфазных областей $\varphi_{мф}$ в логарифмических координатах для нанокомпозитов ПП/ММТ.

Как следует из уравнения (1), увеличение содержания твердотельной компоненты структуры нанокомпозитов, определяемого суммой ($\varphi_н + \varphi_{мф}$), приводит к росту степени усиления $E_н/E_м$ и, следовательно, к снижению ε_p. Графически этот эффект показан на рис. 2, где приведена зависимость ε_p от ($\varphi_н + \varphi_{мф}$) в логарифмических координатах для нанокомпозитов ПП/ММТ.

Рассмотрим теоретическую трактовку приведенных на рис. 1 и 2 эмпирических корреляций. Как известно [7], теоретически предельную деформацию до разрушения можно определить согласно уравнению:

$$\varepsilon_p = C_\infty^{D_ц - 1} - 1, \qquad (2)$$

где C_∞ – характеристическое отношение, которое является показателем статистической гибкости полимерной цепи [8], $D_ц$ – фрактальная размерность участка полимерной цепи между точками ее фиксации (узлами химической сшивки, физическими зацеплениями, областями локального и дальнего порядка и т.п.), характеризующая уровень молекулярной подвижности полимерного материала [9].

Для оценки параметров C_∞ и $D_ц$ сначала необходимо рассчитать фрактальную (Хаусдорфову) размерность d_f структуры нанокомпозита, что можно сделать согласно уравнению [10]:

$$d_f = (d - 1)(1 + \nu), \qquad (3)$$

где d – размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, в нашем случае d=3), ν - коэффициент Пуассона, оцениваемый по результатам механических испытаний с помощью соотношения [11]:

$$\frac{\sigma_T}{E_н} = \frac{1 - 2\nu}{6(1 + \nu)}, \qquad (4)$$

где σ_T – предел текучести нанокомпозита.

Молекулярная C_∞ и структурная d_f характеристики полимерного материала связаны между собой соотношением [9]:

$$C_\infty = \frac{2d_f}{d\left(d-1\right)\left(d-d_f\right)} + \frac{4}{3}. \quad (5)$$

Кроме нанонаполнителя и межфазных областей, в структуре аморфно-кристаллической матрицы нанокомпозитов ПП/ММТ есть еще два типа плотноупакованных областей: области локального (кластеры) и дальнего (кристаллиты) порядка с относительными долями $\varphi_{кл}$ и K, соответственно. Величину K определяли согласно эмпирическому уравнению [12]:

$$K = 0,32C_\infty^{1/3}. \quad (6)$$

Оценки, согласно уравнению (6), дают значения степени кристалличности K для исследуемых нанокомпозитов в интервале 0,51–0,59, что хорошо согласуется с литературными данными для ПП [13].

Значение $\varphi_{кл}$ можно рассчитать с помощью следующего фрактального соотношения [9]:

$$d_f = 3 - 6\left(\frac{\varphi_{кл}}{C_\infty S}\right)^{1/2}, \quad (7)$$

где S – площадь поперечного сечения макромолекулы, равная для ПП 26,9 Å^2 [14].

Для аморфно-кристаллических полимерных материалов используется приведенное значение $\varphi_{кл}$ ($\varphi_{кл}^{пр}$), которое равно [12]:

$$\varphi_{кл}^{пр} = \varphi_{кл}\left(1-K\right), \quad (8)$$

поскольку области локального порядка (кластеры) концентрируются в аморфной фазе аморфно-кристаллического полимера [9].

С учетом вышесказанного для полимерных нанокомпозитов величину $D_ц$ можно рассчитать с помощью уравнения [9]:

$$\frac{2}{\varphi_{кл}^{пр} + \varphi_н + \varphi_{мф}} = C_\infty^{D_ц}. \quad (9)$$

Сравнение экспериментальных ε_p и рассчитанных согласно уравнению (2) ε_p^T значений предельной деформации до разрушения приведено в табл. 1.

Таблица 1 –Значения предельной деформации до разрушения ε_p, ε_p^T и параметра складывания f для нанокомпозитов ПП/ММТ

Нанокомпозит	Содержание ММТ, масс. %	ε_p, %	ε_p^T, %	f
ПП/ММТ-1	5	8	12	0,64
	10	4	9	0,65
ПП/ММТ-2	2,5	11	23	0,61
	5	14	22	0,65
	10	9	18	0,63
ПП/ММТ-3	2,5	10	25	0,61
	5	8	19	0,61
	10	6	28	0,62
ПП/ММТ-4	2,5	345	86	2,80
	5	33	44	0,75
	10	23	29	0,70

Как можно видеть, получено достаточно хорошее соответствие теории и эксперимента, хотя в большинстве случаев выполняется условие $\varepsilon_p^T > \varepsilon_p$. Последнее наблюдение объясня-

ется двумя факторами. Во-первых, степенная зависимость уравнения (2) дает повышенную погрешность. Во-вторых, теоретическая величина ε_p^T определяется для идеального бездефектного нанокомпозита, тогда как в реальных материалах всегда существуют дефекты, приводящие к снижению ε_p по сравнению с ε_p^T.

Единственное существенное расхождение наблюдается для нанокомпозита ПП/ММТ-4 с содержанием ММТ 2,5 масс. % (ε_p = 345 %, ε_p^T=86 %). Рассмотрим физические основы этого расхождения. Джент и Мэден предположили [15], что деформация аморфно-кристаллических полимеров происходит в результате распрямления кристаллических и аморфных макромолекулярных последовательностей и в этом случае величину предельной кратности вытяжки λ_p, которая равна $(1+\varepsilon_p)$, можно выразить через число раз f, которые макромолекула проходит через один и тот же кристаллит:

$$\frac{1}{\lambda_p} = \frac{K}{f} + \frac{(1-K)^{1/2}}{n^{1/2}}, \qquad (10)$$

где n – число эквивалентных статистических звеньев между узлами макромолекулярных зацеплений в расплаве. В настоящей работе принято n = 225 [16].

Понятно, что величина f определяет число складок, которые распрямляются в процессе деформирования. Для участия в указанном процессе кристаллитов из сложенных цепей необходимо выполнение условия $f \geq 2$. В табл. 1 приведены значения f для исследуемых нанокомпозитов, полученные согласно уравнению (10) с использованием экспериментальных величин λ_p. Как можно видеть, условие $f \geq 2$ выполняется только для нанокомпозита ПП/ММТ-4 с содержанием ММТ 2,5 масс. %. В этом случае теоретическое значение ε_p ($\varepsilon_p^{скл}$) можно определить согласно следующему уравнению:

$$\varepsilon_p^{скл} = \varepsilon_p^T f + \varepsilon_p^T = \varepsilon_p^T (f+1). \qquad (11)$$

Расчет согласно уравнению (11) дает величину $\varepsilon_p^{скл}$=327 %, что хорошо согласуется с экспериментальным значением ε_p = 345 % для рассматриваемого нанокомпозита. На рис. 1 и 2 вертикальные штриховые линии указывают критические значения $E_н/E_м$ и $(\varphi_н + \varphi_{мф})$, соответствующие критерию f=2. Этот критерий указывает, что при $E_н/E_м \geq 1{,}5$ или $(\varphi_н + \varphi_{мф}) \geq 0{,}17$ в исследуемых нанокомпозитах подавляется распрямление кристаллических последовательностей кристаллитов из сложенных цепей ПП в процессе деформирования, а возможна только вытяжка цепей в аморфных и межфазных областях с f<1, что приводит к резкому снижению пластичности указанных материалов. Аналогичный расчет для матричного ПП дал следующие значения параметров: ε_p^T = 127 %, f = 8,7, $\varepsilon_p^{скл}$=1232 %, что хорошо согласуется с величиной ε_p = 901 % [3].

Таким образом, полученные в настоящей работе результаты показали, что повышение степени усиления нанокомпозитов, обусловленное ростом суммарной относительной доли нанонаполнителя и межфазных областей, приводит к снижению их пластичности характеризуемой предельной деформацией до разрушения. Теоретический анализ обнаружил, что это снижение определяется уменьшением или подавлением распрямления кристаллических макромолекулярных последовательностей кристаллитов из сложенных цепей. В свою очередь, распрямление аморфных или кристаллических последовательностей из кластеров или кристаллитов с вытянутыми цепями дает существенно меньшие значения предельной деформации до разрушения.

Список использованных источников

1. Микитаев А.К., Каладжян А.А., Леднев О.Б., Микитаев М.А. Нанокомпозитные полимерные материалы на основе органоглин. // Пласт. массы. – 2004. - № 12. – С. 45-50.

2. Маламатов А.Х., Козлов Г.В., Микитаев М.А. Механизмы упрочнения полимерных нанокомпозитов. М.: Изд-во РХТУ им. Менделеева, 2006. – 240 с.
3. Антипов Е.М., Баранников А.А., Герасин В.А., Шклярук Б.Ф., Цамалашвили Л.А., Fisher H.R., Разумовская И.В. Структура и деформационное поведение нанокомпозитов на основе полипропилена и модифицированных глин. // Высокомолек. соед. А. – 2003. – Т. 45, № 11. – С. 1885-1899.
4. Yoon P.J., Hunter D.L., Paul D.R. Polycarbonate nanocomposites. Part 1. Effect of organoclay structure on morphology and properties. Polymer. – 2003. – V. 44, № 18. – P. 5323-5339.
5. Hotta S., Paul D.R. Nanocomposites formed from linear low density polyethylene and organoclays. // Polymer. – 2004. – V. 45, № 21. – P. 7639-7654.
6. Pegoretti A., Dorigato A., Penati A. Tensile mechanical response of polyethylene-clay nanocomposites. // EXPRESS Polymer Lett. – 2007. – V. 1, № 3. – P. 123-131.
7. Козлов Г.В., Сердюк В.Д., Долбин И.В. Фрактальная геометрия цепи и деформируемость аморфных стеклообразных полимеров. // Материаловедение. – 2000. - № 12. – С. 2-5.
8. Будтов В.П. Физическая химия растворов полимеров. СПб.: Химия, 1992. – 384 с.
9. Козлов Г.В., Новиков В.У. Кластерная модель аморфного состояния полимеров. // Успехи физических наук. – 2001. – Т. 171, № 7. – С. 717-764.
10. Баланкин А.С. Упругие свойства фракталов и динамика хрупкого разрушения твердых тел. // Физика твердого тела. – 1992. – Т. 34, № 4. – С. 1245-1258.
11. Козлов Г.В., Сандитов Д.С. Ангармонические эффекты и физико-механические свойства полимеров. Новосибирск: Наука, 1994. – 261 с.
12. Алоев В.З., Козлов Г.В. Физика ориентационных явлений в полимерных материалах. Нальчик: Полиграфсервис и Т, 2002. – 288 с.
13. Калинчев Э.Л., Саковцева М.Б. Свойства и переработка термопластиков. Л.: Химия, 1983. – 288 с.
14. Aharoni S.M. Correlations between chain parameters and failure characteristics of polymers below their glass transition temperature. // Macromolecules. – 1985. – V. 18, № 12. – P. 2624-2630.
15. Gent A.N., Madan S. Plastic yielding of partially crystalline polymers. // J. Polymer Sci.: Part B: Polymer Phys. – 1989. – V. 27, № 7. – P. 1529-1542.
16. Козлов Г.В., Сандитов Д.С., Сердюк В.Д. О типе надсегментальных образований в аморфном состоянии полимеров. // Высокомолек. соед. Б. – 1993. – Т. 35, № 12. – С. 2067-2069.

СТРУКТУРНЫЕ И ТЕКСТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ Х18Н10Т В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р., Лебедева Н. В., Михайлов – Смольняков М. С.
ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия
E-mail: BBarakhtin@mail.ru

THE STRUCTURES AND TEXTURES CHANGING IN H18N10T STEEL AT THE HOT PRESS DEFORMING

Barakhtin B. K., Vargasov N. R., Lebedeva N. V., Mihailov-Smolnjakov M. S.
CRISM "Prometey", S-Petersburg, Russia
E-mail: BBarakhtin@mail.ru

The H18N10T steel samples have deformed by pressure at temperatures 900-1200^{0}C and deform velocity 10^{-2}–10^{-2} mm/c. The communication between dislocations structures and textures was determined.

Издревле металлические материалы обрабатываются путем их пластической деформации, которая наилучшим образом осуществляется при высоких температурах, как правило, при $T > 0{,}6T_{пл}$. ($T_{пл}$ – температура плавления металла). Такая «горячая» пластическая обработка металлов и сплавов является одним из самых распространенных способов формоизменения полуфабрикатов, которые в различных промышленных технологиях реализуются в

широком диапазоне температур и скоростей деформации. К настоящему времени для условий горячей деформации сформулированы научные основы управления структурой и свойствами материалов, построены карты технологических процессов [1–3]. Тем не менее необходимо констатировать, что накопленные за многие годы экспериментальные данные о поведении сталей и сплавов в условиях высоких температур и динамических нагрузок еще не получили должного обобщения. А в связи с постоянным ростом требований, которым должны соответствовать материалы XXI века, и совершенствованием технологий их производства, интерес к горячей деформации не ослабевает. Поэтому в последние годы значительно увеличилось количество теоретических и экспериментальных исследований процессов, определяющих структурно-механическое состояние металлов и сплавов в условиях горячей (теплой) деформации и динамического нагружения [4, 5].

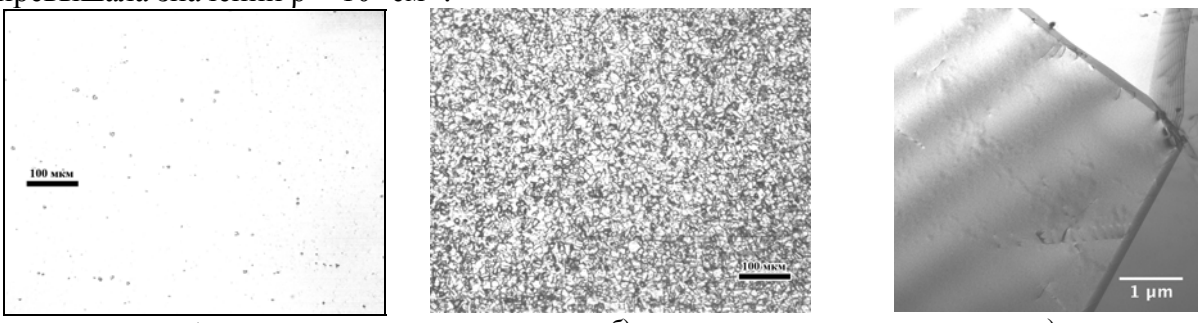
Горячая пластическая деформация металлов – термодинамически неравновесный процесс, который характеризуется нелинейными связями между напряжением, степенью и скоростью деформации, температурой. Например, влияние температурного фактора проявляется в том, что происходящие изменения структурно-механического состояния обусловлены активностью нескольких, в том числе термоактивируемых, механизмов, которые вовлекают в эволюционный процесс разные по масштабам и кинетике ансамбли дефектов кристаллического строения: вакансии, дислокации, границы и зерна. Помимо температуры скорость механического воздействия также оказывает заметное влияние на результат. Так, в ходе активной пластической деформации благодаря интенсивной фрагментации [6] происходит образование новых структурных состояний на фоне эволюции и разрушения исходной структуры. Надежными индикаторами происходящих процессов являются дислокационные формирования и текстурные карты, поскольку и те, и другие по своей физической природе связаны с полями действующих (эффективных) напряжений и деформацией.

Целью работы являлось обнаружение взаимосвязей между дислокационными структурами и текстурой в разных температурно-скоростных условиях горячего сжатия.

Методика экспериментов

Пластометрическим испытаниям была подвергнута коррозионно-стойкая аустенитная сталь 08Х18Н10Т, химический состав которой соответствовал (ГОСТ 5632).

В состоянии катаных прутков металлургическое качество металла характеризовалась недеформируемыми силикатами и карбонитридами, которые по шкалам ГОСТ 1778 соответствовали 2 баллу (рис.1). Внутреннее строение, выявленное электрохимическим травлением в 10% растворе щавелевой кислоты, представлено равноосными зернами диаметром 15±5 мкм (9 балл по шкалам ГОСТ 5639), в которых до деформации плотность дислокаций не превышала значений $\rho \sim 10^5$ см$^{-2}$.



а) *б*) *в*)

Рисунок 1 – Неметаллические включения (*а*), структура зерен (*б*) и равновесных границ (*в*) в исходном состоянии образцов стали 08Х18Н10Т.

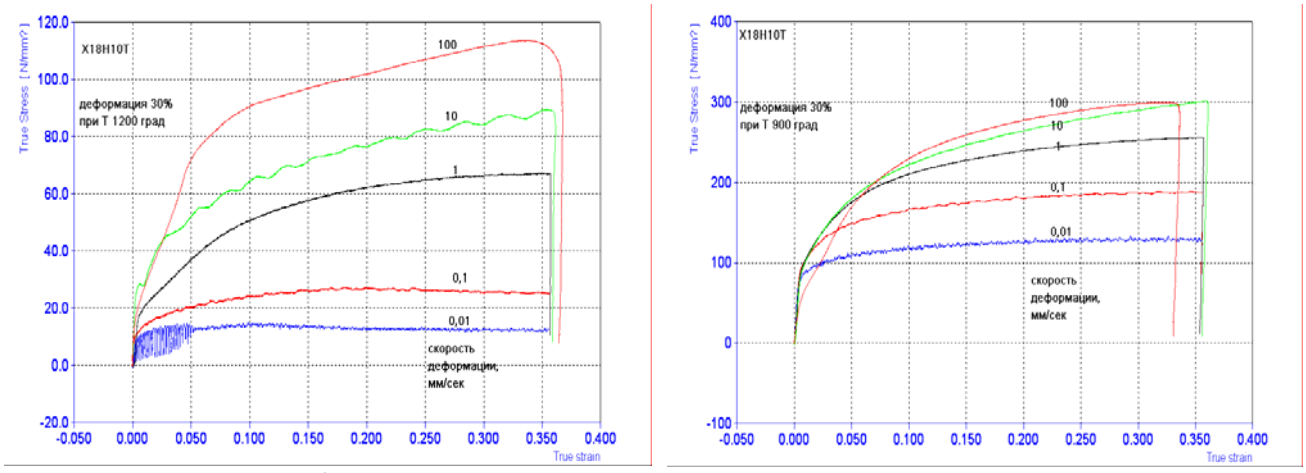
Образцы в форме цилиндров диаметром 5 и высотой 10 мм деформировались сжатием до величины $\varepsilon = 0{,}3$ с помощью высокотемпературного дилатометра *DIL* 805. Температурный интервал пластической деформации соответствовал диапазону $900 \div 1200^0$C. Темп сжатия был одинаков и задавался скоростью перемещения захватов *dl/dt* от 10^{-2} до 10^2 мм/с. С уче-

том геометрических размеров образца средняя скорость деформации έ соответствовала интервалу $10^{-3} \div 10$ c^{-1}. Поскольку исследования проводились в области небольших степеней деформации (до ε = 0,3), непостоянство локальных скоростей деформации вследствие изменения высоты и диаметра образца не принималось во внимание. Также предполагалось, что деформируемая среда изотропна с однородными или усредненными по очагу деформации свойствами. Поэтому сопротивлению деформации σ придавался смысл физической характеристики при усредненных значениях термомеханических параметров ε, έ и Т.

Для проведения структурных исследований деформированные образцы разрезались вдоль оси. Затем на одном из полученных аналитических сечений подготавливался металлографический шлиф. Из средней части другой половинки разрезанного образца вырезались диски диаметром 3 мм, которые служили образцами для дифрактометрических измерений и заготовками при изготовлении тонких фольг. Металлографические исследования выполнены с помощью светового микроскопа «Аксиоверт». Дислокационная структура изучалась с использованием просвечивающего электронного микроскопа «Технай». Для оценки текстурного состояния и построения прямых полюсных фигур применялся рентгеновский дифрактометр «Алтима 4».

Результаты экспериментов

Результаты пластометрических испытаний показали, что вид зависимостей σ(ε), построенных в «истинных» координатах, не противоречит устоявшимся представлениям о поведении металлических поликристаллов в условиях горячей деформации. Например, по мере прохождения пластической деформации в металлах плавно возрастали напряжения с выходом на «насыщение», уровень которого определялся конкуренцией процессов упрочнения и разупрочнения. Темп роста напряжений зависел от температуры испытаний и скорости нагружения. Наибольшее упрочнение (σ = 300 МПа) было достигнуто сжатием образцов со скоростью $dl/dt = 10^2$ мм/с при температуре 900^0С, а наименьшее (σ = 17 МПа) – деформацией со скоростью 10^{-2} мм/с при температуре 1200^0С.



а) *б*)

Рисунок 2 – Диаграммы σ(ε) сжатия образцов стали 08Х18Н10Т при температурах 1200^0С (*а*) и 900^0С (*б*) с разными скоростями движения захватов.

На полученных зависимостях σ(ε) обнаружены особенности. В наибольшей степени они проявили себя в опытах с малой скоростью деформации (10^{-2} мм/с) при $T = 1200^0$С и большой скоростью (10^2 мм/с) при $T = 900^0$С (рис.2). В первом случае особенность состояла в том, что деформация образца происходила равномерно при постоянных низких напряжениях, как в условиях «сверхпластичности». Во втором случае максимальное упрочнение было достигнуто как при скорости сжатия 10^2 мм/с, так и при 10 мм/с. Данный факт косвенно свидетельствовал о том, что в процессе эволюции дислокационных структур наступил динамической баланс между процессами упрочнения и разупрочнения.

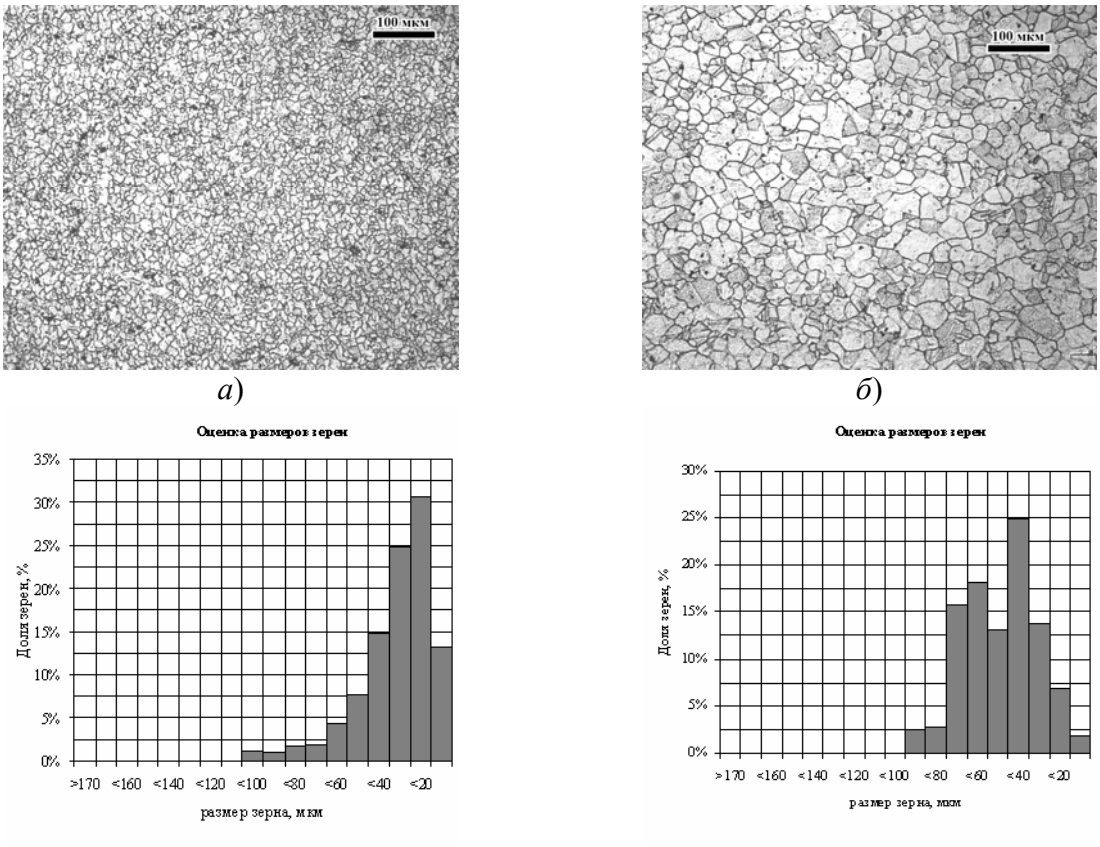


Рисунок 3 – Структуры зерен и соответствующие им гистограммы распределения по размерам для образцов, сжатых со скоростью 10 мм/с при 1000^0C (*а*) и 1 мм/с при1100^0C (*б*).

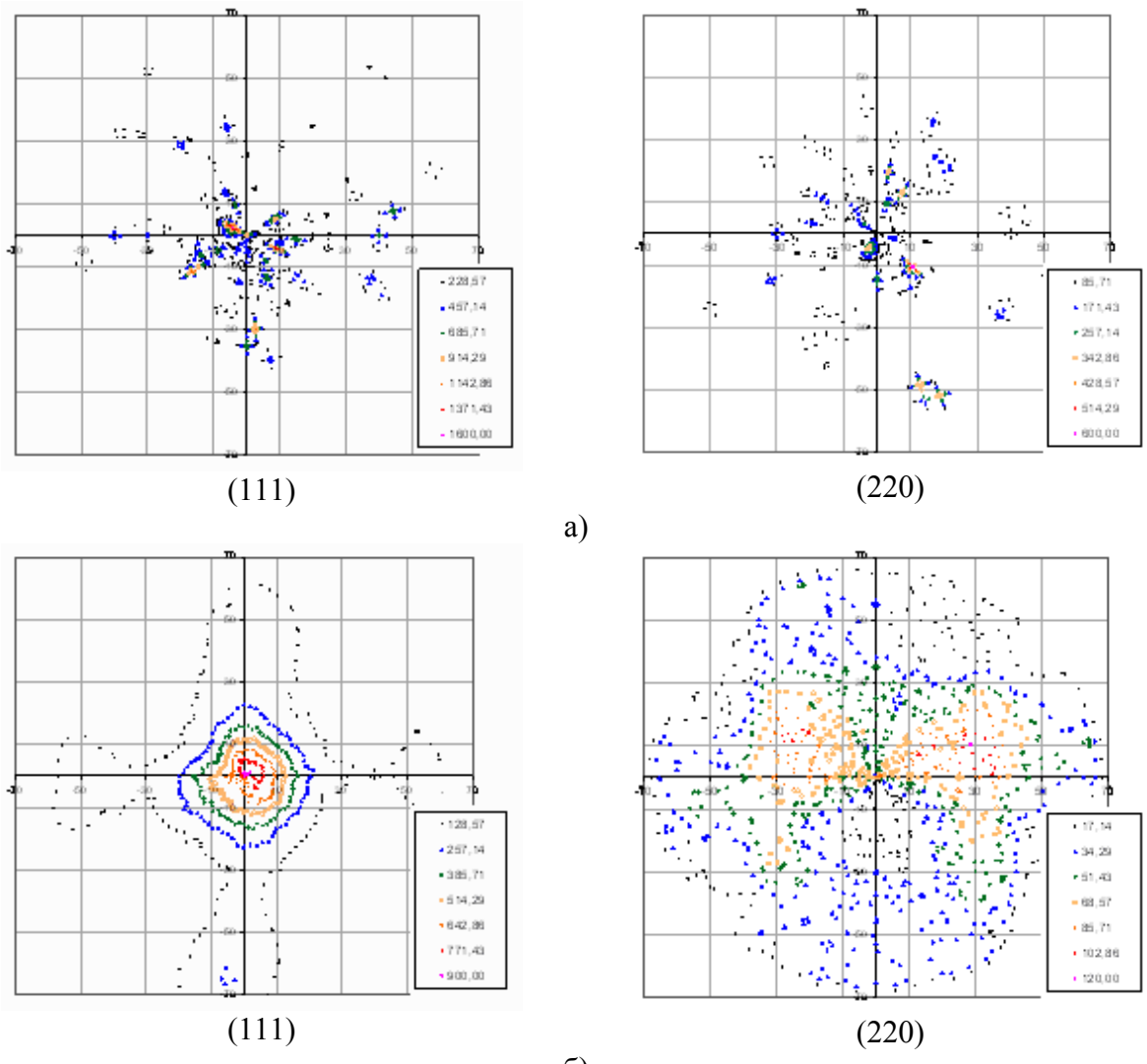
Высказанное предположение нашло подтверждение в результатах металлографического исследования, которые показали, что после сжатия при 900^0C со скоростью 10^2 мм/с размер зерен не претерпел существенных изменений и, тем самым, не внес вклад в упрочнение металла (рис.3). А вот после деформации при 1200^0C со скоростью 10^{-2} мм/с распределение зерен по размерам стало бимодальным. В построенных гистограммах появление дополнительного пика, смещенного в направлении укрупнения размеров зерен, указывало на активацию механизма собирательной рекристаллизации.

Обнаруженные изменения размеров зерен в разных условиях пластической деформации естественным образом связывались с процессами статической и динамической рекристаллизации как основными механизмами снижения структурных напряжений и конвертации структурных несовершенств, накопившихся в ходе деформации, в новое устойчивое состояние. Поскольку результат горячей пластической деформации определяется скольжением дислокаций в разных кристаллографических плоскостях и последующей их диффузионной перегруппировкой (переползанием), представлялось целесообразным проследить изменения в преимущественной ориентации (текстуре) зерен путем построения прямых полюсных фигур.

Текстурограммы[1], построенные по данным рентгеноструктурного анализа, показали следующее (рис.4). Для образцов, деформированных при 900^0C со скоростью 10^2 мм/с, характерны ориентировки: {100}<100>, {111}<110> и {111}<112>. Установленные ориентационные соотношения типичны для ГЦК деформированных металлов после интенсивной пластической деформации [7], когда формирующаяся текстура по своей симметрии близка к симметрии поля напряжений от внешних сил. В тоже время данные рентгеноструктурного

[1] Текстурные исследования выполнены М.Л.Федосеевым.

анализа образцов, которые деформировались при 1200^0C со скоростью 10^{-2} мм/с, не дали возможность указать преимущественные плоскости и направления деформации ввиду значительного рассеяния значений интенсивностей рентгеновских отражений на поле прямых полюсных фигур, хотя сами рефлексы были острыми и интенсивными. Данный факт мог означать, что при малых скоростях и высоких температурах сжатия в исследуемой стали происходило структурно-фазовое превращение с образованием нового состояния – зародыша зерна с совершенной внутренней структурой.



(111) (220)

а)

(111) (220)

б)

Рисунок 4 – Прямые полюсные фигуры, построенные по рентгеновским линиям (111) и (220) для образцов, деформированных при 1200°C со скоростью 10^{-2} мм/с (*а*) и при 900^0C со скоростью 10^2 мм/с (*б*).

Высказанное предположение было проверено электронно-микроскопическим исследованием тонких фольг, приготовленных из деформированных образцов. После сжатия со скоростью 10^2 мм/с при температуре 900^0C остаточная дислокационная структура представлена мультиполями, незавершенными (оборванными) и малоугловыми границами, а также ячейками диаметром 100-200 нм (рис.5). Дислокационные образования такого вида типичны для фрагментированного состояния металла в условиях активной пластической деформации. Поэтому можно полагать, что именно они образуют необходимую «питательную» среду, в которой по мере достижения критического уровня деформации начнет работать механизм динамической рекристаллизации с последующим измельчением зерен.

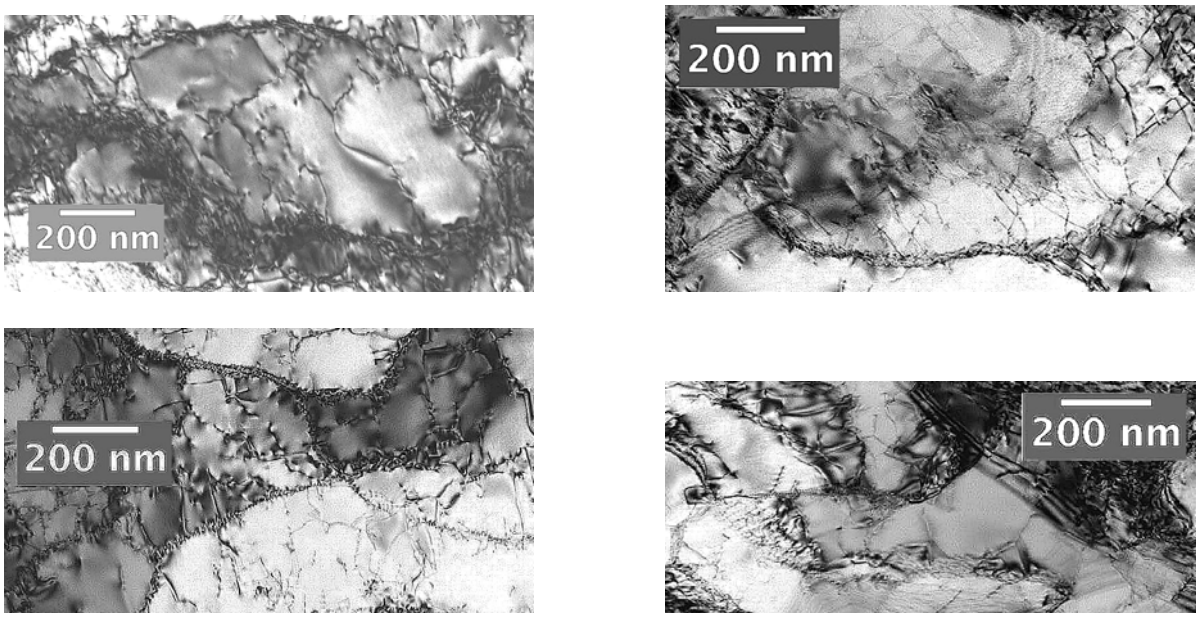


Рисунок 5 – Дислокационные структуры фрагментированного состояния в образце после деформации сжатием при температуре 900^0C со скоростью 10^2 мм/с.

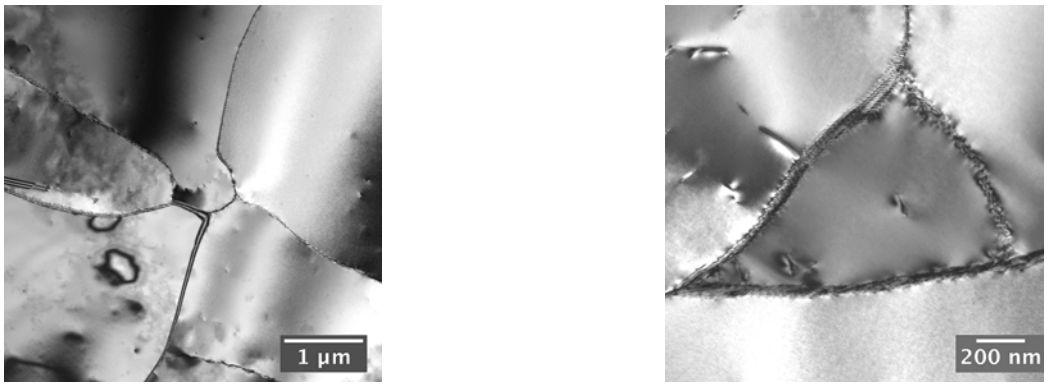


Рисунок 6 – Структура рекристаллизованного состояния после сжатия со скоростью 10^{-2} мм/с при 1200^0C.

После деформации со скоростью 10^{-2} мм/с при 1200^0C в зернах стали зафиксирована совершенная структура рекристаллизованного состояния (рис.6), в которой вблизи стыков границ матричных зерен обнаружены зародыши новых зерен диаметром ~500 нм. Внутри исходных и новых зерен практически нет дислокаций, но между собой они разделены большеугловыми границами. Как видно, для этих условий горячей деформации новое структурное состояние в форме зародышей зерен с индивидуальными параметрами симметрии аккомодировалось в деформированной матрице независимо от симметрии поля действующих напряжений путем полигонизации и встраивания деформационных дефектов в границы раздела с последующим увеличением углов разориентаций. Как видно, результаты электронно-микроскопического исследования подтвердили предположение о том, что появление нового рекристаллизованного зерна является результатом структурного фазового перехода второго рода в некотором (реакционном) объеме.

На реализацию превращения с переориентацией кристаллической решетки необходима энергия, которая могла быть накоплена в ходе пластической деформации в условиях конкуренции процессов упрочнения и разупрочнения. Если запасенная латентная энергия оценивается значением «З», а затраты на переориентацию требуют затраты энергии «П», то вероятность превращения деформированной матрицы «М» в зародыш нового зерна «Н» определит-

ся как: $p(\text{М}\rightarrow\text{Н}) = \eta(1 - \Pi / 3)$, где η – коэффициент эффективности диссипации механической энергии [8], который изменяется в интервале (0, 1). В условиях структурного фазового перехода значение коэффициента диссипации максимально. С учетом работы [9], условие структурного превращения может быть записано в форме:

$$p(\text{М}\rightarrow\text{Н}) = \eta\,[1-(0{,}5T_\sigma\, T_\varepsilon + 4\int \text{div}\, T_\sigma\, dV) / (E\, b^2\, N/3)],$$

где T_σ и T_ε – тензоры напряжений и деформации; V – объем зерна; E – усредненное значение модуля Юнга; b – модуль вектора Бюргерса; N – плотность дислокаций.

Из приведенного выражения следует, что при наличии внешней нагрузки вероятность появления и роста нового зерна зависит от констант упругости решетки и направлений осей симметрии тензора напряжений. Другими словами, в процессе горячей пластической деформации зародыши новых зерен возникают в локальных объемах, где ориентация главных нормальных напряжений совпадает или близка направлению осей с наименьшим модулем упругости. В этом случае расход механической энергии на рост нового зерна минимален. Если в экспериментах с малой скоростью сжатия при высоких температурах процесс пластической деформации интерпретировать в терминах «сверхпластичности», то он будет соответствовать релаксации структурных искажений путем структурно-фазового перехода или «сверхпластичности при фазовых превращениях». Можно предположить, что пороговыми значениями напряжений, при достижении которых возможна активация «сверхпластического» режима деформации, являются положения экстремумов на температурно-скоростных зависимостях $\sigma(\varepsilon)$, которые почти линейно возрастают с увеличением скорости деформации.

Выводы

1. В исследованных диапазонах скоростей пластической деформации (10^{-2} - 10^{-2} мм/с) и температур (900 - 1200^0С) обнаружена взаимосвязь между дислокационными структурами и образующейся текстурой.

2. После деформации при температуре 900^0С со скоростью 10^2 мм/с дислокационные структуры фрагментированного состояния вызывают формирование текстуры с ориентировками: {100}<100>, {111}<110> и {111}<112>, которые по своей симметрии близки к симметрии поля напряжений от внешних сил.

3. Пластическая деформация при 1200^0С со скоростью 10^{-2} мм/с реализуется в условиях, близких к состоянию «сверхпластичности». В локальных объемах, где ориентация главных нормальных напряжений близка направлениям с наименьшим модулем упругости, при минимальных затратах механической энергии образуется новое состояние – зародыши зерен с совершенной внутренней структурой.

Список использованных источников

1. Prasad Y.V.R.K., Gegel H.L., Doratvelu S.M. et al // Met. Trans. A., 1984.- v.15.- p.1883.
2. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В.. Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Диаграммы горячей деформации. Структура и свойства сталей.- М.: Металлургия, 1989.- 544 с.
3. Мочалов Н.А., Галкин А.М., Мочалов С.Н., Парфенов Д.Ю. Пластометрические исследования металлов.- М.: Интермет Инжиниринг, 2003.- 318 с.
4. Zeng Weidong, Zhou Yigang, Zhou Jun, Yu Hanqing, Zhang Xuemin, Xu Bin. Rare Metal Mater. and Eng., 2006.- v.35, №5.- c. 673-677.
5. Gao W., Sakai T., Miura H.// Acta Met.Sin.- 2000.- v.13,N1.- p.349-358.
6. Рыбин В.В. Закономерности формирования мезоструктур в ходе развитой пластической деформации // Вопросы материаловедения, 2002.-N1(29).- с.11-33.
7. Васильев Д.М. Дифракционные методы исследования структур. СПб.: СПб ГТУ, 1998.- 502 с.
8. Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Лебедева Н.В., Рыбин В.В. Структурные изменения в железе в условиях горячей деформации сжатием // Деформация и разрушение материалов, 2006.-N7.- с.9-15.
9. Дурнев В.Д. Морфология текстурообразующих структурных элементов / Научно-технические ведомости СПб ГПУ, 2007.- №3.- с.11-19.

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОДГОТОВКИ ВОДЫ НА ХАРАКТЕР ГИДРАТАЦИИ ЦЕМЕНТА

Иконникова К. В., Петров А. Г., Петров Г. Г., Иконникова Л. Ф.
Томский государственный архитектурно-строительный университет (ТГАСУ), Томский политехнический университет (ТПУ), Томск, Россия
E-mail: ikonna@yandex.ru

INFLUENCE OF THE WAY OF WATER PREPARATION ON CHARACTER OF CEMENT HYDRATION

Ikonnikova K. V., Petrov A. G., Petrov G. G., Ikonnikova L. F.
Tomsk State University of Architecture and Building (TSUAB), Tomsk Polytechnic University (TPU), Tomsk, Russia
E-mail: ikonna@yandex.ru

Perspective direction on improvement of operational properties of a cement stone is influence on water of a low-energy ultrasonic field. It is shown, that interaction of Portland cement with the sounded water (processing of distilled water within 30 minutes with ultrasound (frequency 1–100 Hz; 2–22 kHz±15%; 3–48 kHz ±20%) result increasing of hardness of a cement stone on 28 %. The hydration process of Portlandcement of the mark «ПЦ 400-Д20» is investigated (ГОСТ 10178–85*) during 3-hour contact to the distilled and sounded water, controllable parameters were pH and temperature of suspensions. It is shown, that by scoring of distilled water its composition and a condition change that result chemical interaction activation on the superficial centers of higher charge, sticking of colloid particles of growths on the mechanism of distant interaction, intradiffusive stopping of hydration reaction, reduction of unreacted grains of cement, increase in volume of growths varies. Increase of hardness of the cement stone formed in such conditions can be caused by achievement in volume of a matrix of growths (at the subsequent stages) an optimum parity of crystal and cryptocrystalline phases which allows maintaining higher loadings.

Гидратация цемента протекает через ряд параллельно идущих сложных химических реакций и процессов микроструктурообразования. Образовавшийся цементный камень представляет собой микроскопически неоднородную дисперсную систему, состоящую из заполняющей части (непрореагировавших цементных зерен) и вяжущей части (новообразований в кристаллической и гелеобразной формах, обладающих различными физико-химическими свойствами). От соотношения гелеобразных и кристаллических форм зависят физико-механические свойства цементного камня (деформативность, стойкость к попеременному замораживанию и оттаиванию и др.), поэтому использование различных приемов оптимизации этого соотношения позволяет получить структуру цементного камня, удовлетворяющую конкретным эксплуатационным условиям. На сегодняшний день перспективным является направленное воздействие внешних физических полей (электрических, магнитных, тепловых, радиационных, механических, звуковых и др.) как на систему «жидкость – цемент» в целом, так и на ее компоненты в отдельности. Привлекательность использования внешних физических полей заключается не только в улучшении физико-механических показателей цементных систем, но и в практически не требующихся изменениях основного технологического процесса. Положительный эффект дает и воздействие на воду затворения низкоэнергетического ультразвукового поля [1], однако объяснение этого эффекта представляет предмет для дискуссий.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния способа подготовки воды затворения (дистиллированной и обработанной ультразвуковыми колебаниями малой интенсивности) на характер процессов гидратации цементной системы.

Объектами исследования являлись:

- портландцемент марки «ПЦ 400-Д20» (ГОСТ 10178-85*) с минералогическим составом: C_3S = 55–60%, C_2S = 14–18%, C_3A = 7–9%, C_4AF =12-13%;
- дистиллированная вода (ГОСТ 6709-72) и дистиллированная вода, обработанная в течение 30 минут ультразвуком с частотой 1-100гц; 2 -22кгц±15%; 3 -48кгц±20%.

В качестве контролируемых параметров процесса гидратации использованы pH, T^0C и время контакта цемента с жидкостью. Временной фактор отражает процесс образования и роста частиц (истинного и агрегированного) и является формой выражения изменения состава системы. Повышение температуры является прямым результатом тепловыделения, которое вместе с изменением значений pH выражает изменение свойств системы. Поэтому изменение во времени значений pH и тепловыделения системы можно рассматривать как диаграммы «состав-свойство», со всеми присущими им особенностями:

- экстремальные точки или перегибы соответствуют появлению в системе новой фазы,
- аддитивное изменение свойств соответствует изменению концентрации фазы.

Кислотность и температура фиксировались на pH-метре марки «HANNA Instruments pH-211» (точность измерения pH=±0,03ед.pH, T^0C = ±0,1^{0}C). Кинетические зависимости снимались следующим образом. В потенциометрическую ячейку емкостью 25 мл вводилось 10 мл воды и, при непрерывном перемешивании магнитной мешалкой, вносилась навеска цемента с одновременным включением секундомера. Замеры pH и T^0C проводились через 5 секунд в течение первой минуты контакта, в последующие 5 минут – через 1 минуту, а после 10 минут контакта вплоть до 3 часов исследования – через 10 минут. Навески цемента составляли 0.2, 1 и 2 грамма, что соответствует водо-цементному соотношению В/Ц = 50, 10 и 5, соответственно. Это значительно больше используемого на практике (В/Ц = 0.4), но оправдано с точки зрения соблюдения идентичности условий эксперимента и техники безопасности при работе с электродами.

Результаты и их обсуждение

В таблице представлены результаты исследования прочности цементного камня, образующегося при затворении портландцемента обычной дистиллированной водой и дистиллированной водой, обработанной ультразвуком. Экспериментальные результаты показывают, что цементный камень, образующийся при затворении водой, обработанной ультразвуком, имеет прирост прочности по сравнению с контрольным составом (эталоном), приготовленным на обычной дистиллированной воде. В возрасте 28 суток ярко выраженный эффект прироста прочности наблюдается в промежутке времён активации дистиллята 30÷60 минут. Максимальный прирост составляет 28% и приходится на время активации дистиллята, равное 30 минутам.

Известно [2], что формирование цементного вяжущего во многом определяется составом и состоянием жидкости затворения цементных дисперсных систем, так как они задают направление протекания химических реакций с полиминеральным сырьем цемента и определяют процессы микроструктурообразования. Исследование исходного состава и состояния жидкостей затворения показало, что введение в дистиллят энергии ультразвукового поля приводит к повышению температуры дистиллята на 3÷4^{0}C и подщелачиванию до pHo=9.3 (для обычного дистиллята pHo = 7.0). Такое состояние воды удерживается в течение 30 минут, затем протекает интенсивный процесс восстановления её кислотно-основного равновесия до pH = 7.0. Известно [3], что введение дистиллята в метастабильное состояние протекает за счет явления кавитации, протекающего с саморазогревом системы и деструкцией молекул воды на активные радикалы, ионы, возбужденные молекулы воды:

$$H_2O \rightarrow OH^-, O^-, H_2O^+, OH, H, H_2O_2, H_2O^* \text{ и т.д.}$$

а в обратном процессе перехода дистиллята из метастабильного в устойчивое состояние активно участвуют OH^--группы:

$$H_2O_2 + OH^- \rightarrow H_2O + H, \qquad H + OH^- \rightarrow H_2O \text{ и т.д.}$$

Таблица – Зависимость прочности цементного камня от времени активации воды затворения в различные сроки твердения

7 суток			28 суток		
Время активации, мин	Значение прочности $R_{сж}$, МПа	Показатели прочности относительно эталона	Время активации, мин	Значение прочности $R_{сж}$, МПа	Показатели прочности относительно эталона
0	24,80	1,00	0	29,0	1
10	27,50	1,11	10	31,2	1,08
20	26,30	1,06	20	30,0	1,04
30	29,00	1,17	30	37,0	1,28
40	29,00	1,17	40	36,0	1,24
50	29,3	1,18	50	36,85	1,27
60	29,4	1,18	60	36,5	1,26
70	29,0	1,17	70	34,0	1,17
80	27,4	1,11	80	32,0	1,1

Экспериментальные данные показывают (рис. 1), что при неравных изначальных условиях (различные параметры кислотности и температуры обычного и активированного ультразвуком дистиллята) гидратация цемента в течение первых трех часов приводит к практически одинаковым конечным показателям цементной суспензии (pHк = 12.5 и соответствует кислотности насыщенного раствора $Ca(OH)_2$), T^0Ск = 26÷27^{0}С).

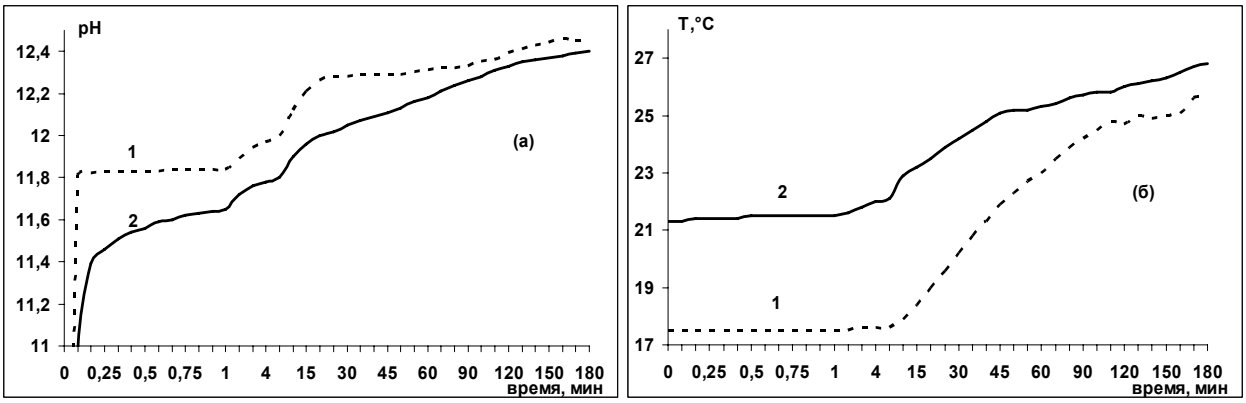


Рисунок 1 – Кривые изменения кислотности (*а*) и тепловыделения (*б*) цементной суспензии во времени: 1) – в дистилляте, 2) – в активированном ультразвуком дистилляте

Однако общий ход кривых изменения кислотности и тепловыделения цементных суспензий во времени различен, что свидетельствует о влиянии состава и состояния жидкости затворения на скорость процесса гидратации в разный период времени. Наибольшее различие в показателях наблюдается в «стесненных условиях» при соотношении В/Ц = 5 (рис.2), оно и является предметом дальнейших обсуждений.

Известно [4], что кинетические кривые отражают закономерности протекания условных стадий гидратации, которые протекают в течение первых 3-х часов контакта:

- быстрое химическое взаимодействие с образованием коллоидно-дисперсных новообразований (первичной оболочки из гелей предзародышевых скоплений ионов и молекул гидратированных соединений),
- индукционный период гетерогенно-диффузионных процессов массо- и теплообмена через гелеобразную оболочку.

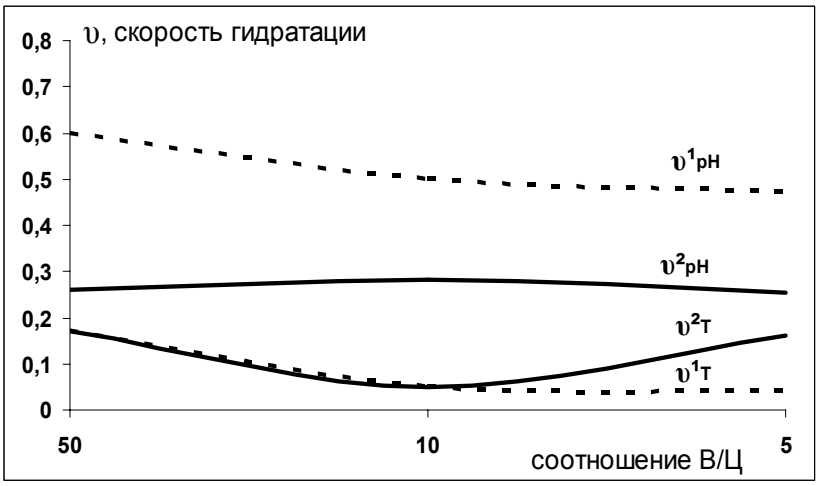


Рисунок 2 – Зависимость скорости процесса гидратации (через10 мин контакта) от соотношения В/Ц: 1) – в дистилляте, 2) – в активированном ультразвуком дистилляте $\upsilon_{pH} = \Delta pH / \Delta\tau, \text{мин}$ – скорость подщелачивания, $\upsilon_T = \Delta T / \Delta\tau, \text{мин}$ – скорость тепловыделения

Анализ кинетических кривых процесса гидратации показывает (рис.3), что в период 30-ти минутного контакта временные максимумы скоростей подщелачивания и тепловыделения практически совпадают, что свидетельствует в пользу протекания в этот период химического взаимодействия. Причем, в активированном ультразвуком дистилляте химическое взаимодействие идет с меньшим подщелачиванием и большим тепловыделением, чем в обычном дистилляте, что указывает на активизацию химического взаимодействия по местам выхода на поверхность центров более кислого характера и гидратирующихся с большим тепловыделением.

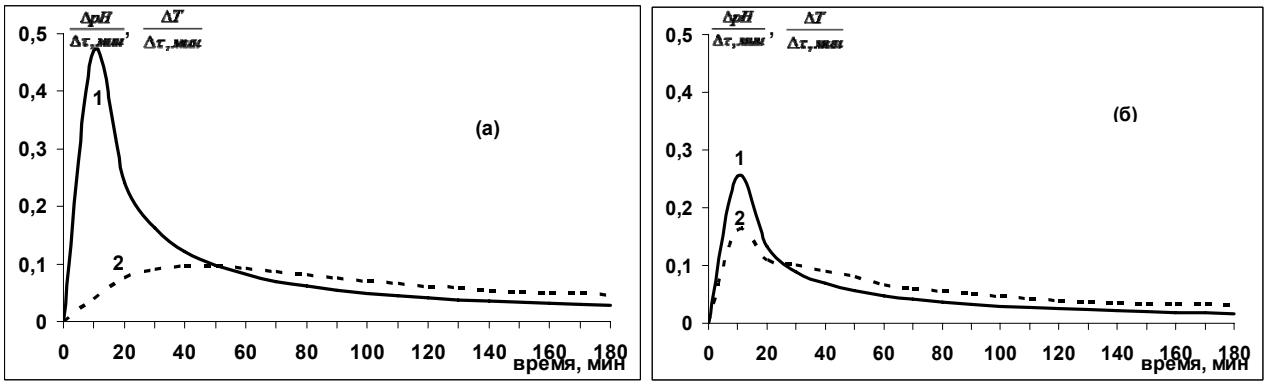


Рисунок 3 – Кинетические кривые скорости подщелачивания (1) и тепловыделения (2) цементной суспензии: *а*) – в дистилляте, *б*) – в активированном ультразвуком дистилляте

Об этом же свидетельствует и повышение массы цемента в суспензии, приводящее к увеличению содержания этих центров (рис.4): «воздушно-сухое состояние» поверхности цемента через 5 секунд контакта показывает значение $pH_{сусп} = 11.0$ в активированном ультразвуком дистилляте, в то время как в обычном дистилляте $pH_{сусп} = 11.8$.

Химическое взаимодействие воды с полиминеральным сырьем цемента описывается многочисленными реакциями, основными из которых являются [2, 4]:

$$2(2CaO \cdot SiO_2) + 4H_2O = 3CaO \cdot 2SiO_2 \cdot 3H_2O + Ca(OH)_2 \qquad \Delta H = -260 \text{ кДж/кг} \qquad (1)$$

$$2(3CaO \cdot SiO_2) + 6H_2O = 3CaO \cdot 2SiO_2 \cdot 3H_2O + 3Ca(OH)_2 \qquad \Delta H = -500 \text{ кДж/кг} \qquad (2)$$

$$4CaO\cdot Al_2O_3\cdot Fe_2O_3 + 10H_2O + 2Ca(OH)_2 =$$
$$= 3CaO\cdot Al_2O_3\cdot 6H_2O + 3CaO\cdot Fe_2O_3\cdot 6H_2O \qquad \Delta H=-419 кДж/кг \qquad (3)$$
$$3CaO\cdot Al_2O_3 + 6H_2O = 3CaO\cdot Al_2O_3\cdot 6H_2O \qquad \Delta H= -867\ кДж/кг \qquad (4)$$

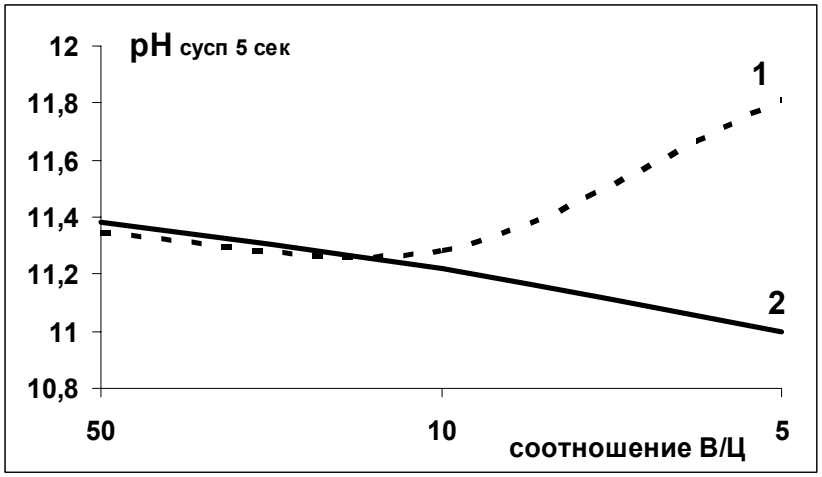


Рисунок 4 – Зависимость pH суспензии от соотношения В/Ц: 1) – в дистилляте, 2) – в активированном ультразвуком дистилляте

С большим тепловыделением и меньшим подщелачиванием суспензии протекают химические реакции с участием катионов амфотерной природы, которые содержатся в алюминатах и алюмоферритах кальция (реакции 3 и 4, насыщенные растворы $Al(OH)_3$ характеризуются значениями pH = 10.8). В то время как химические реакции с участием катионов основной природы, содержащихся в белите и алите (реакции 1 и 2), протекают с малым тепловыделением и большим подщелачиванием суспензии (кислотность насыщенного раствора $Ca(OH)_2$ соответствует pH = 12.5). На основании этого можно предположить, что щелочная среда активированного ультразвуком дистиллята способствует мгновенной поверхностной реакции («воздушно-сухое состояние» поверхности) по местам выхода катионов амфотерной природы (Al^{3+}-ионы), в то время как в нейтральной среде дистиллированной воды превалирует химическое взаимодействие по местам выхода катионов основной природы (Ca^{2+}-ионы).

Химическое взаимодействие сопровождается гетерогенно-диффузионными процессами массо- и теплообмена, влияющими на ход кинетических кривых подщелачивания и тепловыделения. Закономерности хода кинетических кривых позволяют судить о механизме торможения поверхностной реакции при увеличении зоны реакции [4]. Так, максимум на кинетических кривых соответствует началу формирования слоя гелеобразных частиц новообразований на поверхности частиц цемента, протяженность максимума во времени свидетельствует о смыкании слоя; последующий спад вправо от максимума соответствует росту сомкнувшегося слоя с «выжиманием» или «запиранием» маточного раствора. Наличие на кинетической кривой площадки в области максимальных скоростей реакции является признаком внешнедиффузионного торможения. А меньшая степень превращения в области максимальных скоростей и более медленный спад скорости превращения является признаком внутридиффузионного торможения.

Экспериментальные данные показывают (рис.1 и 5), что в активированном ультразвуком дистилляте химическое взаимодействие начинается с первых секунд контакта и скорость реакции достигает своего максимума через 10 минут контакта. Последующий спад скорости гидратации протекает по закономерностям внутридиффузионного торможения: подщелачивание в области максимальных скоростей меньше по сравнению с обычным дистиллятом и спадает медленнее, тепловыделение больше и дискретно (в каждый момент вре-

мени реакция протекает на разных по глубине участках, поэтому находится в различных фазах своего развития и имеет различную скорость).

В обычном дистилляте (рис. 1, 5) в течение первой минуты после мгновенной поверхностной реакции скорость гидратации практически нулевая. Затем скорость достигает своего максимума по подщелачиванию (через 10 минут), но скорость тепловыделения продолжает расти и достигает максимальных значений только к 30 минутам контакта, после чего остается постоянной вплоть до 60 минут контакта. Эти данные указывают на торможение реакции за счет внешнедиффузионных процессов: доступ воды-реагента к поверхности зерна цемента затруднен либо за счет сопротивления гелеобразной оболочки, либо за счет соизмеримости скоростей реакции гидратации и подвода (отвода) реагента.

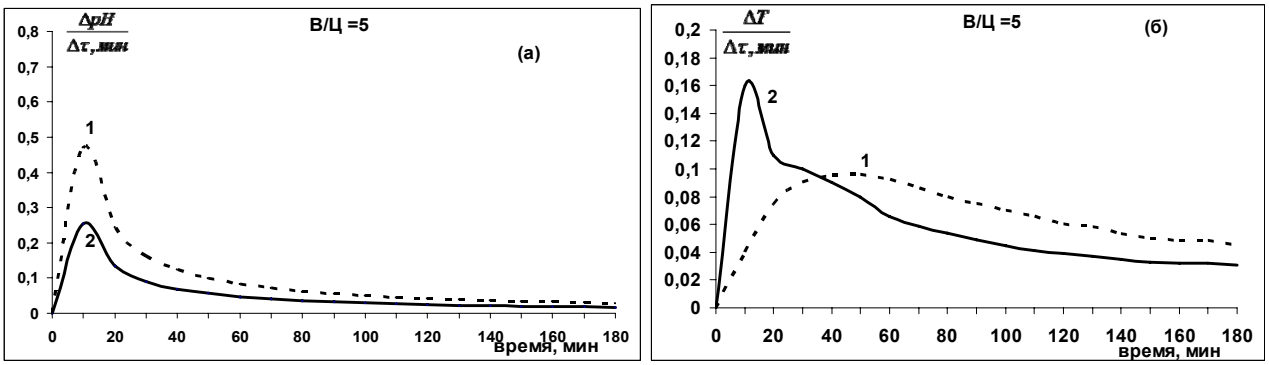


Рисунок 5 – Кривые изменения скорости кислотности (*а*) и тепловыделения (*б*) цементной суспензии во времени: 1) – в дистилляте, 2) – в активированном ультразвуком дистилляте

Так как в активированном ультразвуком дистилляте преимущественно протекают химические реакции с участием катиона Al^{3+}, то потенциалопределяющие ионы образующегося на поверхности цементных зерен ДЭС несут более высокий заряд (по сравнению с обычным дистиллятом, где потенциалопределяющими ионами являются Ca^{2+}-ионы), поэтому противоионы адсорбционного слоя удерживаются прочнее, смыкание коллоидных частиц протекает по механизму дальнего взаимодействия (через прослойку адсорбционного слоя противоионов). В результате чего на поверхности зерен цемента образуется непрочная рыхлая оболочка, которая не препятствует прохождению молекул воды вглубь зерна цемента и способствует дальнейшему протеканию реакции гидратации (торможение реакции происходит за счет внутридиффузионных процессов массо- и теплообмена). Растворение более глубоких слоев цементных зерен приводит к уменьшению непрореагировавших зерен цемента и увеличению объема гелеобразных форм новообразований, которые играют роль «амортизаторов», снижая возникающие в твердеющем камне напряжения.

В обычном дистилляте в образующемся ДЭС потенциалопределяющие ионы несут меньший заряд (Ca^{2+}-ионы) и слабее удерживают противоионы адсорбционного слоя, поэтому смыкание коллоидных частиц новообразований протекает по механизму ближнего взаимодействия с вытеснением адсорбционного слоя противоионов. Образуется более плотная оболочка из гелеобразных продуктов реакции, которая оказывает экранирующее действие и затрудняет диффузию воды по поверхности цементных частиц (проявляются признаки внешнедиффузионного торможения реакции), снижает число контактов и глубину реакционной зоны с зернами цемента, уменьшает объем гелеобразных форм новообразований.

Выводы

Ультразвуковая обработка дистиллята приводит к изменению его состава и состояния. Повышение содержания OH^--ионов обусловливает более развитые водородные связи молекул воды с поверхностью, способствует повышению гидратации и гидрофилизации поверхности, изменяет формирование поверхностных гидратных слоев, структура и свойства кото-

рых зависят от заряда поверхности и степени соответствия топографии ее активных центров структуре воды. Химическое взаимодействие активизируется по поверхностным центрам более высокого заряда, слипание коллоидных частиц новообразований протекает по механизму дальнего взаимодействия, торможение реакции гидратации протекает по внутридиффузионному механизму, уменьшается количество непрореагировавших зерен цемента, увеличивается объем гелеобразных форм новообразований. Повышение прочности образовавшегося в таких условиях цементного камня может быть обусловлено достижением в объеме матрицы новообразований оптимального соотношения кристаллической и скрытокристаллической фаз, которое предопределяется соотношением скоростей химической реакции и структурообразования на определенных стадиях развития процесса гидратации. Индикация эффективности ультразвуковой обработки водных систем по скорости изменения pH и тепловыделения суспензий на начальной стадии гидратации цемента является перспективным способом контроля из-за своей простоты и экспрессности.

Список использованных источников

1. Фокин Г.А., Лошкарева-Карасева Я.А. Повышение физико-механических свойств цементных систем акустической активацией воды затворения //Известия ВУЗов. Строительство. – 2008. – №4. – С.16-20
2. Чемоданов Д.И., Круглицкий Н.Н., Саркисов Ю.С. Физико-химическая механика оксидных систем. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1989. – 230 с.
3. Круглицкий Н.Н., Бойко Г.П. Структурно-акустический резонанс в химии и химической технологии. – Киев: Наукова Думка, 1985. – 503 с.
4. Кузнецова Т.В., Кудряшов И.В., Тимашев В.В. Физическая химия вяжущих материалов: Учебник для хим.-технол. спец. вузов. – М.: Высш.шк., 1989. – 384 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ СЛОЕВ ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА

Хрипунов Ю. В., Марков О. И.
Орловский государственный университет, Орел, Россия
E-mail: Phyrexia@yandex.ru

RESEARCH OF THE MODIFICATION STRUCTURE SURFACE OF THE SINGLE CRYSTALS OF BISMUTH

Hripunov Yu. V., Markov O. I.
Orel States University, Orel, Russia
E-mail: Phyrexia@yandex.ru

Methods of atomic force microscopy investigate structure of a surface of a crystal of bismuth after different kinds of processing.

Растущая потребность современного приборостроения в новых конструкционных и функциональных материалах и тенденции уменьшения рабочих элементов электроники заставляют переходить на наноуровень производства, где параметры получаемых рабочих элементов определяются состоянием поверхности кристаллов. Поверхность является одной из основных дефектов трехмерной структуры кристаллов. Отличительной чертой поверхности является ее гетерогенность, что обусловлено рядом взаимосвязанных факторов: геометрическая и структурная неоднородность, химическая неоднородность, неоднородность электронных свойств. [1] При физических воздействиях на кристалл происходит разрушение его структуры с образованием различного рода конфигураций поверхности. Исследование и кон-

троль за изменением интерфейса при получении, обработке поверхности, механизмов разрушения является важной технологической задачей.

Висмут – полуметалл, обладающий рядом уникальных свойств (концентрация носителей $\sim 10^{-5}$ на атом, малая эффективная масса $\sim 10^{-2} m_e$, большая диамагнитная восприимчивость $\sim 10^{-5}$, диэлектрическая проницаемость ~100, значение g-фактора ~200, высокая чувствительность зонных параметров висмута к внешним воздействиям: изменению температуры, давления, магнитного и электрического полей), что делает его модельным и конструкционным материалом, являющимся основой для изготовления тензодатчиков, датчиков потока тепла, криостатированных фотоприемных устройств для космических аппаратов, применяемых во внеатмосферной астрономии и ИК-зондировании Земли, термоэлектрических преобразователей и др. Для создания на основе висмута функциональных наноматериалов (с квазикристаллической, субмолекулярной, нанокристаллической или аморфно-нанокристаллической структурой) необходимы исследования свойств поверхности висмута, что является перспективной и не решенной задачей. [2–4] В процессе подготовки кристалла висмута в качестве функционального (конструкционного) материала используется следующая последовательность технологических операций: выращивание монокристаллов; резка слитков методом, вносящим минимальное количество дефектов (механическим, химическим или электроискровым методом); раскалывание резанных элементов сосредоточенным нагружением.

Монокристаллы висмута выращивались методом зонной перекристаллизации, в качестве исходных компонентов твердого раствора которого использовался висмут марки Ви-0000. Показатель чистоты исходного висмута и степени совершенства монокристалла (отношение удельного сопротивления кристалла при T=300К к его значению при 4.2К) составлял не менее 400–600. В качестве контейнеров использовались ампулы из молибденового стекла С-48. Откачка ампул производилась до 10^{-4} мм. рт. ст. С готовых кристаллов стекло стравливалось плавиковой кислотой. Резка слитков на отдельные элементы осуществлялась электроискровым методом. Скалывание производилось по плоскости (111) при комнатной температуре и жидкого азота. Исследования проводились АСМ-методом.

Существует зависимость структуры нарушенного поверхностного слоя от скорости резки; особенностей режима работы генератора; от параметров электроэрозионного станка: величины тока и частоты пульсаций; материала проволоки; скорости подачи; скорости подачи воды, необходимой для смыва окалины. Очень важно, чтобы на поверхности отсутствовали большие пики, для чего использовался соответствующий набор параметров. АСМ-изображение участка среза приведено на рис. 1.

Анализ АСМ-кадров показал наличие упорядоченной структуры борозд с выделенным направлением шероховатости. [5] Перепад высот составил ~ 200 нм, среднеквадратичная шероховатость 49 нм, средняя шероховатость 39 нм. При электроискровой резке слитков даже в присутствии охлаждающей среды (воды) на срезе образуется перегретый слой толщиной до сотни микрометров, свойства, которого могут значительно отличаться от исходных, поэтому в практических целях необходимо знать степень изменения структуры поверхностных слоев после реза. Для этого использовался травитель на основе азотной и уксусной кислот, позволяющий не только удалить часть поверхностных слоев, но и выделить скрытые дефекты. Результаты действия травителя приведены на рисунках 2 и 3.

При кратковременном травлении в течении 20 с. (рис. 2) наблюдается структурное перестроение поверхности среза с появлением зерен. Данное обстоятельство указывает на изменение структуры монокристалла висмута в поверхностном слое при резе электроискровым методом. Так же видно, что характерный деструктивный слой не был полностью уничтожен. Среднеквадратичная шероховатость составила 70 нм, средняя шероховатость 52 нм. При дальнейшем травлении (рис. 3) наблюдается полное снятие слоя реза с появлением множества треугольных ям травления с ярко выраженной кристаллической ориентацией. Среднеквадратичная шероховатость составила 137 нм, средняя шероховатость 105 нм.

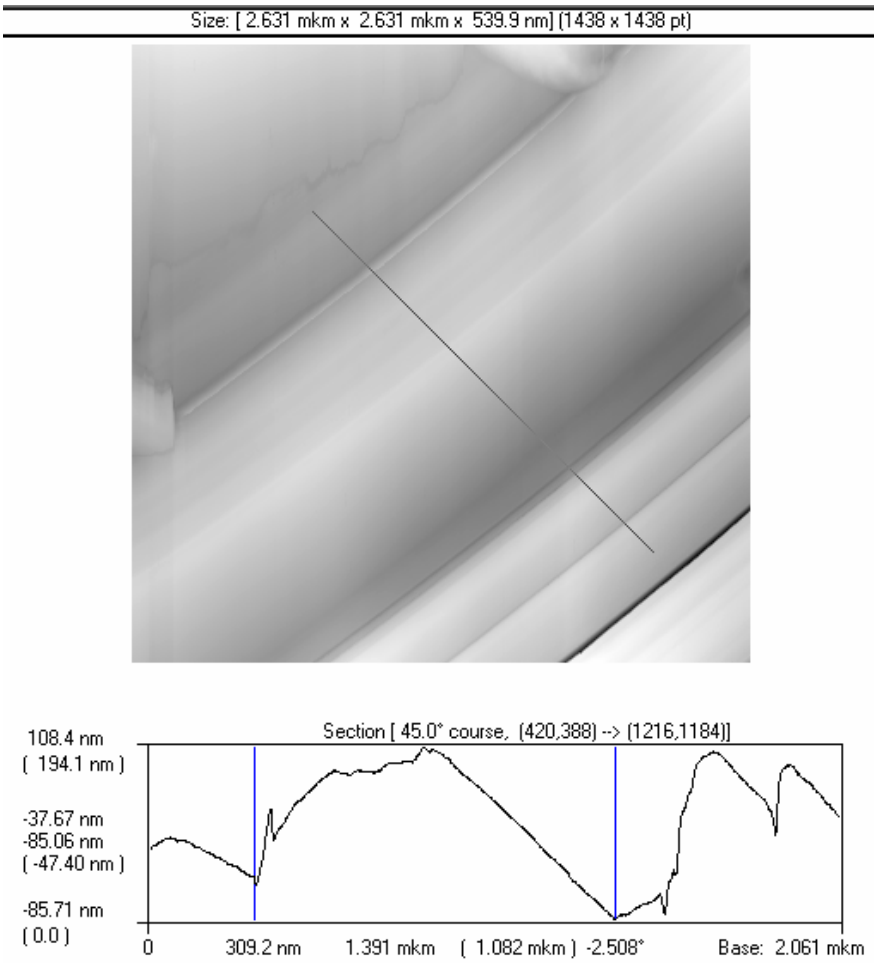


Рисунок 1– АСМ-изображение поверхности среза монокристалла висмута и его поперечное сечение.

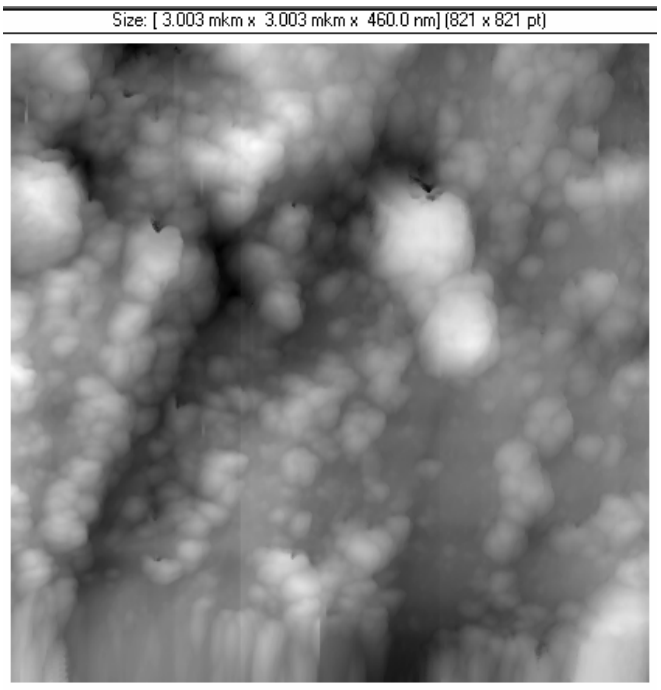


Рисунок 2 – АСМ-изображение поверхности среза после действия травителя в течение 20 с.

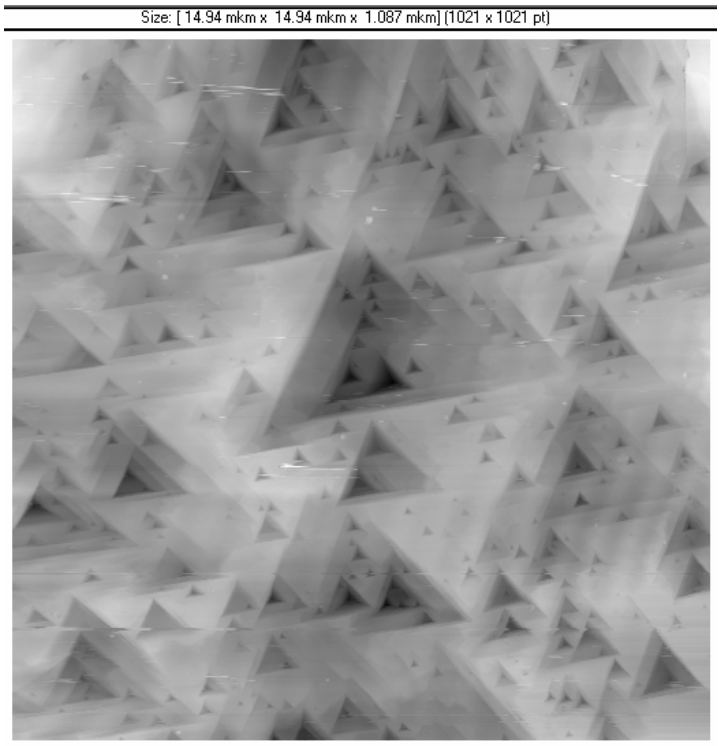


Рисунок 3 – АСМ-изображение поверхности среза после действия травителя в течение 80 с.

Для кристаллической структуры висмута характерен относительный сдвиг составляющих ее гранецентрированных подрешеток вдоль тригональной оси, поэтому расстояния между слоями чередуются и составляют 1.88Å и 2.07Å. [2] При раскалывании кристалла перпендикулярно тригональной оси плоскость скола, по видимому, всегда проходит между более удаленными атомными слоями. АСМ-изображения скола при комнатной и температуре жидкого азота приведены на рисунках 4 и 5.

Анализ АСМ-кадров показал наличие многочисленных террас, причины образования которых заключаются в следующем [6]. После воздействия скалывающего инструмента кроме главной трещины обычно образуется целый ряд отдельных трещин, которые могут объединяться. Объединение этих трещин связано с разрывом перемычек между ними и со значительной пластической деформацией. Кроме того, террасы могут образовываться, если трещина проходит через винтовую дислокацию, вектор Бюргерса которой не лежит в плоскости распространения трещины.

При скалывании, производимом при комнатной температуре, образуется наибольшее количество террас (рис.4). Высота ступеней между террасами составляет от 15 до 70 нм, ширина террас меняется от 13 до 1300 нм. Наклон террас принимает значения от 2.7° до 4.1°, что можно объяснить наличием трещин под ними, появившихся в момент скалывания кристалла. Угол, на который поворачивается тригональная плоскость двойника, составляет 2.34º [3]. Наименьший угол 2.7° показывает, что террасы получаются путем пластической деформации, приводящей к двойникованию. Шероховатость поверхности террас, составила от 0.4 до 1.2 нм. Следует отметить, что величина 0.4 нм соответствует двухатомному слою висмута [3]. На АСМ скане скола кристалла (рис.5), полученного при охлаждении образца в жидком азоте, количество террас значительно меньше и ширина их соответственно увеличивается до 800 нм – 2.5 мкм. В тоже время высота ступеней между террасами существенно уменьшается до 1.5 – 15 нм. Наклон террас составляет менее 0.5°. И в том и другом случае границы террас не являются прямыми, это связано с тем, что они не следуют строго по одному атомному ряду, а постоянно происходят переходы трещины в другие ряды, что может быть связано с дефектностью кристалла.

Для исследования структуры приповерхностных слоев скола монокристалла висмута поверхность подвергалась травлению раствором из азотной и уксусной кислот в течение 3 с. АСМ-изображение приведено на рис. 6.

Из АСМ-кадра видно наличие малого числа характерных треугольных ям травления, в отличие от обработанного травлением среза (рис. 3), что говорит о качестве выращиваемых кристаллов и дефектности структуры поверхностного слоя большой толщины, вносимой при электроискровой резке. Перепад высот составляет 1.655 мкм, среднеквадратичная шероховатость – 218 нм, средняя шероховатость - 171 нм.

Анализ АСМ-кадров показал особенности конфигурации поверхности, характерные для монокристаллов висмута. Проведены сечения, измерены параметры характерных структурных образований, среднеквадратичная и средняя шероховатости.

Поверхность среза представляет собой упорядоченную структуру борозд с выделенным направлением шероховатости. В поверхностном слое среза происходит изменение структуры монокристалла висмута, что показало кратковременное травление, давшее интерфейс поверхности в виде зерен. При дальнейшем действии травителя на поверхность среза было выяснено, что в приповерхностный слой вносится множество дефектов типа дислокаций, являющихся результатом действия струны электроэрозионного станка, так как при травлении скола обнаружилось существенно меньшее количество дислокационных структур, говорящих о качестве выращиваемых кристаллов.

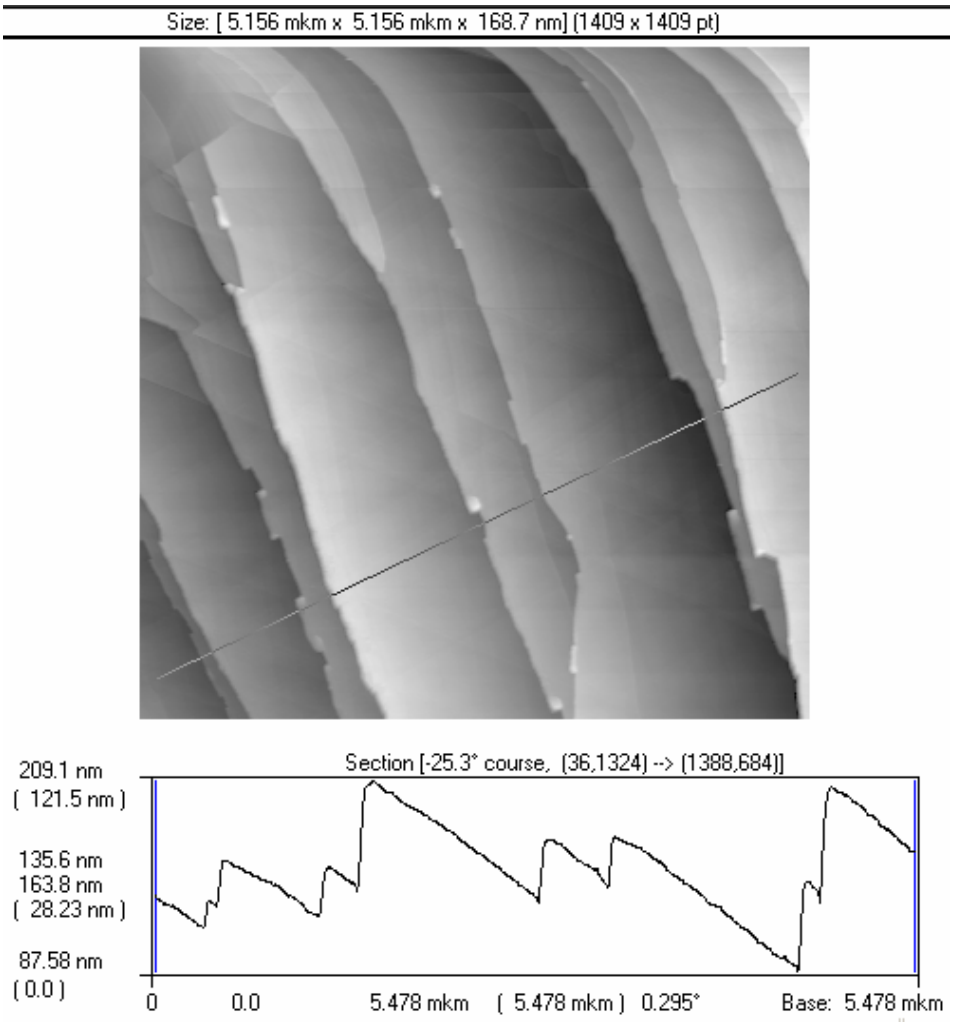


Рисунок 4 – АСМ-изображение скола монокристалла висмута, полученного при комнатной температуре и поперечное сечение.

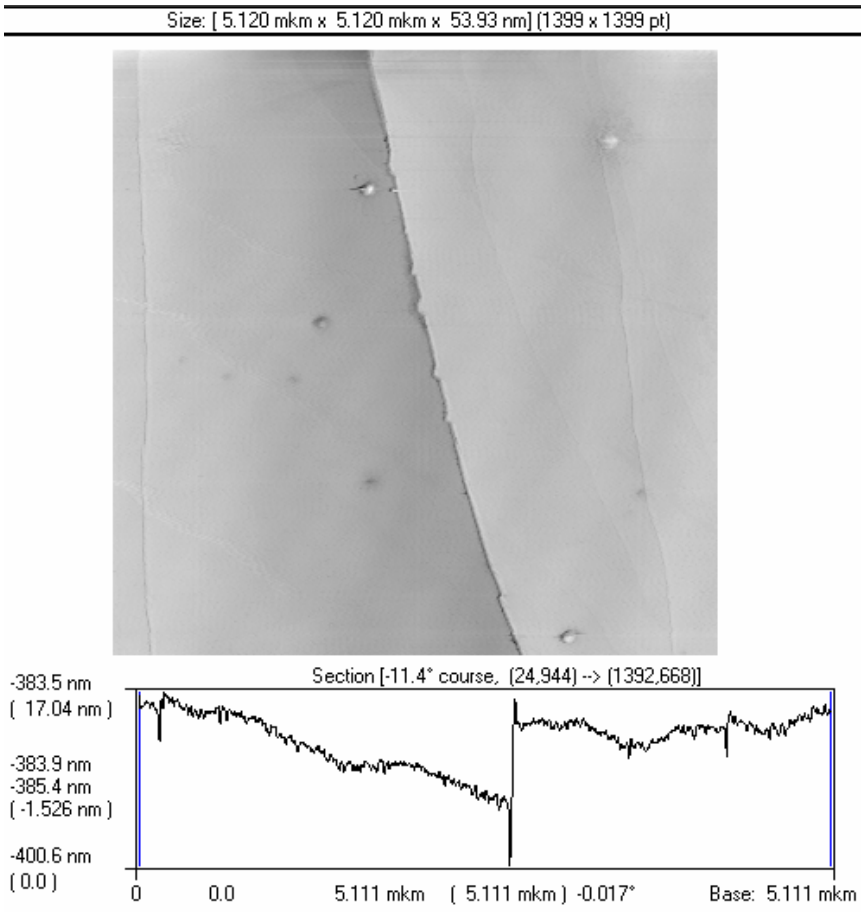


Рисунок 5 – АСМ-изображение скола монокристалла висмута, полученного при температуре жидкого азота и поперечное сечение.

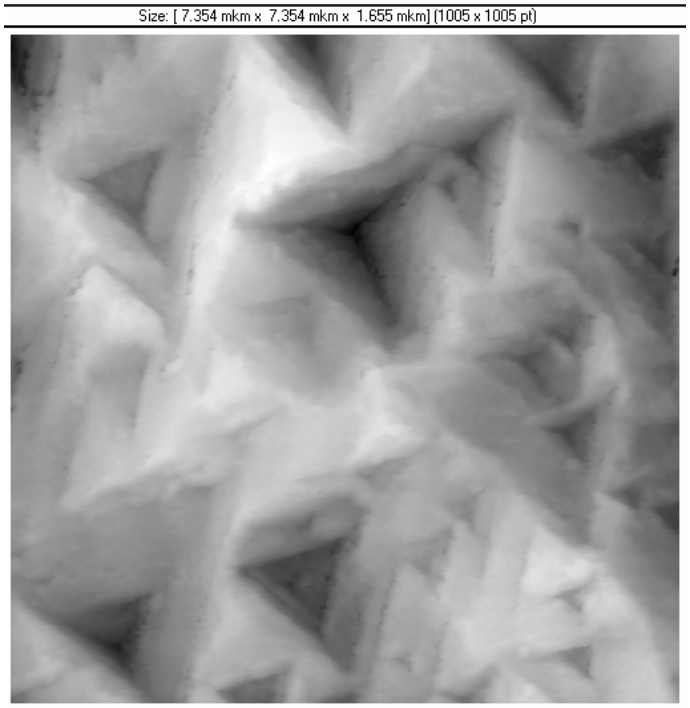


Рисунок 6 – АСМ-изображение поверхности скола монокристалла висмута после действия травителя в течение 3с.

При скалывании кристаллов при комнатной температуре показано наличие множества террас различной высоты и ширины, имеющих соответствующий наклон. Скол при температуре жидкого азота имеет меньшее число террас, гораздо большей ширины, меньшего наклона и меньшей высоты ступеней.

На основании проведенных исследований можно заключить, что АСМ-метод дает возможность получать кадры поверхности, анализ которых дает достоверную информацию о структурах поверхности кристаллов. Анализ среза и приповерхностных слоев позволяет оценить пригодность получаемых при помощи электроэрозионного станка разделяемых элементов кристаллов и показал недостатки метода электроискровой резки для монокристаллов висмута - при самых благоприятных режимах неизбежно возникновение промежуточного, структурно нарушенного слоя с многократно возросшей дефектной структурой. Эти обстоятельства указывают на необходимость тщательного подбора параметров работы электроэрозионного станка и использования других методов разделения монокристаллов висмута. Анализ сколов показал, скалывание монокристалла висмута при комнатной температуре ведет к высокой дефектности поверхности, связанной с пластической деформацией. Снижение температуры скалывания до азотной позволяет получить менее дефектный скол.

Таким образом, процессы выращивания монокристаллов широко известны и достаточно хорошо отработаны, тем не менее, следует предпринимать все меры для уменьшения дефектообразования в процессе их роста, при извлечении слитка из контейнера и разделении кристалла на отдельные элементы.

Результаты данной работы могут быть полезны для дальнейшего выяснения механизмов разрушения кристаллов висмута, контроля качества выращиваемых кристаллов и отработки технологии получения структур поверхностей с заданными параметрами.

Список использованных источников

1. Киселев В. Ф., Козлов С.Н., Зотеев А.В. Основы физики поверхности твердого тела. МГУ. М., 1999. - 287 с.
2. Офицеров А. В. Исследование электронных свойств поверхности висмута методами сканирующей туннельной микроскопии и спектроскопии. Дис. … канд. физ.-мат. наук. М.:ИФП им. П.Л.Капицы РАН .-2004.- 120 с.
3. Трояновский А.М., Эдельман В.С. Образование атомно гладких террас при сколе кристалла висмута и динамика их границ//Письма в ЖЭТФ. 1994. т.60.в.2. С.104-108.
4. Хрипунов Ю.В., Марков О.И. Исследование поверхности монокристалла висмута сканирующим туннельным микроскопом//Учёные записки ОГУ. Серия: естественные, технические и медицинские науки. 2009.-№2(32).-С.27-37.
5. Марков О. И., Хрипунов Ю. В. Диагностика структуры поверхности, полученной при электроискровой резке монокристаллов висмута//1-я Всероссийская научная конференция «Методы исследования состава и структуры функциональных материалов. МИССФМ-2009». Тезисы докладов. Институт катализа РАН. Новосибирск. -2009. -С.275.
6. Современная кристаллография. Том 4.Физические свойства кристаллов./ Шувалов Л.А. и др.М.: Наука. 1981. 496с.

ВОПРОСЫ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ И РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Иванов А. М.
Учреждение РАН «Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН», г. Якутск, Россия
E-mail: a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

THE QUESTIONS OF THERMOPLASTIC REINFORCEMENT OF STEELS AND DEVELOPMENT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION METHODS

Ivanov A. M.
The Institution of the Russian Academy of Sciences "V.P. Larionov Institute of the Physical-Technical Problems of the North of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences", Yakutsk, Russia
E-mail: a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

A short review of works in the field of thermoplastic hardening of steel and the current level of methods of severe plastic deformation (SPD). The results of research to improve the strength and cold resistance of steel.

Термопластическое упрочнение материалов

Вопросы термопластической обработки рассматриваются во многих работах [1–6 и др.]. В них рассмотрены механизмы упрочнения при термопластической обработке, виды термомеханической обработки, влияние термомеханической обработки на прочность сталей и другие вопросы. Для сравнения известных методов термопластического упрочнения и интенсивной пластической деформации остановимся на результатах исследований стали Ст3сп.

В частности, в работе [6] применялись известные режимы:

1) механико-термической обработки (МТО) по методике ИМЕТ (растяжение при комнатной температуре до конца площадки текучести, выдержка в разгруженном состоянии в электропечи при температуре 100 °С в течение 20 часов);

2) многократной механико-термической обработки (ММТО), т.е. трехкратного повторения циклов МТО;

3) механико-термической обработки по режимам: а) пластическая деформация растяжением на 6 % при температурах 100, 300, 500 и 700 °С, б) последующая выдержка в разгруженном состоянии при температуре деформации (700 °С) в течение 20 часов, а после деформации – выдержка при 500 °С;

4) высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) – пластическая деформация растяжением на 6 % при температуре 930 °С, после деформации при 930 °С немедленная закалка в воде с температуры деформации, для части образцов – последующий отпуск при температуре 500 °С.

Остановимся на результатах по хладостойкости на примере Ст3. Характеристики прочности и пластичности приведены в таблице 1.

Естественно, при понижении температуры прочность возрастает, характеристики пластичности, коэффициент интенсивности напряжения K_{1c} и ударная вязкость образцов с нормальным надрезом снижаются. Наиболее высокие показатели по прочности достигаются при ВТМО-930, но с низкой пластичностью. Хорошие показатели по прочности и пластичности получены при улучшении стали.

Таблица 1 – Механические характеристики различных состояний стали Ст3

№	Состояние	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_т$, МПа	ψ, %	δ, %	K_{1c}, МПа·м$^{1/2}$
1	Состояние поставки	429,2	259,7	59,5	27,5	274,1
2	Отжиг	406,7	249,9	57,0	26,5	240,3
3	Улучшение	509,6	347,9	56,5	23,0	282,2
4	МТО	460,6	240,1	54,0	21,5	233,8
5	ММТО	504,7	–	48,5	15,0	241,9
6	МТО-100	529,2	499,8	57,0	11,0	230,6
7	МТО-300	519,4	490,0	56,0	9,0	246,7
8	МТО-500	592,9	455,7	59,0	16,5	362,8
9	ВТМО-700	514,5	403,8	59,0	13,0	248,3
10	ВТМО-930	705,6	543,9	53,5	9,0	237,0
11	ВТМО-930 с отпуском	612,5	294,0	57,0	12,5	272,5

После МТО = 500 °С K_{1c} намного выше, чем всех указанных состояний. А при понижении температуры изменяется незначительно, его понижение наблюдается после -80 °С. Параметр K_{1c} при обработке по режиму МТО-500 увеличивается в 1,3 раза по сравнению с состоянием поставки, что говорит об увеличении сопротивляемости распространению трещины. Данное обстоятельство объясняется следующим. МТО способствует образованию полигональной структуры. С увеличением температуры деформирования и последующей выдержки при 500 °С образуется субструктура вследствие выстраивания дислокаций в ряды, которая равномерно охватывает весь объем металла. В результате уменьшается вероятность локализации пластической деформации. При нагружении подводимая энергия равномерно поглощается всем объемом, что затрудняет возникновение локальной концентрации напряжений, следовательно упрочненный материал более пластичен. Увеличивается сопротивляемость возникновению и распространению трещины. В случае деформирования при 700 °С усиливаются рекристаллизационные процессы, в результате чего не наблюдается положительного влияния упрочнения на склонность стали Ст3 к хладноломкости. Ударные испытания показали, что наиболее благоприятное изменение ударной вязкости происходит в случае деформации при температуре 500 °С.

Таким образом, из всех видов проведенных в [6] упрочняющих обработок наиболее благоприятное влияние на механические свойства стали Ст3 оказывает МТО по режиму: пластическая деформация растяжением на 6 % при температуре 500 °С с последующей выдержкой при этой температуре в течение 20 ч.

В работе [7] отмечается, что при МТО стали Ст3кп с целью повышения хладостойкости при низких температурах наиболее оптимален режим: отжиг при температуре 1100 °С, пластическая деформация на 6 % при температуре 500 °С и выдержка в разгруженном состоянии при температуре деформации.

Методы интенсивной пластической деформации

Существуют различные методы ИПД: кручение под высоким гидростатическим давлением (КГД), равноканальное угловое прессование (РКУП), прокат, всесторонняя ковка и др. Одним из методов ИПД, позволяющим получить объемные образцы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, является равноканальное угловое прессование (РКУП). Метод РКУП, реализующий деформацию массивных образцов простым сдвигом, был разработан В.М. Сегалом с сотрудниками в 70-х годах 20-го века [8]. В начале 90-х годов прошлого столетия Р.З. Валиевым с соавторами [9] данный способ был развит и впервые применен как метод ИПД для получения структур с субмикрокристаллическим и нанометрическим размером зерен.

Способ РКУП реализует деформацию массивных образцов простым сдвигом без изменения поперечного сечения образцов, что создает возможность для их повторного деформирования. РКУП представляет собой процесс, при котором объемная металлическая заготовка продавливается в специальной оснастке через два канала равного сечения, пересекающихся под некоторым углом. При этом в месте пересечения каналов реализуется сдвиговая деформация, приводящая к измельчению зеренной структуры материала. Основные маршруты РКУП следующие: А, В (B_A и B_C) и С.

Основной метод РКУП, предложенный Сегалом, нашел свое развитие в работах других исследователей: РКУ прессование с параллельными каналами, РКУ прессование с противодавлением, непрерывное РКУ прессование и др., представленных в [9]. В ИФТПС СО РАН также разрабатываются новые схемы РКУ прессования, направленные на повышение эффективности процесса интенсивной пластической деформации при упрочнении металлических материалов в виде объемных заготовок, колец, проволок, лент, пластин и листов.

Схема ИПД и ТО

Использованную нами схему термопластической обработки с применением ИПД можно представить следующим образом (рис.1).

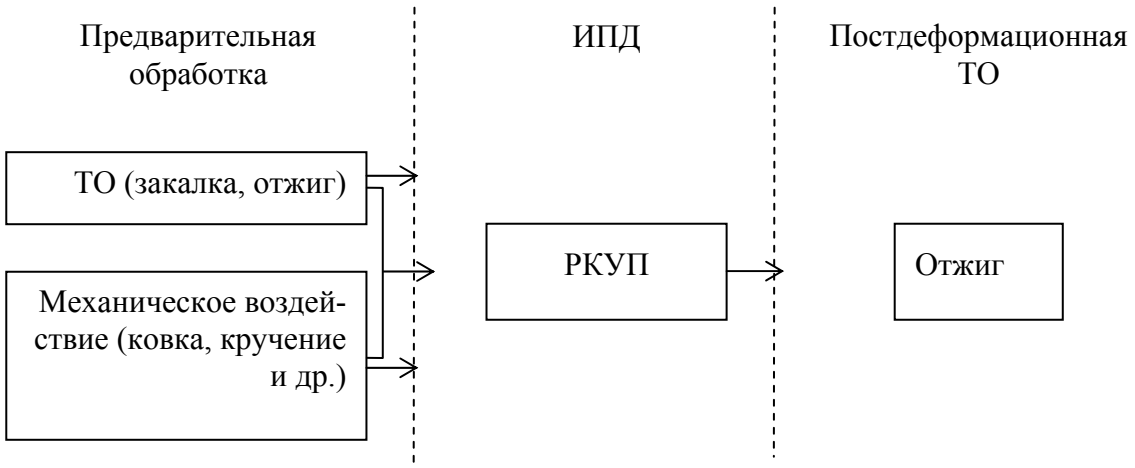


Рисунок 1 – Схема ИПД и ТО.

Термопластическая обработка на формирование структуры сплавов и превращения в твердом состоянии – с полиморфным превращением или без него, но имеющих растворимые избыточные фазы. Следует отметить, что, как правило, ИПД осуществляется ниже температуры рекристаллизации.

Как известно, исходное состояние материала имеет большое влияние на процесс создания дислокационной структуры и её термомеханическую стабилизацию. Роль предварительной обработки, предшествующей ИПД, заключается в получении равновесной структуры, изменении твердости, прочности, вязкости, пластичности, обрабатываемости, формы и величины зерна, выравнивании химического состава, снятии внутренних напряжений. Например, отжиг снижает твердость, тем самым улучшает деформируемость стали, снимает внутренние напряжения и т.д. Закалка в свою очередь повышает твердость и прочность, снижает вязкость и пластичность, но вместе с тем исключает мягкие ферритные включения, образуется мартенситная структура и уменьшение размера зерна. Ковка и кручение уменьшают размер зерна, повышают твердость и прочность.

Основной процесс – ИПД по схеме РКУП существенно измельчает зерно за счет сдвиговой деформации в месте пересечения каналов прессования, повышает твердость и прочность. А постдеформационный (после ИПД) отжиг при разных температурах позволяет снимать внутренние напряжения и способствует повышению пластичности стали при некотором снижении прочности. При этом можно добиться того, чтобы достигнутый мелкий размер зерна сохранялся или увеличивался незначительно, прочность была выше, чем для исходного состояния, а пластичность была сопоставима с исходным или даже выше (режим 6 в табл. 2).

Прочность конструкционных сталей после ИПД

В ИФТПС отработаны технологии многократного упрочнения конструкционных сталей Ст3сп, 09Г2С и др. РКУП приводит к существенному повышению прочности по сравнению с исходным состоянием (некоторые примеры приведены в таблице 2). По сравнению с аналогичными показателями крупнозернистого материала в состоянии поставки, предел прочности повышается почти в 2 раза, предел текучести в 3 раза, однако при этом снижает пластичность в 2,5–5,5 раза.

Таблица 2 – Механические характеристики стали Ст3сп после РКУП и ТО

№	Состояние	Механические свойства		
		$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %
1	Исходное состояние - состояние поставки	330	480	25
2	РКУП, С, 400 °С, *n*=2	750	791	5,0
3	РКУП, С, 400 °С, *n*=8	830	844	5,4
4	Закалка в воде от 880 °С + РКУП (С, 400 °С, *n*=2)	1015	1015	4,4
5	Закалка в воде от 850 °С + РКУП (B_c, 400 °С, *n*=8) + Отжиг при 500 °С	870	870	10
6	Закалка в воде от 850 °С + РКУП (B_c, 400 °С, *n*=8) + Отжиг при 600 °С	510	585	28

В [10] показано, что повышение прочности сталей методами равноканального углового прессования и термической обработки определяется структурно-фазовыми изменениями в материале. На структурно-фазовое состояние и показатели прочности существенное влияние оказывают режимы термомеханической обработки (РКУП, предварительная и постдеформационная ТО). После РКУП в стали Ст3сп формируется текстура и ферритные фазы становятся более вытянутой формы по направлению прессования. Также происходит однородное распределение карбидной составляющей по всему образцу. После ТМО (РКУП и ТО) формируется измельченная ферритно-бейнитная структура. При РКУП по маршруту «B_C» в 2 цикла образуется СМК структура с большеугловыми границами зерен по сравнению со

структурой, полученной при маршруте «С» в 2 цикла, для которого характерны преимущественно малоугловые границы зерен. Влияние количества проходов РКУП на изменения микроискажений и относительной плотности дислокаций неоднозначно. Характерно то, что в образцах из стали Ст3сп, для которых количество проходов РКУП составляет n=2 и более, и процесс обработки заключается в сочетании предварительной ТО и РКУП, а также при циклическом чередовании закалки и РКУП, цементит (Fe_3C) и карбид легирующего элемента (Mn_3C) не обнаружены.

Следует отметить, что кроме сочетания РКУП и ТО, эффективна комбинация методов механической обработки вдобавок к ТО – кручения и РКУП, ковки и РКУП [11].

Повышение хладостойкости конструкционных сталей

Для демонстрации влияния ТО и РКУП на ударную вязкость (KCV) при температуре испытания –60 °С приведем примеры для некоторых режимов обработки (рис.2).

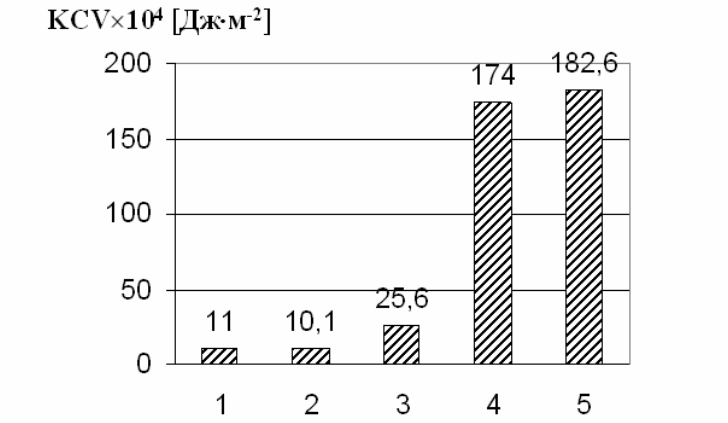


Рисунок 2 – Ударная вязкость (KCV) стали Ст3сп при температуре испытания –60 °С: 1 – в исходном состоянии; после режима: 2 – РКУП (B_c, 450 °С, n = 4); 3 – закалка + РКУП (B_c, 450 °С, n = 4); 4 – закалка + РКУП (B_c, 400 °С, n = 8) + отжиг при 873 К; 5 – закалка + РКУП (B_c, 450 °С, n = 4) + отжиг при 600 °С.

Предварительная закалка стали Ст3сп осуществлялась от температуры 850 °С в воду. РКУП проводился по двум маршрутам B_c и C при температуре T = 400 и 450 °С и числе циклов прессования n = 4 и 8. Отжиг УМЗ заготовок был проведен в диапазоне температур 500…600 °С УМЗ заготовок был проведен в, близких к температуре начала рекристаллизации. После РКУП исходного (состояние поставки) и закаленного состояния в стали формируется структура с размером фрагментов менее одного микрона [12]. РКУП приводит к формированию структуры с фрагментами, преимущественно, зеренного типа. Отжиг при 550 °С не приводит к заметному росту зерен, но способствует формированию более равновесных границ. В свою очередь отжиг при 600 °С приводит к некоторому росту зерен до размеров 1–3 мкм.

Анализ данных показывает, что предварительная закалка в дополнение к РКУП приводит к повышению ударной вязкости более чем в 2 раза. При одинаковых режимах закалки и РКУП, отжиг при температуре 600 °С приводит к более значительному росту ударной вязкости. Лучший результат по сопротивлению ударному изгибу при –60 °С достигнут в состоянии «закалка + РКУП (B_c, 450 °С, n = 4) + отжиг при 600 °С», при этом ударная вязкость повысилась в ~16,5 раз.

Таким образом, формирование УМЗ структуры по предложенной схеме способствует значительному повышению ударной вязкости по сравнению с исходным структурным состоянием и с состоянием после закалки и РКУП.

Выводы

Результаты проведенных исследований показали возможность оптимизации прочностных характеристик и хладостойкости стали методами равноканального углового прессования и термической обработки. Оптимизация показателей прочности и хладостойкости стали проводится применением различных режимов равноканального углового прессования, и предварительной и постдеформационной термической обработки, на основе исследования микроструктуры, механических свойств, закономерностей деформирования, энергетических затрат при деформировании, сопротивления хрупкому разрушению и механизма разрушения материала. Предложенный подход может служить основой для разработки соответствующих технологий упрочнения и повышения хладостойкости сталей сочетанием интенсивной пластической деформации и термической обработки.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта №III.20.3.3 Программы №III.20.3 СО РАН и проекта №11.3 Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №11.

Список использованных источников

1. Иванова В.С., Гордиенко Л.К. Новые пути повышения прочности металлов. М.: Наука, 1964. - 118 с.
2. Бернштейн М.П. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. - Т. 1, 596 с. Т. 2., 590 с.
3. Гуляев А.П. Структурные изменения при термомеханической обработке стали и их влияние на механические свойства // Металловедение и термическая обработка металлов, 1965. - №11. – С. 9-17.
4. Криштал М.А., Рязанцев И.Я. Высокотемпературная термомеханическая обработка стали Ст3 // Металловедение и термическая обработка металлов, 1966. - №9. – С. 28-32.
5. Приданцев М.В., Котик Э.М. Влияние термомеханической обработки на механические свойства низкоуглеродистых и низколегированных сталей // Металловедение и термическая обработка металлов, 1966. - №9. – С. 24-28.
6. Григорьев Р.С., Ларионов В.П., Сосин Т.С., Яковлев П.Г. Термопластическое упрочнение конструкционных сталей, работающих при низких температурах. – Новосибирск: Наука, 1974. – 48 с.
7. Григорьев Р.С., Сосин Т.С., Степанов В.П., Яковлев П.Г. Термопластическое упрочнение как перспективное направление в создании высокопрочных материалов // Научно-технический прогресс и физико-технические проблемы Севера. - Якутск, 1972. – С. 68-87.
8. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Малышев В.Ф. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Навука і тэхніка. 1994. - 231 с.
9. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ТКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
10. Петрова Н.Д., Петров П.П., Платонов А.А., Иванов А.М. Прочность и структурно-фазовое состояние сталей после интенсивной пластической деформации и термической обработки // Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2010. – №2. – (в печати).
11. Ivanov A. M., Lukin E. S., Petrova N. D., Vashenko S. S. Deformation and destruction of the structural steel subjected to severe plastic deformation and thermal processing // Reviews on Advanced Materials Science, 2010 (in press).
12. Рааб Г.И., Иванов А.М., Гундеров Д.В., Петров П.П., Лукин Е.С., Петрова Н.Д., Платонов А.А., Валиев Р.З. Повышение прочности и хладостойкости конструкционных сталей интенсивной пластической деформацией и термической обработкой // Сб. тезисов докладов II Всероссийской конференции по наноматериалам «НАНО-2007» и IV Российско-Белорусского семинара «Наноструктурные материалы-2007» (13-16 марта 2007 г., Новосибирск). – Новосибирск: ИХТТМХ СО РАН. – 2007. - С. 390.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ТУГОПЛАВКОМ ГЦК-МЕТАЛЛЕ

Ахидова Е. А.[1], Антонова О. В.[2], Пилюгин В. П.[2], Панфилов П. Е.[1]
[1] *УрГУ, Екатеринбург, Россия*
[2] *ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

PLASTIC FLOW OF THE REFRACTORY FCC-METAL

Akhidova E. A.[1], Antonova O. V.[2], Pilyugin V. P.[2], Panfilov P. E.[1]
[1] *USU, Ekaterinburg, Russia*
[2] *IMP UB RAS, Ekaterinburg, Russia*
E-mail: elena.akhidova@usu.ru

The mechanical behavior of iridium is investigated. It is shown that the deformation single crystal of iridium (10-70%) occurs at first stage in spite of that fracture was transgranular. Necking of iridium wire begins at once at the appearance of stress. Surface of fracture is transgranular too, while the coefficient of necking is more than at other FCC metals such as copper, aluminum and etc. Study of dislocation structure of polycrystalline iridium after deformation has shown that it the same of FCC metals.

Из металлов с ГЦК решеткой к тугоплавким можно отнести только иридий, ($T_{пл}$ = 2443^{o}C). В отличие от остальных ГЦК-металлов, он плохо поддается термомеханической обработке из-за зернограничной хрупкости. Считается, что в чистых металлах зернограничная хрупкость обусловлена действием неметаллических примесей. В задачу работы входило исследование механического поведения иридия, свободного от неметаллических примесей. Образцы для исследования были изготовлены из высокочистого иридия в моно- и поликристаллическом состоянии. Развитие дефектной структуры образцов изучали металлографическими методами (оптическая, электронная сканирующая и просвечивающая микроскопия). Показано, что вся деформация монокристалла иридия при растяжении (удлинение 10%÷70%) происходит на I стадии деформации (стадии легкого скольжения), когда образования шейки не происходит, несмотря на это образцы разрушались транскристаллитным сколом. Отсутствие локализованного накопления деформации можно объяснить тем, что формирование шейки в металлическом монокристалле происходит на III стадии деформации. Характер накопления следов деформации и дислокационная структура указывают на то, что монокристаллический иридий деформируется за счет октаэдрического скольжения на первой стадии деформации. Дефектная структура монокристалла иридия представляет собой скопление прямолинейных дислокационных сегментов, тогда как малоугловых границ не наблюдалось. В отличие от монокристаллических образцов, в иридиевой проволоке локализация деформации начинается сразу при приложении нагрузки (отсутствует стадия равномерного удлинения) и по утонению образца в шейке иридий превосходит медь и алюминий при одинаковой гомологической температуре. Несмотря на значительное утонение, морфология излома иридиевой проволоки оказывается близкой к транскристаллитному сколу. Электронно-микроскопическое исследование поликристаллического иридия показало, что различий между его дислокационной структурой и структурой остальных ГЦК-металлов нет. При больших деформациях при комнатной температуре в поликристаллическом иридии формируется стабильная ультрамелкодисперсная (нано) кристаллическая структура (размер кристаллита порядка 50 нм).

Работа поддержана в рамках программы Минобрнауки РФ "Развитие научного потенциала высшей школы" (# 2.2.2.2/5579) и гранта Американского фонда гражданских инициатив (# RUXO-005-EK-06/BG4M05).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВРЕМЕНИ НАГРЕВА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛЕЙ МАРОК 20 И 45, НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Копцева Н. В., Ефимова Ю. Ю., Михоленко Д. А.
ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия
E-mail: koptsev2002@mail.ru

EFFECT OF TEMPERATURE AND HEATING TIME ON THE MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF THE CARBON STEEL 20 AND 45, NANOSTRUCTURED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING

Koptseva N. V., Efimova Y. Y., Miholenko D. A.
Magnitogorsk State Technical University named after G.I. Nosov, Magnitogorsk, Russia
E-mail: koptsev2002@mail.ru

The microstructure and mechanical properties at heating of nanostructured by method of equal channel angular pressing carbon constructional steel 20 and 45 with thin lamellar pearlite in the initial structure are investigated. Dependences of hardness on temperature and heating time are received. The modes of heating providing stability of ultrafine structure and hardness of steels, nanostructured by method of equal channel angular pressing are revealed.

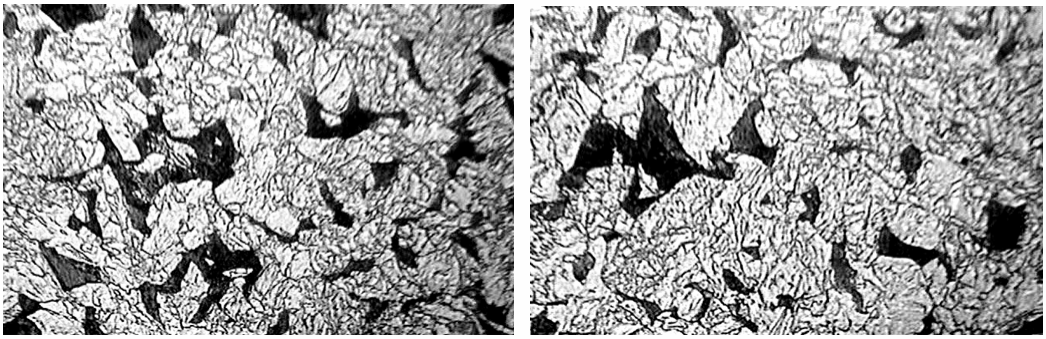
В настоящее время наблюдается настоящий «бум» в исследовании структуры и свойств ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД). Интерес к ним оправдан высокими, часто необычными механическими свойствами – сочетанием высокой прочности с высокой пластичностью [1]. Наиболее эффективной схемой деформации является равноканальное угловое прессование (РКУП), основанное на деформации простым сдвигом при постоянстве начальных и конечных сечений. Важнейшее значение для практики имеет стабильность структуры и свойств стали при последующем нагреве. Между тем в литературе практически отсутствуют сведения о поведении углеродистых сталей с феррито-перлитной структурой, полученной при РКУП и последующем нагреве.

В данной работе выполнено исследование стабильности структуры и свойств при нагреве конструкционных сталей 20 и 45, наноструктурированных методом РКУП. Процесс РКУП реализовывался по известной схеме [1] в условиях Научно-исследовательского института физики перспективных материалов ГОУ ВПО «Уфимский государственный авиационный технический университет» на образцах диаметром 20 мм и длиной 120 мм. РКУП осуществлялось при 400 ^{o}C путем продавливания заготовки через оснастку с каналами, пересекающимися под углом 120^{o}, в четыре прохода с поворотом образца после каждого прохода вокруг продольной оси на угол 90^{o}. После РКУП образцы подвергались нагреву до 200, 300, 400, 500, 600 и 700 ^{o}C с выдержками 5 мин. и 1 ч.

Металлографический анализ проводился на микроскопе «ЭПИКВАНТ» с использованием системы компьютерного анализа изображений SIAMS-600. Растровый электронно-микроскопический (РЭМ) анализ осуществлялся с помощью микроскопа JSM-6490LV при ускоряющем напряжении 30 кВ в режимах вторичных и упруго отраженных электронов. Количественный микроанализ полученных РЭМ изображений проводился с использованием программы Thixomet PRO с применением статистической обработки данных. Было проанализировано по три-пять изображений на каждом этапе обработки. При этом объем выборки по исследуемому параметру составил в среднем от 100 до 500 единиц.

Твердость измерялась методом вдавливания алмазной пирамиды в соответствии с ГОСТ 9475-60 на твердомере Buehler Micromet.

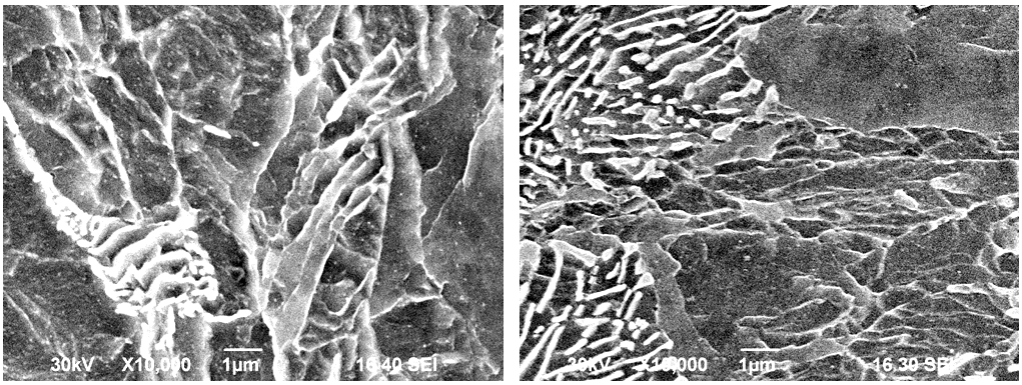
Микроанализ показал, что воздействие РКУП привело к фрагментации практически всех зерен феррита и в стали 20, и в стали 45 (рис. 1). При этом в низкоуглеродистой стали 20 твердость оказалась сопоставимой с твердостью среднеуглеродистой стали марки 45 и составила в среднем 2470 и 2570 МПа, соответственно, что объясняется интенсивным диспергированием ферритной матрицы в процессе РКУП [1-3 и др.].



а б

Рисунок 1 – Микроструктура на поверхности и в центре поперечного сечения прутка из стали 20 (*а*) и стали 45 (*б*) после РКУП, х 500

РЭМ показала, что микроструктура исследованных сталей после четырех проходов РКУП (рис. 2) характеризуется наличием деформационных полос, представляющих собой вытянутые в одном направлении зерна феррита, объемная доля которых составляет в стали 20 около 70 %, а в стали 45 – около 60 %. В ферритной матрице наблюдается формирование фрагментов со средним значением размеров от 0,55 до 0,61 мкм, объемная доля которых составляет в стали 20 35 %, а в стали 45 – 31 %. Эти фрагменты, по всей видимости, имеют высокоугловые границы, о чем свидетельствуют их равноосная форма и прямолинейные границы [2].



а б

Рисунок 2 – Деформационные полосы и фрагментация феррита в микроструктуре стали 20 (*а*) и 45 (*б*) после четырех проходов РКУП

В микроструктуре стали 20, подвергнутой РКУП, при последующем нагреве до температуры не выше 400 ^{o}C феррит остается фрагментированным (рис. 3 *а, б*). При нагреве до 400 ^{o}C с выдержкой 1 ч и при нагреве до 500 ^{o}C с выдержкой 5 мин. фрагментированное строение феррита нарушается, в структуре наблюдаются не фрагментированные зерна феррита (рис. 3 *г*). По мере дальнейшего повышении температуры (или увеличении времени выдержки) количество таких зерен возрастает, и в структуре практически весь феррит состоит только из не фрагментированных зерен (рис. 3 *д, е*).

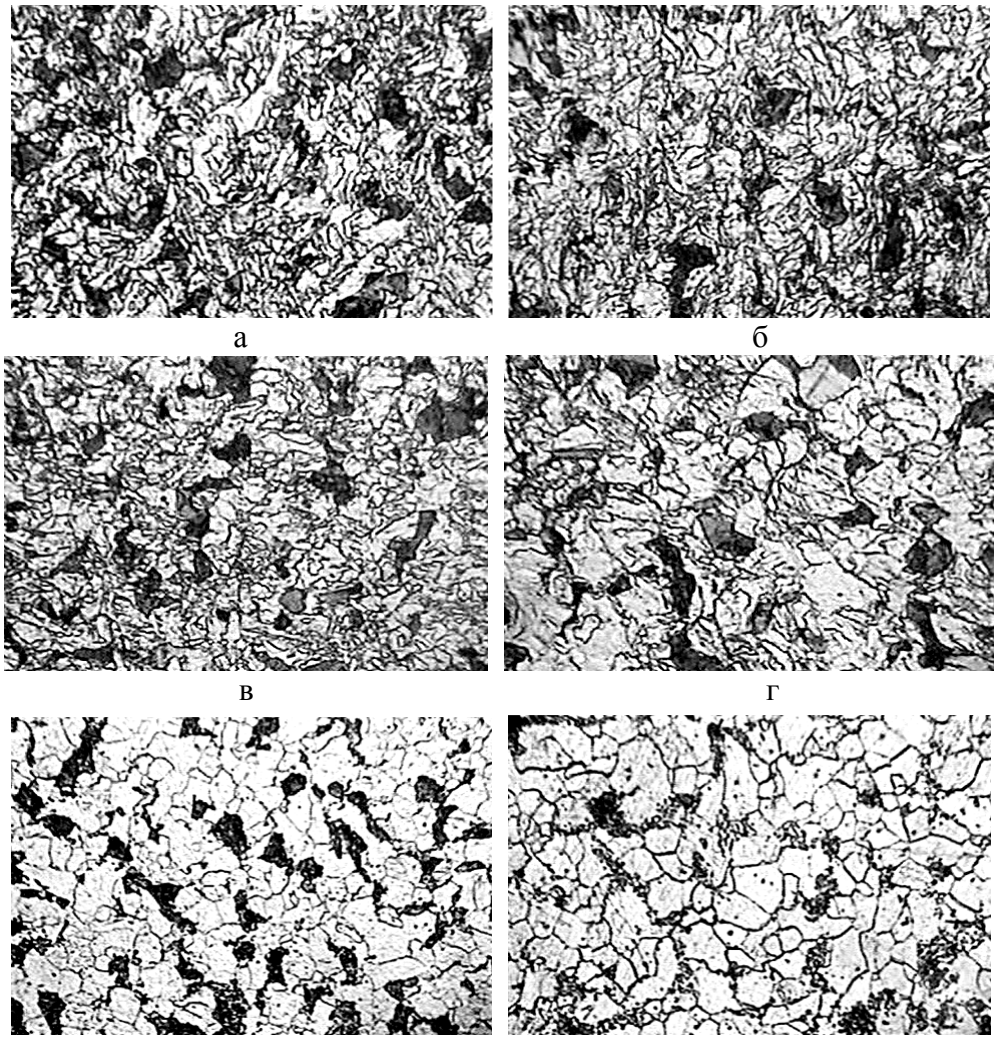


Рисунок 3 – Микроструктура стали 20 после РКУП и нагрева при температуре 200 °С (*а, б*), 400 °С (*в, г*), 500 °С (*д*) и 600 °С (*е*) с выдержкой 5 мин. (*а, в, д*) и 1 ч (*б, г, д, е*), х 500

Изменения микроструктуры стали 45 после РКУП и последующего нагрева аналогичны происходящим в стали 20 (рис. 4). При этом и в стали 20, и в стали 45 при температуре 600 °С в результате сфероидизации перлит приобретает зернистое строение, что особенно хорошо наблюдается при большой выдержке (рис. 3 *е*, 4 *е*).

Определить размер фрагментов методами световой микроскопии не представляется возможным из-за их малых величин. Особенности эволюции микроструктуры при нагреве УМЗ стали 20 и 45, полученной структурированием методом РКУП, были выявлены с помощью РЭМ. Исследование показало, что при нагреве УМЗ стали, наноструктурированной методом РКУП, до температуры 200 и 300°С при выдержках 5 мин. (рис. 5 *а, б*) и 1 ч (рис.5 *в, г*) сохраняются деформационные полосы и фрагментация феррита и пластинчатое строение перлита. Подобная картина наблюдается также при нагреве УМЗ стали до температуры 400°С в течение 5 мин.

При нагреве до температуры 400 °С с выдержкой в течение 1 ч (рис. 6 *а, б*) и до температуры 500 °С с выдержкой в течение 5 мин. (рис. 6 *в, г*) в микроструктуре появляются новые не фрагментированные зерна феррита правильной геометрической формы с равновесными тройными стыками зерен. Это свидетельствует о начале протекания рекристаллизационных процессов. Кроме того, в перлите при температуре 500 °С и выдержке 5 мин. наблюдается сфероидизация цементита (рис. 6 *б, г*).

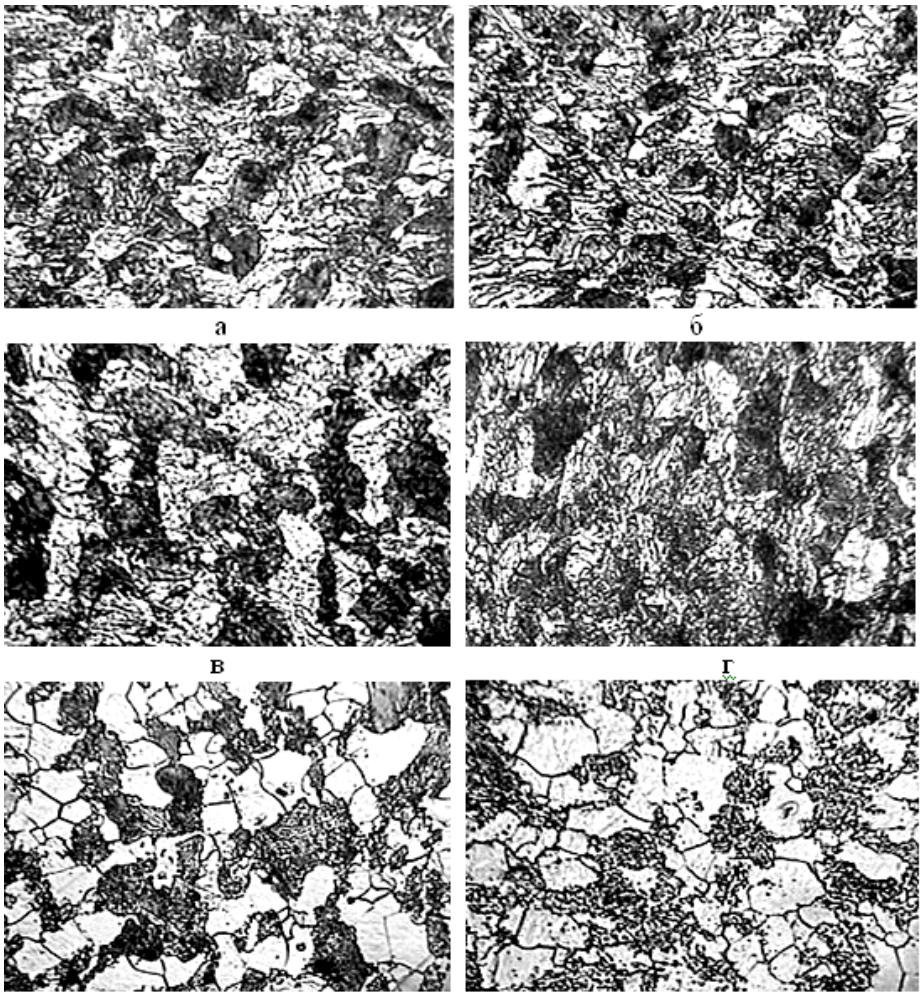


Рисунок 4 – Микроструктура стали 45 после РКУП и нагрева при температуре 200 °С (*а, б*), 400 °С (*в, г*), 500 °С (*д*) и 600 °С (*е*) с выдержкой 5 мин. (*а, в*) и 1 ч (*б, г, д, е*), х 500

При увеличении времени выдержки при 500 °С до 1 ч. (рис. 7 *а,б*) или повышении температуры нагрева до 600 °С (рис. 7 *в-е*) количество рекристаллизованных зерен феррита увеличивается, и наблюдается их рост. Процессы сфероидизации цементита почти полностью завершаются при нагреве до 600 °С с выдержкой 1 ч. (рисунок 7 *д, е*).

Изменение размеров фрагментов (зерен) феррита при нагреве стали, деформированной методом РКУП, иллюстрирует рис. 8. Средний размер фрагментов до температуры 200-400 °С увеличивается незначительно и составляет в стали 20 от 0,49 до 0,58 мкм (рис. 8 *а*), а в стали 45 – от 0,47 до 0,61 мкм (рис. 8 *б*). При нагреве до 500 °С размер фрагментов (зерен) в стали 20 увеличивается до 0,93 мкм, а в стали 45 – до 0,75 мкм. При 600 °С величина зерна резко возрастает до 5,6–6 мкм.

Как показал статистический анализ результатов количественного определения размеров структурных элементов, при нагреве стали, структурированной методом РКУП, до температуры 200–300 °С кривые плотности распределения размеров фрагментов феррита являются островершинными, что свидетельствует об однородном распределении измеренных величин. При нагреве до температуры 400 °С с выдержкой 5 мин. и при нагреве до 500 °С с выдержкой 1 ч на кривых появляется пик в области большего значения. Это подтверждает, что при указанных режимах нагрева стали, наноструктурированной методом РКУП, начинается процесс рекристаллизации с образованием новых зерен.

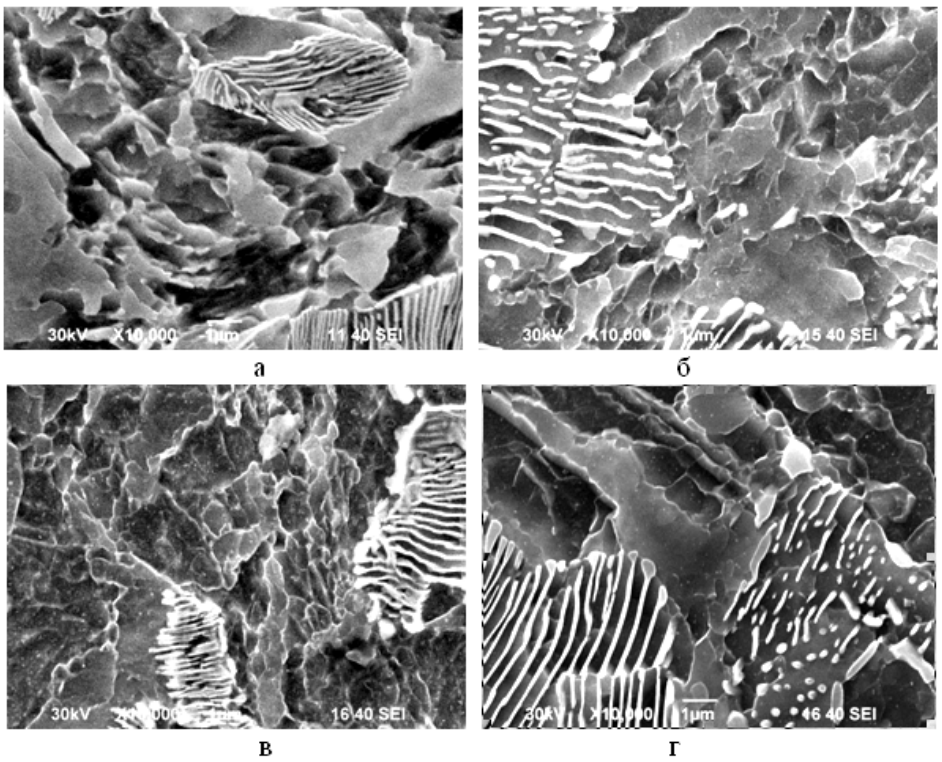


Рисунок 5 – Деформационные полосы, фрагментация феррита и строение перлита в стали 20 (*а, в*) и 45 (*б, г*) после РКУП и нагрева до 200 °С с выдержкой 5 мин. (*а, в*) и 1 ч (*б, г*)

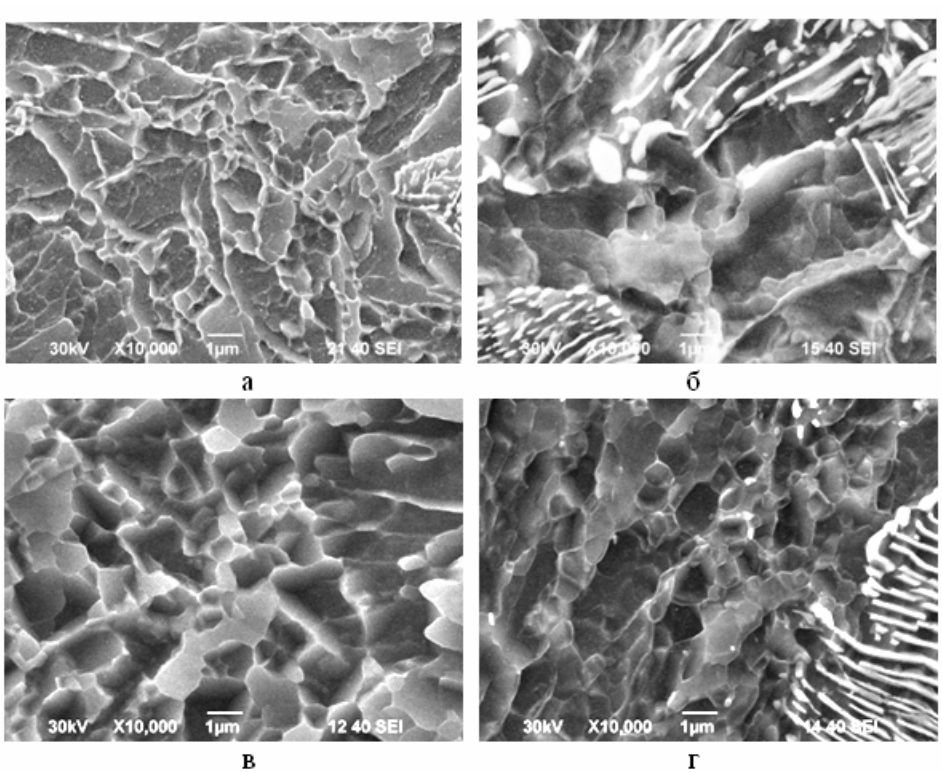


Рисунок 6 – Начало рекристаллизации в стали 20 (*а, в*) и 45 (*б, г*) после РКУП и нагрева до 400 °С с выдержкой 1 ч. (*а, б*) и до 500 °С с выдержкой 5 мин. (*в, г*)

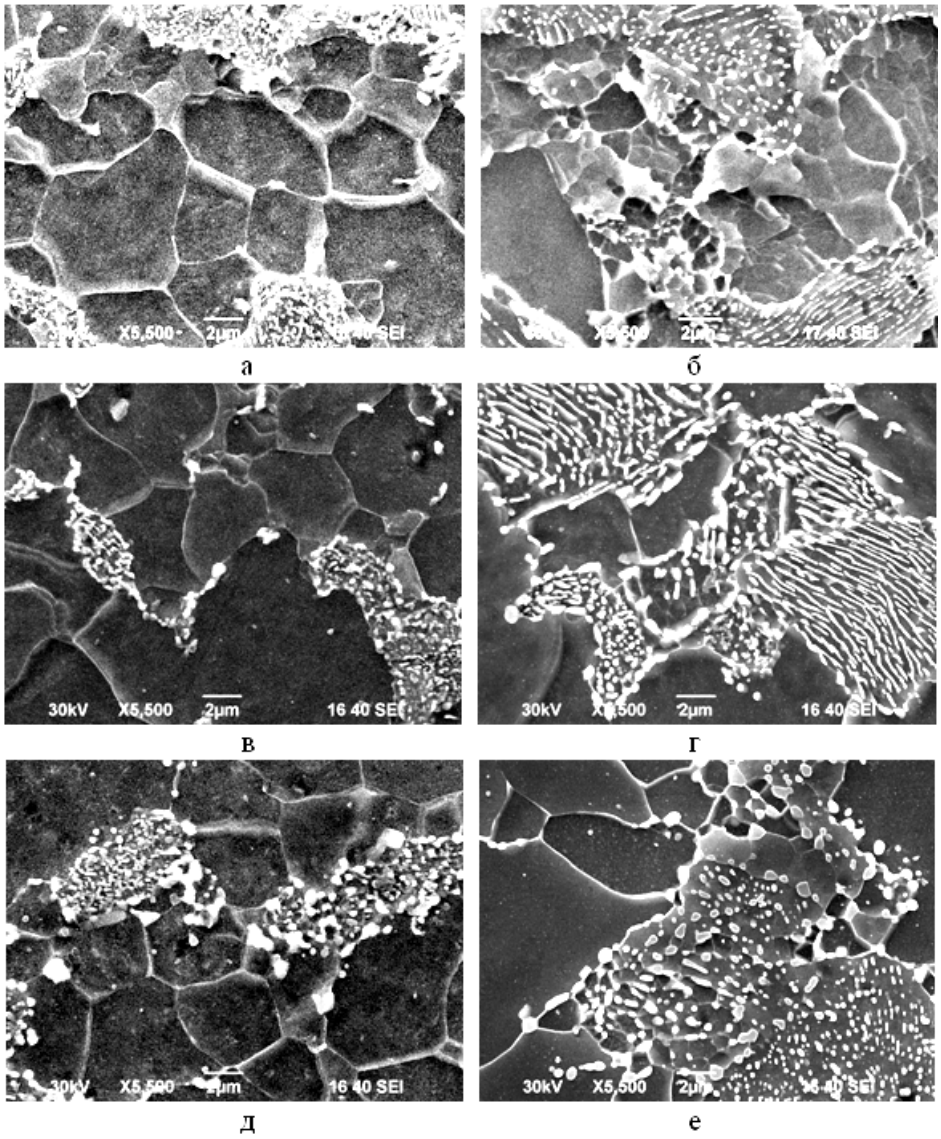


Рисунок 7 – Рекристаллизованная микроструктура в стали 20 (*а, в, д*) и 45 (*б, г, е*) после РКУП и нагрева до 500 °С с выдержкой 1 ч. (*а, б*) и до 600 °С с выдержкой 5 мин. (*в, г*) и 1ч (*д, е*)

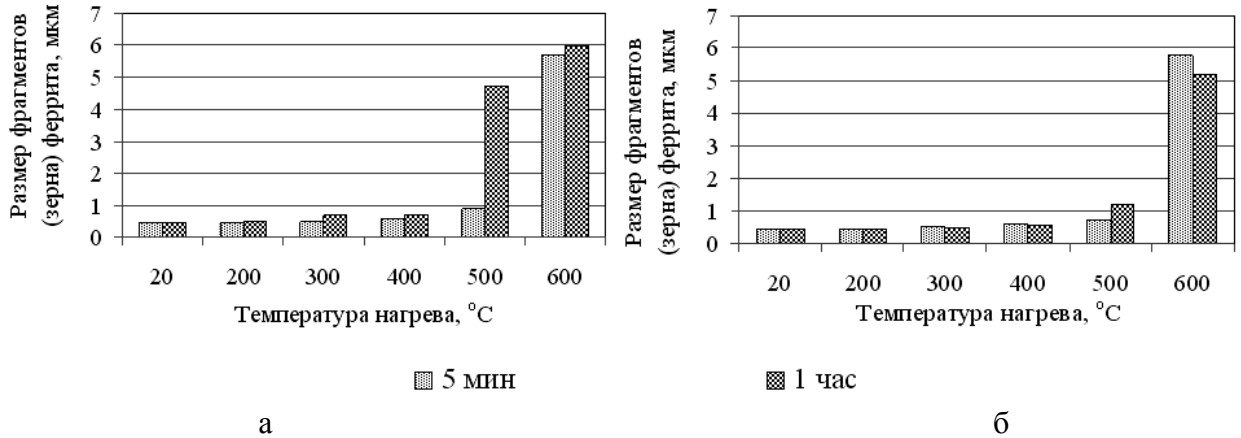


Рисунок 8 – Зависимость размеров фрагментов феррита от температуры нагрева стали 20 (*а*) и 45 (*б*), структурированной методом РКУП

Последующий рост рекристаллизованных зерен при повышении температуры до 600 °С сопровождается развитием разнозернистости, что приводит к неоднородному распределению зерен по размерам и характеризуется пологим видом частотных кривых плотности распределения размеров.

Анализ полученных данных по эволюции микроструктуры при нагреве сталей 20 и45, наноструктурированных методом РКУП, а также выявленный характер изменения размеров фрагментов (зерен) феррита позволяет сделать следующее заключение. Нагрев приводит к образованию поликристаллической структуры с очень маленьким размером зерна, что хорошо согласуется с исследованиями ряда авторов (например, [3]), выполненными на алюминиевых и медных сплавах. Они отмечали, что эволюция структуры и процессы рекристаллизации имеют особенности, которые отличаются от процесса рекристаллизации, который обычно наблюдается при отжиге холоднодеформированных металлов. Обычная рекристаллизация представляет собой зарождение и рост новых, совершенных зерен за счет деформированной матрицы, в которой в большей или меньшей степени имел место возврат.

При нагреве наноструктурированных материалов, как в данном случае стадия зародышеобразования отсутствует. Это объясняется перераспределением и уменьшением числа дислокаций, существующих в металле, подвергнутом ИПД, что приводит к формированию большеугловых границ новых совершенных зерен. Одновременно уменьшаются дальнодействующие поля напряжений и упругих искажений кристаллической решетки в результате структурного возврата. Миграция границ зерен обычно не наблюдается, т.е. механизм соответствует рекристаллизации in sity. При этом возникает одномодальное (а не бимодальное) распределение зерен по размерам. Это, очевидно, и наблюдали в данной работе при нагреве до температуры 400-500 °С. Однако если некоторые границы претерпели возврат быстрее, чем другие, возможным становится и механизм обычной рекристаллизации. Наблюдаемый рост зерен при дальнейшем повышении температуры объясняется, видимо, тем, что в структуре остаются отдельные неравновесные границы зерен. При этом в стали 45, содержащей большее количество углерода и большее количество цементитных частиц процессы рекристаллизации и роста зерен несколько задерживаются по сравнению со сталью 20.

Результаты исследования микротвердости сталей 20 и 45 иллюстрируют графики, приведенные на рис. 9. Каждая точка является средним значением 6–10 замеров, сделанных по двум взаимно перпендикулярным направлениям. Анализ полученных результатов показал, что твердость на поверхности и в центре сечения при всех режимах нагрева практически одинакова (рис. 9 *а, б*). Нагрев до температуры 200 °С приводит к некоторому увеличению твердости, особенно в стали 20 при больших выдержках, что связывают с выделением углерода, растворившегося в процессе РКУП [4]. При нагреве до 400 °С с выдержкой в течение в течение 1 ч или нагреве до 500 °С с выдержкой в течение 5 мин. начинается интенсивное уменьшение твердости в результате протекания процессов рекристаллизации, роста зерна феррита и сфероидизации цементита перлита.

Заключение

Структура стали 20 и 45, сформированная при воздействии методом РКУП в 4 прохода, сохраняет ультрамелкозернистое строение феррита и твердость при нагреве до 400-500 °С. При нагреве до 400 °С с выдержкой в течение в течение 1 ч или нагреве до 500 °С с выдержкой в течение 5 мин. начинается интенсивное уменьшение твердости в результате протекания процессов рекристаллизации, роста зерна феррита и сфероидизации цементита перлита

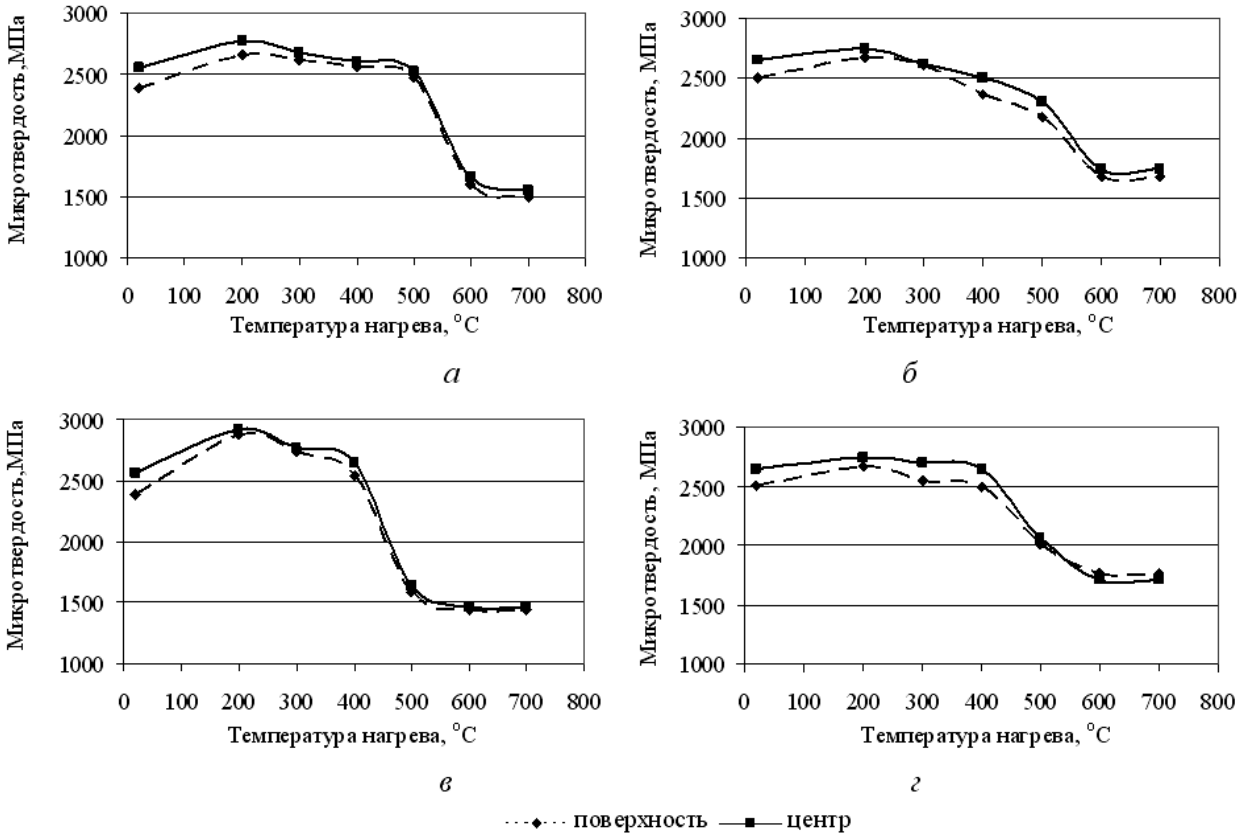


Рисунок 9 – Изменение микротвердости в зависимости от температуры нагрева сталей 20 (*а, в*) и 45 (*б, г*), структурированных методом РКУП: *а, б* – выдержка в течение 5 мин.; *в, г* – выдержка в течение 1 ч

Работа выполнена в рамках аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 годы)», проект «Создание научных основ эволюции структуры и свойств наноструктурных конструкционных сталей в процессах обработки давлением», регистр. номер 2.1./2014.), а также федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., реализация мероприятия № 1.2.2 «Проведение научных исследований научными группами под руководством кандидатов наук», проект «Развитие методов деформационного наноструктурирования для получения конструкционной стальной проволоки с уникальным комплексом механических свойств» (государственный контракт П983)

Список использованных источников

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
2. Формирование структуры и свойств при наноструктурировании углеродистых конструкционных феррито-перлитных сталей / Н.В. Копцева, М.В. Чукин, Ю.Ю. Ефимова, О.А. Никитенко // XX Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», посвященная 100-летию со дня рождения Н.Н. Липчина. Пермь, 1-5 февраля 2010 г.: Сборник материалов, Екатеринбург: изд-во УГТУ-УПИ, 2010. С.117.
3. Исследование микроструктуры и твердости при нагреве углеродистых конструкционных сталей марок 20 и 45, структурированных методом РКУП. / Михоленко Д.А., Михоленко М.Д. (науч. рук. Копцева Н.В.)// XLVIII Международная научная студенческая конференция «Студент и научно-технический прогресс» НТИ-2010, Новосибирск, 10 – 14 апреля, 2010 г. Физика: Материалы XLVIII Международной научной студенческой конференции «Студент и научно-технический прогресс». Новосибирск: Новосиб. гос. ун-т, 2010. С. 295.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРИРАЩЕНИЯ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ УПРОЧНЁННЫХ ДЕТАЛЕЙ ПО ОСТАТОЧНЫМ НАПРЯЖЕНИЯМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Павлов В. Ф., Кирпичёв В. А., Вакулюк В. С.
Самарский государственный аэрокосмический университет, Самара, Россия
E-mail: sopromat@mail.ru

FORECASTING OF ENDURANCE LIMIT INCREMENT OF STRENTHENED DETAILS WITH USE OF SURFACE RESIDUAL STRESSES

Pavlov V. F., Kirpichyov V. A., Vakuljuk V. S.
Samara state aerospace university, Samara, Russia
E-mail: sopromat@mail.ru

Influence of surface plastic deformation on fatigue resistance of specimens with stress concentrators from various steels and alloys is studied. It is established, that the criterion average residual stresses can be used for an increment forecasting of endurance limit of the strengthened details from these steels and alloys.

При внедрении в производство новых упрочняющих технологий с целью сокращения длительных и дорогостоящих испытаний на усталость необходимо разрабатывать и апробировать научно обоснованные расчётные методы прогнозирования характеристик сопротивления усталости деталей. Основную роль в повышении сопротивления усталости поверхностно упрочнённых деталей в условиях концентрации играют сжимающие остаточные напряжения [1]. В работе [2] для оценки приращения предела выносливости упрочнённых деталей с концентраторами по остаточным напряжениям был предложен критерий среднеинтегральных остаточных напряжений в виде

$$\bar{\sigma}_{ост} = \frac{2}{\pi}\int_0^1 \frac{\sigma_z(\xi)}{\sqrt{1-\xi^2}}\,d\xi, \qquad (1)$$

где $\sigma_z(\xi)$ – осевые остаточные напряжения в наименьшем сечении детали с концентратором; $\xi = y/t_{кр}$ – расстояние от дна концентратора до текущего слоя, выраженное в долях $t_{кр}$ (рис. 1); $t_{кр}$ – критическая глубина нераспространяющейся трещины усталости, возникающей при работе детали на пределе выносливости.

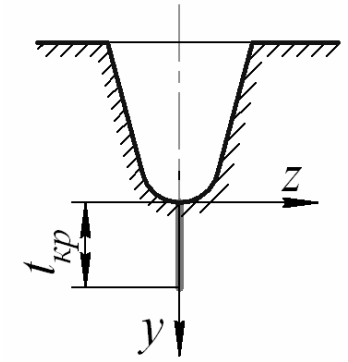


Рисунок 1 – Нераспространяющаяся трещина усталости в детали с концентратором напряжений

Приращение предела выносливости при изгибе в случае симметричного цикла $\Delta\sigma_{-1}$ упрочнённой детали с помощью критерия $\bar{\sigma}_{ост}$ можно определить по следующей формуле:

$$\Delta\sigma_{-1} = \bar{\psi}_\sigma \cdot \left|\bar{\sigma}_{ост}\right|, \qquad (2)$$

где $\bar{\psi}_\sigma$ – коэффициент влияния остаточных напряжений на предел выносливости.

Для проверки возможности использования критерия $\bar{\sigma}_{ост}$ в случае деталей из различных материалов были проведены эксперименты на образцах из сталей 30ХГСА, 12Х18Н10Т, ЭИ961, 45 и сплавов ЭИ437Б, Д16Т, В95 и В93. Механические характеристики исследуемых материалов приведены в табл. 1.

Эксперименты проводились на цилиндрических сплошных и полых (рис. 2) образцах диаметром 10–50 мм с концентраторами в виде надрезов и галтелей. Сжимающие остаточные напряжения в поверхностном слое образцов создавались обработкой микрошариками

(ОМ), гидродробеструйной обработкой (ГДО), пневмодробеструйной обработкой (ПДО) и обкаткой роликом (ОР).

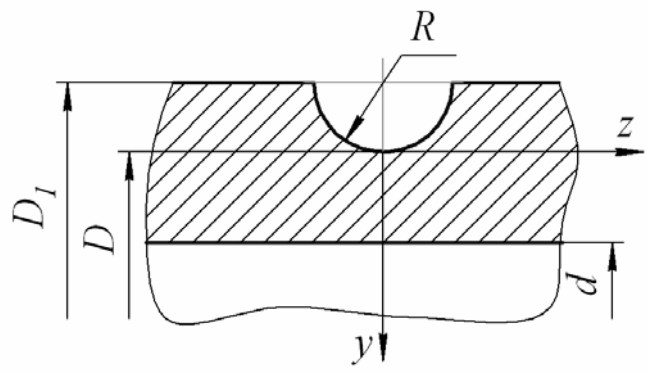


Рисунок 2 – Надрез полукруглого профиля на цилиндрической детали

Остаточные напряжения в гладких цилиндрических образцах диаметром 10 мм определялись экспериментально методом удаления части цилиндрической поверхности [3], диаметром 15–50 мм – методом колец и полосок [4]. Остаточные напряжения в образцах с надрезами, нанесёнными на упрочнённую поверхность, определялись расчётом путём суммирования дополнительных остаточных напряжений, возникающих в образцах за счёт нанесения надрезов, и остаточных напряжений гладких образцов [5].

Таблица 1 – Механические характеристики исследуемых материалов

Материал	$\sigma_в$, МПА	$\sigma_{0,2}$, МПА	δ, %	ψ, %	S_k, МПа
30ХГСА	788	536	18,9	65,9	1484
12Х18Н10Т	646	281	50,8	65,6	1444
ЭИ961	1090	992	11,3	67,4	2047
сталь 45	757	411	17,4	39,6	1097
ЭИ437Б	972	728	13,4	15,2	1100
Д16Т(1)	557	410	15,0	23,1	728
В95	645	679	6,0	17,3	755
Д16Т(2)	618	451	11,9	13,3	684
В93	334	219	16,3	20,8	358

Испытания на многоцикловую усталость при симметричном цикле в случае изгиба образцов диаметром 10 и 15 мм проводились на машине МУИ-6000, диаметром 25 мм – на машине УММ-01, диаметром 50 мм – на машине УМП-01. База испытаний – $3 \cdot 10^6$ и 10^7 циклов нагружения для сталей и сплавов соответственно. Выстоявшие базу испытаний упрочнённые образцы при напряжении, равном пределу выносливости, доводились до разрушения при бóльшем напряжении для измерения критической глубины нераспространяющейся трещины усталости $t_{кр}$.

Образцы из сталей 30ХГСА с галтелью радиусом $R = 0{,}1$ мм, 12Х18Н10Т с галтелью радиусом $R = 0{,}15$ мм, сплава Д16Т (1) с галтелью радиусом $R = 0{,}08$ мм (рис. 3) подвергались обработке микрошариками диаметром 0,10 – 0,15 мм на роторной установке в течение трёх минут. Упрочнение образцов микрошариками осуществлялось перпендикулярно их оси, поэтому обрабатывалась лишь цилиндрическая часть поверхности, а боковая поверхность оставалась в исходном состоянии, то есть без упрочнения. В связи с этим на основании работы [6] остаточные напряжения в галтели не будут заметно отличаться от напряжений гладкой части образца. Поэтому для вычисления среднеинтегральных остаточных напряжений $\overline{\sigma}_{ост}$ по формуле (1) использовались эпюры осевых σ_z напряжений по толщине a поверхностно-

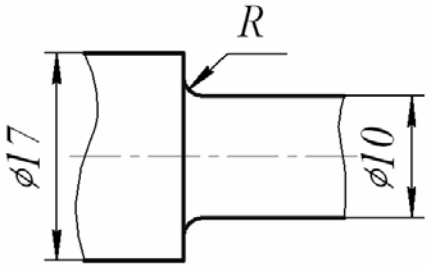
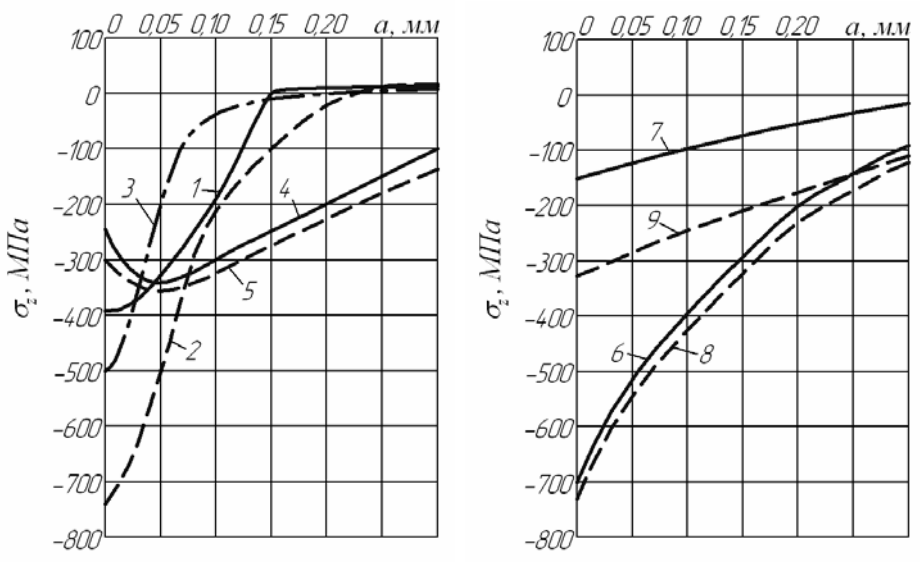


Рисунок 3 – Рабочая часть образца с галтелью

го слоя образца, приведённые на рис. 4. Значения пределов выносливости при изгибе σ_{-1}, критической глубины трещины $t_{кр}$, критерия $\bar{\sigma}_{ост}$ и коэффициента $\bar{\psi}_{\sigma}$ представлены в табл.2.



а *б*

Рисунок 4 – Осевые остаточные напряжения σ_z в упрочнённых гладких образцах (*а*) и в образцах с надрезом (*б*) из:
1 – 30ХГСА; 2 – 12Х18Н10Т; 3 – Д16Т(1); 4 – В95; 5 – Д16Т(2); 6 – В95, R = 0,3 мм; 7 – В95, R = 0,5 мм; 8 – Д16Т(2), R = 0,3 мм; 9 – Д16Т(2), R = 0,5 мм

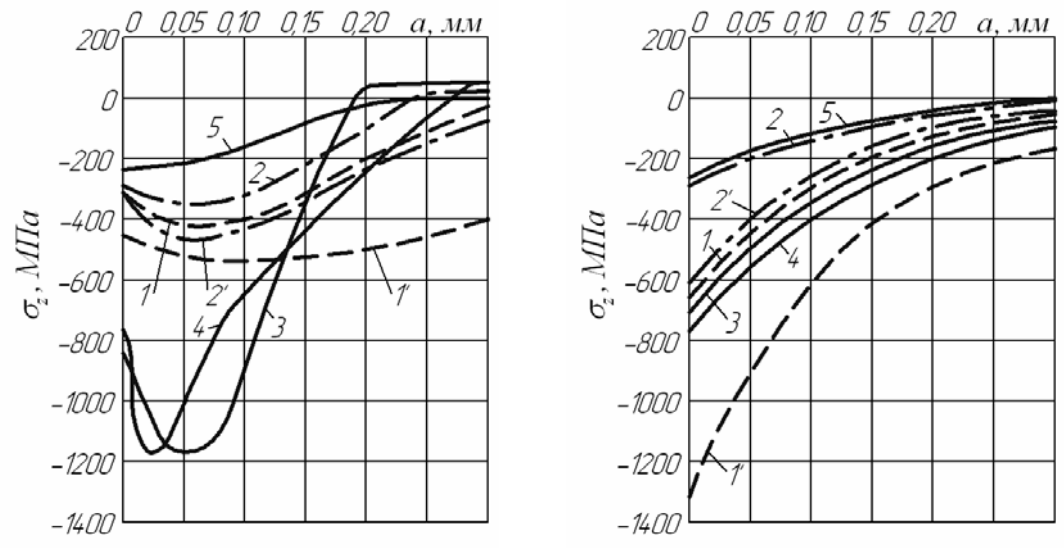
Гладкие образцы из сплавов В95 и Д16Т(2) диаметром D_1 = 15 мм с отверстием d = 5 мм подвергались ПДО дробью диаметром 1,5–2 мм при давлении воздуха 0,25 МПа в течение 10 минут. На упрочнённые и неупрочнённые гладкие образцы наносились круговые надрезы полукруглого профиля двух радиусов R = 0,3 мм и R = 0,5 мм. Распределение осевых σ_z остаточных напряжений в гладких и надрезанных образцах по толщине поверхностного слоя a представлено на рис. 4, а значения пределов выносливости при изгибе σ_{-1}, глубины трещины $t_{кр}$, критерия $\bar{\sigma}_{ост}$ и коэффициента $\bar{\psi}_{\sigma}$ приведены в табл. 2.

Гладкие образцы диаметром D_1 = 10 мм из сталей 30ХГСА, 12Х18Н10Т, ЭИ961, сплавов ЭИ437Б, В93 подвергались ГДО дробью диаметром 2 мм при давлении масла 0,28 МПа (В93 – 0,19 МПа) в течение 8 минут и обкатке роликом (30ХГСА, 12Х18Н10Т) диаметром 60 мм с профильным радиусом 1,6 мм при усилии 0,5 кН. Затем на упрочнённые и неупрочнённые гладкие образцы наносились круговые надрезы полукруглого профиля R = 0,3 мм. Эпюры осевых σ_z остаточных напряжений гладких и надрезанных образцов изображены на рис. 5, а значения пределов выносливости σ_{-1}, критической глубины трещины $t_{кр}$, критерия $\bar{\sigma}_{ост}$ и коэффициента $\bar{\psi}_{\sigma}$ представлены в табл. 2.

Гладкие образцы, из сплава Д16Т(1) диаметром D_1 = 15 мм как сплошные, так и с отверстиями d = 5 мм и d = 10 мм, из стали 45 диаметром D_1 = 10, 15, 25 и 50 мм упрочнялись на гидродробеструйной установке дробью диаметром 2 мм при давлении масла 0,19 МПа (Д16Т(1)) и 0,28 МПа (сталь 45) в течение 8 минут. На гладкие упрочнённые и неупрочнённые образцы наносились круговые надрезы полукруглого профиля R = 0,3 мм. Распределение осевых σ_z остаточных напряжений в гладких и надрезанных образцах по толщине поверхностного слоя a представлено на рис. 6 и 7, а результаты испытаний на усталость при изгибе и расчёта критерия $\bar{\sigma}_{ост}$ – в табл. 2.

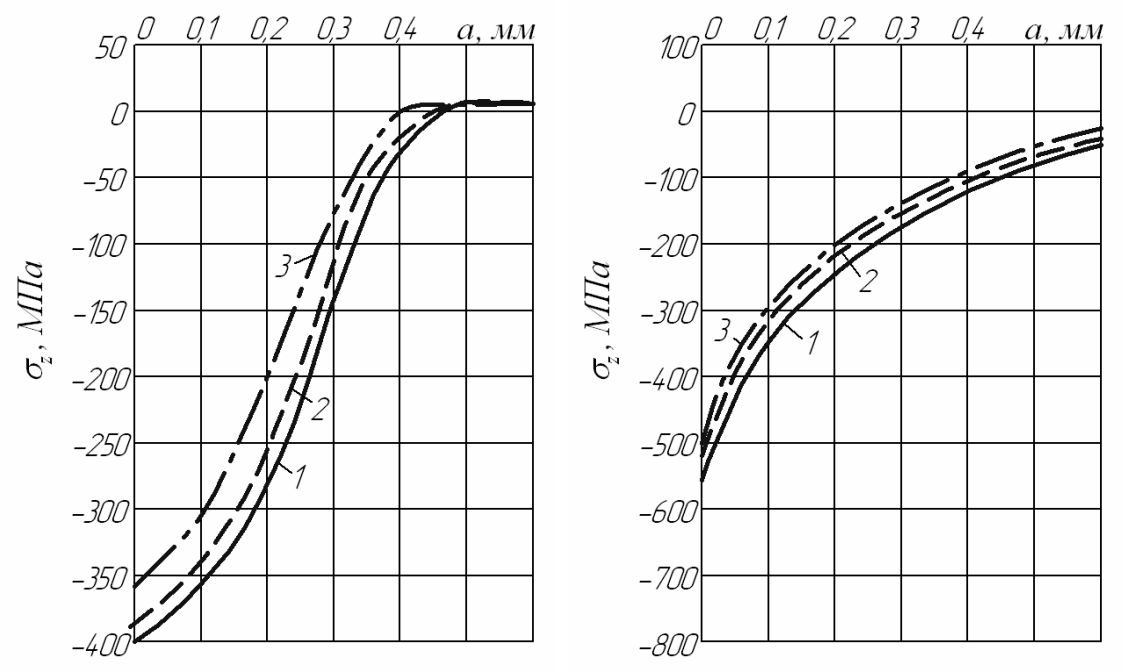
Таблица 2 – Результаты испытаний на усталость и определения остаточных напряжений

Материал	Концентратор, размеры образцов и концентраторов				Неупроч. образцы, σ_{-1}, МПа	Упрочнённые образцы				
	R, мм	D_1, мм	D, мм	d, мм		Упрочн. обр-ка	σ_{-1}, МПа	$t_{кр}$, мм	$\bar{\sigma}_{ост}$, МПа	$\bar{\psi}_\sigma$
30ХГСА	галтель 0,1	10	10	0	155	ОМ	180	0,217	-75	0,335
12Х18Н10Т	галтель 0,15	10	10	0	150	ОМ	220	0,220	-180	0,389
Д16Т(1)	галтель 0,08	10	10	0	42,5	ОМ	72,5	0,220	-82	0,368
В95	надрез 0,3	15	14,4	5	105	ПДО	200	0,310	-249	0,382
	надрез 0,5	15	14,0	5	107,5	ПДО	132,5	0,320	-72	0,347
Д16Т(2)	надрез 0,3	15	14,4	5	82,5	ПДО	182,5	0,300	-261	0,383
	надрез 0,5	15	14,4	5	82,5	ПДО	157,5	0,320	-197	0,381
30ХГСА	надрез 0,3	10	9,4	0	180	ГДО	270	0,204	-233	0,386
						ОР	400	0,202	-576	0,382
12Х18Н10Т	надрез 0,3	10	9,4	0	175	ГДО	220	0,207	-126	0,356
						ОР	280	0,198	-273	0,384
ЭИ961	надрез 0,3	10	9,4	0	230	ГДО	330	0,200	-302	0,331
ЭИ437Б	надрез 0,3	10	9,4	0	215	ГДО	325	0,200	-325	0,338
В93	надрез 0,3	10	9,4	0	67,7	ГДО	100	0,203	-96	0,339
Д16Т(1)	надрез 0,3	15	14,4	0	75	ГДО	140	0,309	-171	0,380
		15	14,4	5	75	ГДО	135	0,296	-160	0,375
		15	14,4	10	70	ГДО	130	0,245	-167	0,358
сталь 45	надрез 0,3	10	9,4	0	155	ГДО	225	0,197	-204	0,343
		15	14,4	0	152,5	ГДО	210	0,312	-157	0,366
		25	24,4	0	147,5	ГДО	190	0,508	-112	0,378
		50	49,4	0	122,5	ГДО	147,5	1,064	-67	0,372



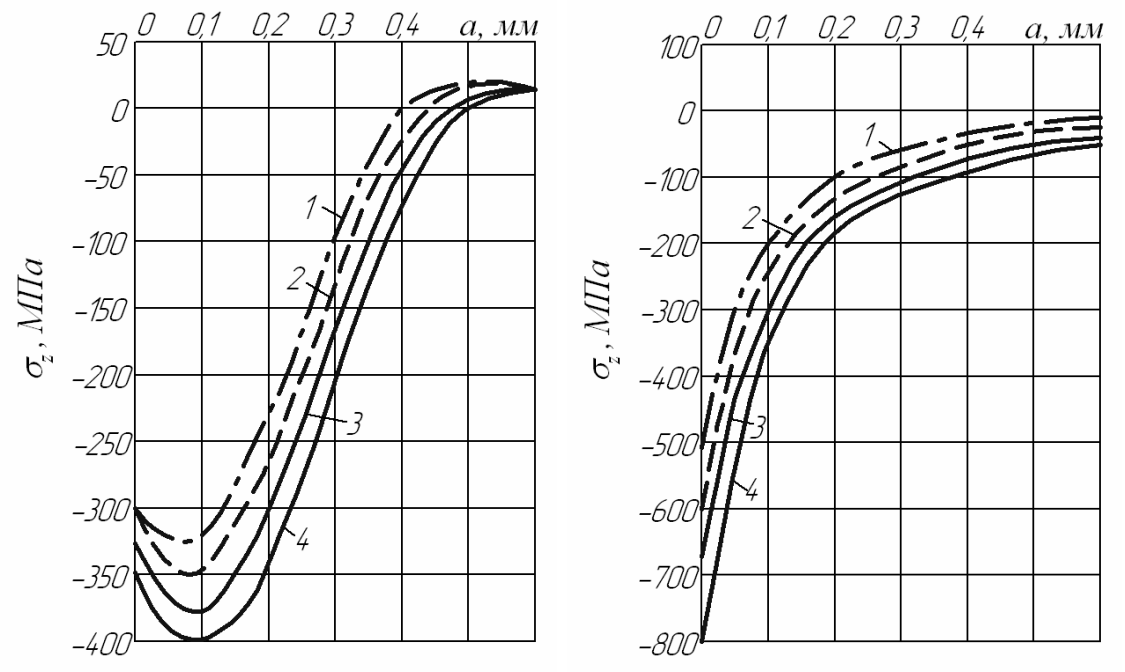
а) *б)*

Рисунок 5 – Осевые остаточные напряжения σ_z в упрочнённых гладких образцах (*а*) и в образцах с надрезом R = 0,3 мм (*б*) из:
1 – 30ХГСА (ГДО); 1’ – 30ХГСА (ОР); 2 – 12Х18Н10Т (ГДО); 2’ – 12Х18Н10Т (ОР); 3 – ЭИ961 (ГДО); 4 – ЭИ437Б (ГДО); 5 – В93 (ГДО)



а) *б)*

Рисунок 6 – Осевые остаточные напряжения σ_z в упрочнённых гладких образцах (*а*) и в образцах с надрезом R = 0,3 мм (*б*) из сплава Д16Т(1):
1 – D_1 = 15 мм, d = 0; 2 – D_1 = 15 мм, d = 5 мм; 3 – D_1 = 15 мм, d = 10 мм



а) *б)*

Рисунок 7 – Осевые остаточные напряжения σ_z в упрочнённых гладких образцах (*а*) и в образцах с надрезом R = 0,3 мм (*б*) из стали 45:
1 – D_1 = 10 мм; 2 – D_1 = 15 мм; 3 – D_1 = 25 мм; 4 – D_1 = 50 мм

Следует обратить внимание на тот факт, что с увеличением диаметра образцов из стали 45 от 10 мм до 50 мм при их упрочнении гидродробеструйной обработкой на одних и тех же режимах величина и глубина залегания сжимающих остаточных напряжений увеличиваются (рис. 7). Однако приращение предела выносливости образцов с увеличением диаметра уменьшается (табл. 2), так как в бóльшей степени увеличивается критическая глубина нераспространяющейся трещины усталости $t_{кр}$ и, соответственно, уменьшаются среднеинтегральные остаточные напряжения $\overline{\sigma}_{ост}$ (табл. 2). Поэтому с увеличением размеров поперечного сечения поверхностно упрочняемых деталей необходимо пропорционально увеличивать толщину упрочнённого поверхностного слоя с сжимающими остаточными напряжениями.

Из представленных в табл. 2 данных видно, что для образцов различного диаметра (10–50 мм) с концентраторами напряжений в виде галтели и надреза из различных сталей и сплавов значение коэффициента влияния остаточных напряжений на предел выносливости при изгибе $\overline{\psi}_{\sigma}$ в среднем составляет 0,365, что совпадает со значением $\overline{\psi}_{\sigma}$ для упрочнённых образцов и деталей из других материалов с аналогичной концентрацией напряжений [7].

Таким образом, проведённое исследование показало, что критерий среднеинтегральных остаточных напряжений $\overline{\sigma}_{ост}$ может быть использован для прогнозирования приращения предела выносливости упрочнённых поверхностным пластическим деформированием деталей с концентраторами напряжений из исследованных материалов.

Работа выполнена при поддержке Федерального агентства по образованию (проект РНП.2.1.1/3397).

Список использованных источников

1. Иванов С. И., Павлов В. Ф. Влияние остаточных напряжений и наклёпа на усталостную прочность // Проблемы прочности. – 1976. – №5. – С. 25-27.
2. Павлов В. Ф. О связи остаточных напряжений и предела выносливости при изгибе в условиях концентрации напряжений // Известия вузов. Машиностроение. – 1986. – №8. – С. 29-32.
3. Иванов С. И., Григорьева И. В. К определению остаточных напряжений в цилиндре методом снятия части поверхности // Вопросы прочности элементов авиационных конструкций. Куйбышев: КуАИ. – 1971. – Вып.48. – С. 179-183.
4. Иванов С. И. К определению остаточных напряжений в цилиндре методом колец и полосок // Остаточные напряжения. Куйбышев: КуАИ. – 1971. – Вып.53. – С. 32-42.
5. Иванов С. И., Шатунов М. П., Павлов В. Ф. Влияние остаточных напряжений на выносливость образцов с надрезом // Вопросы прочности элементов авиационных конструкций. Куйбышев: КуАИ. – 1974. – Вып.1. – С. 88-95.
6. Павлов В. Ф., Столяров А. К. Влияние схем поверхностного деформирования на распределение остаточных напряжений в области концентратора. Куйбышев: КуАИ, 1985. 7 с. Деп. в ВИНИТИ 12.11.85, №1870 – В85.
7. Павлов В. Ф., Кирпичёв В. А., Иванов В. Б. Остаточные напряжения и сопротивление усталости упрочнённых деталей с концентраторами напряжений. Самара: Изд-во СНЦ РАН. – 2008. – 64 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СКОРОСТЬ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БЕНТОНИТОВОЙ ГЛИНЕ ОРЕНБУРЖЬЯ

Анисина И. Н., Каныгина О. Н., Четверикова А. Г.
Оренбургский государственный университет, г.Оренбург, Россия
E-mail: anisina-inga@yandex.ru

INFLUENCE OF THERMAL EFFECT ON THE RATE OF PHASE TRANSFORMATIONS IN THE BENTONIT CLAY OF ORENBURG REGION

Anisina I. N., Kanygina O. N, Chetvertikova A.G.
Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: anisina-inga@yandex.ru

The structure and properties of montmorillonite clays are described. The chemical and phase compositions are identified. The physical-chemical processes influencing the phase transformations of clay when sintering are examined. The sintering conditions providing the dense ceramics with the homogeneous macrostructure is found out.

Глинистые минералы включают различные группы алюмосиликатов, основные типы которых переходят один в другой. Алюмосиликатный каркас у глин в основном состоит из чередующихся параллельных двумерных слоев, образованных кремнекислородными тетраэдрами и алюминий кислород гидроксильными октаэдрами. Расположение этих слоев, степень и природа изоморфных замещений внутри них в значительной степени определяют химические и физические свойства соответствующих минералов. Изоморфное замещение в октаэдрических слоях в монтмориллонитовых глинах, одновременно с введением катионов в межплоскостные пространства приводит к усилению сил связи, действующих вдоль оси *c* благодаря электростатическим силам, даже, несмотря на то, что они до некоторой степени экранируются соседними тетраэдрическими слоями.

Для монтмориллонитовых глин характерна высокая катионообменная ескость – от 80 до 150 мэкв/100г. Обменные катионы монтмориллонита располагаются в межпакетном пространстве. Обменоспособные катионы монтмориллонита чаще представлены ионами натрия, кальция и магния и могут легко обмениваться на другие катионы [1–3].

Монтмориллонитовым глинам свойственна особенно высокая адсорбционная способность. Это свойство глинистых пород адсорбировать на поверхности слагающих их частиц глинистых минералов ионы и молекулы из окружающей среды. Она зависит от состава глинистых пород и от степени их дисперсности. Адсорбционные свойства глин широко используются для обесцвечивания и очистки масел и жиров в пищевой, нефтяной, текстильной промышленности, для изготовления лекарств, очистки воды и в других отраслях. Каталитическая активность бентонитовых глин обусловила их использование в качестве катализаторов в ряде химических производств, при синтезе каучука, крекинге нефти и др.

В качестве материала для исследования выбрана глина из месторождения, находящегося в предместье г. Оренбурга. Тонкодисперсная монтмориллонитовая глина темно-серого цвета состоит преимущественно из пластинчатых частиц размером значительно менее 1мкм. Исследуемая глина относится к сложным полиминеральным системам с низкосимметричными кристаллическими модификациями.

Целью настоящей работы является изучение структурных превращений в монтмориллонитовой глине, протекающие под тепловым воздействием и оценка возможности управления этими превращениями для получения керамики с заданными функциональными характеристиками, в частности, с высокой плотностью.

Химический состав глины определен по методикам силикатного анализа. Результаты приведены в таблице 1 [4].

Таблица 1 – Химический состав бентонитовой глины Оренбуржья

SiO_2	Fe_2O_3	TiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	Na_2O	K_2O	ППП,%	∑, %
55,9	9,51	0,86	18,63	0,72	2,05	1,9	3,24	7,08	99,89

В исследуемой глине содержится повышенное количество оксида железа (Fe_2O_3>9%). Оксид железа Fe_2O_3 содержится в глинах главным образом в составе примесей и придает керамическому черепку после обжига преимущественно красноватый цвет. При содержании оксида железа более 3% в восстановительной среде он снижает температуру обжига керамических композиционных материалов, превращаясь в закисные формы, при этом внутри изделия, как правило, образуется черная сердцевина. По содержанию оксида алюминия, согласно ГОСТ 9169-75, глина относится к полукислой.

Минералогический и фазовый составы природной или нативной глины оценивали методами рентгенофазового анализа, результаты которого приведены в таблице 2. Дифрактограммы получали в медном излучении, идентификацию фаз проводили по стандартным методикам [5,6], объемные доли составляющих фаз оценивали по интегральной интенсивности.

Таблица 2 – Фазовый состав глины

Компонент	Объем. доля, %
β- кварц, $Si0_2$	54
монтмориллонит $Al_2[OH]_2\{Si_4O_{10}\}\cdot mH_2O$	21
хлорит $(Mg,Fe)_{6-2x}(Al,Fe)_{2x}[OH]_8\{Si_{4-2x}Al_{2x}O_{10}\}$	9
кристобалит, $Si0_2$	9
α- корунд, Al_20_3	7

Кристаллиты низкотемпературного кварца имеют тригональную решетку. Слоистые минералы типа монтмориллонитов и хлоритов имеют кристаллические решетки преимущественно моноклинной сингонии. Объемные доли аморфных составляющих не превышают 10%. Свободный кварц в монтмориллонитовой глине составляет около 30%. Структурообразующего минерала монтмориллонита в глине около 20% и поэтому к «монтмориллонитовым» она может быть отнесена условно.

Общие закономерности фазовых превращений легкоплавких монтмориллонитовых глин под действием температуры известны, однако в каждом ареале глины имеют свои особенности, которые существенно влияют на технологию и конечные свойства керамики. В связи с этим представляет интерес исследование процессов формирования структуры и фазовых составов в глине при спекании. Эволюцией структуры керамики можно управлять путем оптимизации внешних параметров (режимов спекания) и внутренних (вариации состава керамической массы – шихты).

Керамические образцы для исследований получали по традиционной технологии: готовили керамическую массу (шихту), добавляя в глину до 20% воды. Выдерживали массу до вязко-упругой консистенции и производили полусухое прессование образцов в форме дисков диаметром 25 и высотой 10 мм.

Важной операцией технологического процесса изготовления керамики является сушка (процесс удаления влаги из изделий путем испарения); затраты на сушку составляют в себестоимости изделий около 10%. Влагу в керамических массах по форме связи с минеральными частицами делят на химическую, физико-химическую и механическую. Химическая влага входит в состав кристаллической решетки глинистых минералов и удаляется лишь во время

обжига изделий при температуре выше 550 ^{o}C. Физико-химическая, или связанная влага находится в составе гидратных оболочек глинистых частиц. Механическая, или свободная влага содержится в капиллярах керамических масс. В процессе сушки удаляется полностью свободная влага и частично физико-химическая, или связанная, влага. Перемещение влаги ускоряется при повышении температуры сушки. так как вязкость воды при 70 ^{o}C в четыре раза меньше, чем при 0 ^{o}C. Удаление влаги сопровождается усадкой (уменьшением объема), причиной возникновения напряжений, приводящих к растрескиванию изделий.

Режим сушки обуславливается механизмами и интенсивностью перемещения воды внутри тела, а также толщиной стенок образцов. В зависимости от количества влаги в материале изменяется механизм ее перемещения. Продолжительность сушки керамических изделий колеблется в значительных пределах: в естественных условиях она составляет 2…3 суток, в сушильных устройствах – до 6 часов в зависимости от свойств массы, размера и конфигурации образцов.

Сушили образцы сутки на воздухе при комнатной температуре, затем 2 часа при 160^{o}C. При температуре 100-120 ^{0}C происходит потеря физической или слабосвязанной воды, количество которой рассчитывали по потере массы. Она составила для монтмориллонитовой глины всего 2,8%. Очевидно это связано с высокой адсорбционной способностью исследуемой глины. У тонкодисперсной монтмориллонитовой глины с большой удельной поверхностью преобладают переходные поры и микропоры, которые в основном определяют поверхность адсорбента. Адсорбция на монтмориллоните может быть примером тех случаев, когда глинистые частицы являются «нежесткими», т.е. когда структура адсорбента меняется в процессе самой адсорбции. Наблюдается проникновение адсорбируемого вещества внутрь скелета глинистого минерала, т.е. после образования монослоя происходит дальнейшее внедрение молекул, увеличивающее расстояние между плоскостями элементарных ячеек.

Термический синтез (спекание) проводили при 900^{o}C со скоростью нагрева V = 10 град/мин и временем выдержки t = 0.5; 1, 2 и 3 часа. Спекали образцы в печах типа СНОЛ на воздухе и охлаждали вместе с печью. Одновременно изучали влияние наличия в керамической массе водорастворимых солей на процессы спекания. Интенсивность процессов синтеза оценивали по усадке, потере массы, изменению плотности и объемной пористости керамики. На рис. 1 показаны зависимости усадки и потери массы от времени синтеза для природной («непромытой») и промытой глины; кривые зависимостей симбатны.

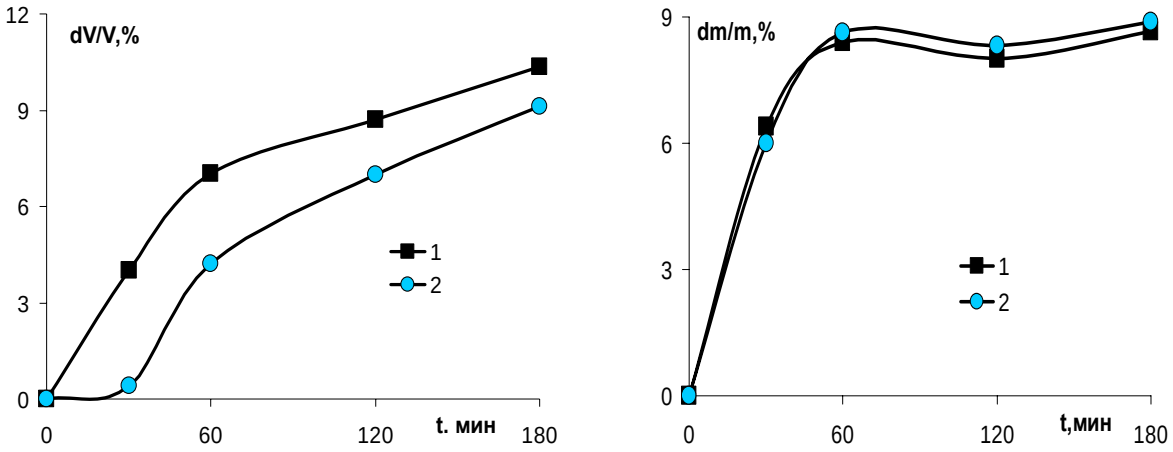


Рисунок 1 – Кинетика спекания.

Максимальные скорости усадки и потери массы наблюдаются в первые 60 минут. При этом в образцах без солей натрия и калия усадка меньше в 2 раза. Интенсивность процессов спекания снижается в 2 и 3 раза по отношению к начальному периоду (0.5 часа). Увеличение времени нивелирует разницу в подготовке масс.

В образцах при данной скорости нагрева формируется неоднородная структура. На рис. 2 приведен график зависимости толщины спеченного слоя, претерпевшего фазовые превращения. Скорость фазовых превращений после 2 часов синтеза составляет около 5%/час. Для полного завершения спекания при данном режиме необходимо около 10 часов времени.

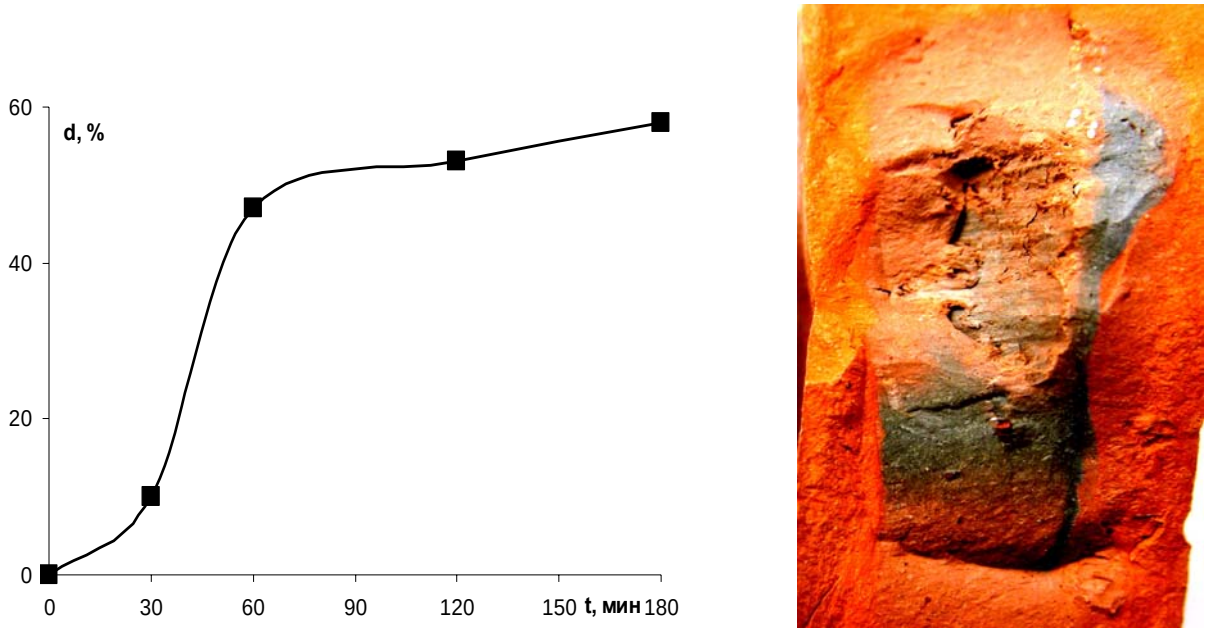


Рисунок 2 – Движение фронта фазовых превращений при скорости нагрева 10 град/мин.

Внешний коричневый слой имеет фазовый состав, указанный в таблице 3.

Таблица 3 – Фазовые превращения в монтмориллонитовой глине. V = 10 град/мин.

Компонент	Формула	Тип решетки	Объемная доля, %
β-кварц	SiO_2	тригональная	71
кордиерит железистый	$Fe_2Al_3[AlSi_5O_{18}]$	ромбическая	10
тридимит	SiO_2	гексагональная	14
α- корунд	Al_2O_3	тригональнаая	5

Процесс удаления межпакетной воды в монтмориллоните начинается в интервале температур 100−200°С, а кристаллизационной, сильно связанной воды – в интервале 500–800°С, достигая максимума в области 700°С. Слоистый тип структуры сохраняется до температур 800−900°С. При температуре выше 800°С образуются первичные фазы: шпинели или кварц. Шпинели образуются из октаэдрических слоев монтмориллонита, а кварц – из тетраэдрических.

Механизм фазовых превращений в $Si0_2$ зависит от режима обжига: при быстром нагреве и малом времени спекания образуется гексагональный тридимит, чему способствуют полиминеральный состав глины. При 900°С (G = 0.5) образуется железистый кордиерит состава $Fe_2Al_3[AlSi_50_{18}]$ при разложении хлоритов и метастабильных стекол. Кордиериты отличаются сложным до конца не изученным полиморфизмом.

Для оценки влияния скорости нагрева на степень однородности формирующейся структуры использовали следующий режим синтеза: скорость нагрева ступенчато снижалась от 6 до 3 град/мин; T = 900°С, t = 3 часа. При данном режиме образуется плотная, однородная структура, без крупных пор.

Таблица 4 – Фазовые превращения в монтмориллонитовой глине. V = 6 град/мин.

Компонент	Формула	Тип решетки	Объемная доля, %
β-кварц	SiO_2	тригональная	52
муллит	$3Al_20_3 \cdot 2Si0_2$	ромбическая	20
гематит	Fe_20_3	тригональная	11
β-кристобалит	SiO_2	тетрагональная	11

За счет изменений в фазовых превращениях наблюдается переход части кварца в кристобалит; образование гематита (Fe_20_3) более 10% и около 20% муллита. В результате синтеза образуется однородная плотная (W = 6%) структура с высокой твердостью, поскольку муллит – одно из наиболее прочных фазовых образований в кремнеземистой керамике. Появлению муллита в исследуемых образцах способствуют экзотермические полиморфные превращения оксидов железа, а также высокая дисперсность частиц основных минералов.

Одновременно оценивали влияние внутренних (вариация содержания водорастворимых солей) параметров на макросвойства (плотность, водопоглощение.) керамики (рис.3).

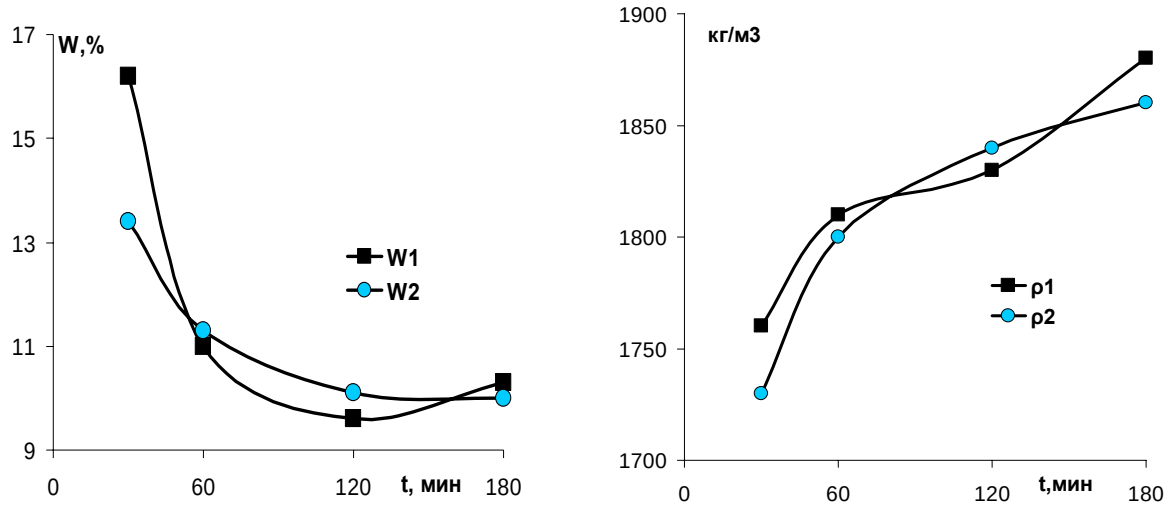


Рисунок 3 – Зависимости объемной пористости и плотности керамики от времени синтеза.

Промывка шихты имеет смысл только при небольшой выдержке, способствуя уменьшению водопоглощения, плотности и усадки, и, очевидно, образованию изолированных пор. Увеличение времени спекания нивелирует различия в способах подготовке шихты; при 3 ч в обоих случаях достигается одинаковая максимальная плотность ($\Delta\rho = \pm 10$ кг/м^3) при минимальной открытой пористости 10±0.1%.

Снижение открытой пористости на 5% при смене скорости нагрева свидетельствует о развитии процессов жидкофазного спекания, образовании аморфной стеклофазы (около 10%). Однородность структуры также подтверждается стабильными значениями твердости по сечению образцов.

Для монтмориллонитовой глины интерес также представляет исследование степени влияния исходных структурных параметров компонентов шихты на конечные характеристики материала. Были проведены измерения коэффициента теплоемкости исследуемой глины при добавлении 20% воды разного ионного состава. При изменении pH воды теплоемкость, от величины которой зависит скорость изменения температуры в изделии при его тепловой обработке в ходе производства или при использовании, меняется существенным образом.

Таблица 5. Теплоемкость глины

Тип воды	Теплоемкость *C*, Дж/кг·град
Дистиллированная, pH 7	1390
Щелочная, pH 12	1770
Кислая, pH 2	2125

Вода разного ионного состава, используемая для затворения керамической массы может оказывать влияние непосредственно на спекание.

Таким образом, исследуемая глина оказывается очень чувствительная к внутренним и внешним воздействиям. При дальнейшем исследовании представляется возможным получать широкий спектр керамических материалов с разными свойствами.

Для данной керамической массы можно организовать энергоемкий режим спекания, обеспечивающий получение плотной керамики, в пределах температурного интервала 930–950^{o}C, временем выдержки не более 3–4 часов и скоростью нагрева 3–6 град/мин.

Список использованных источников

1. Везенцев А.И., Воловичева Н.А. Вещественный состав и сорбционные характеристики монтмориллонит содержащих глин. // Сорбционные и хроматографические процессы. 2007. Т.7. Вып.4, с. 639-643.
2. Кингери У. Д. Введение в керамику. М.- 1967г.
3. Михеев В.И. Рентгенометрический определитель минералов. М.- 1957г.
4. Анисина И.Н., Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Сальникова Е.В., Лазарев Д.А. Технология получения плотной керамики с однородной макроструктурой из бентонитовой глины Оренбуржья. Керамика и композиционные материалы: тезисы докладов VII Всероссийской научной конференции. – Сыктывкар, 2010. – с.10-11.
5. Русаков А.А. Рентгенография металлов.-М.: Металлургия, 1977
6. http://rruff.geo.arizona.edu/AMS

КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОКРЕСТНОСТИ СТЕРЕОДИСКЛИНАЦИЙ

Власов Н. М.
Региональный образовательный центр МГОУ, Подольск Московской области Россия
E-mail tsolga@list.ru

KINETICS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN THE AREA OF THE STEREODISCLINATIONS

Vlasov N. M.
Regional educational centre of sentence MSOU, Podolsk Moscow region, Russia
E-mail tsolga@list.ru

Kinetics of phase transformations in the area of the stereodisclinations has been investigated. The first invariant of the tensor of internal stresses in the area stereodisclinations has a logarithmic dependence on the radial coordinate, such depend me allows the exact solution of the phase transformation kinetics in the area stereodisclinations to be obtained.

Стереодисклинации (дисклинации Маркса–Иоффе) используют при моделировании полей внутренних напряжений в окрестности сферических наночастиц, узлов тройных стыков границ зерен, зоны пластичности у сферической пары. Геометрическая схема образования стереодисклинаций весьма прозрачна. Из двусвязной сферической области вырезают конус с телесным углом Ω и совмещают берега разреза. При такой операции внешняя поверхность полой сферы находится в состоянии растяжения, а внутренняя – в состоянии сжатия. Первый инвариант тензора внутренних напряжений имеет логарифмическую зависимость от радиальной координаты [1,2]

$$\sigma_{ll} = \frac{4\mu\chi(1+\nu)}{3(1-\nu)}\left(1+3\ln\frac{r}{R}\right), \quad r_0 \le r \le R, \tag{1}$$

где μ – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, r_0 и R – внутренний и внешний радиусы полой сферы, $\chi = \frac{\Omega}{4\pi}$ – мощность стереодисклинации (определяется телесным углом Ω, отнесенным к полному углу сферической поверхности 4π). Логарифмическая расходимость соотношения (1) устраняется путем введения конечных значений внутреннего и внешнего радиусов полой сферы.

Массоперенос в окрестности стереодисклинаций определяется потенциалом взаимодействия (энергией связи) точечных дефектов с полем напряжений σ_{ll} [3]

$$V = -\frac{\sigma_{ll}}{3}\delta v, \tag{2}$$

где σ_{ll} – первый инвариант тензора внутренних напряжений, δv – изменение объема материала при размещении точечного дефекта. При $\sigma_{ll} > 0$ (положительная дилатация) и $\delta v > 0$ (точечный дефект увеличивает параметр кристаллической решетки) потенциал V принимает отрицательное значение. Это соответствует притяжению точечного дефекта к области напряжений растяжения и его вытеснению из области напряжений сжатия. В качестве точечных дефектов рассматривается вакансии, межузельные атомы, примеси замещения и внедрения. Каждый тип точечного дефекта характеризуется своим значением δv, что приводит к изменению численного значения и знака потенциала V. Далее рассмотрим образование гидрида при взаимодействии циркония с водородом. Среди примесей внедрения водород занимает особое положение. Это обусловлено высокой диффузионной подвижностью его атомов в широком температурном интервале. Атомы водорода занимают тетра- или октапозиции металла и поэтому $\delta v > 0$, то есть при внедрении атома водорода параметр кристаллической

решетки металла увеличивается. Поэтому миграция атомов водорода осуществляется в область растягивающих напряжений.

Качественная картина образования гидрида в цирконии с учетом поля напряжений стереодисклинации выглядит следующим образом. Область в окрестности внутреннего радиуса стереодисклинации r_0 (несколько межатомных расстояний) характеризуется положительной дилатацией ($\sigma_{ll} > 0$). Атомы водорода диффузионно мигрируют в эту область и при некоторых условиях (концентрация атомов водорода превышает предел растворимости при данной температуре) происходит образование зародыша гидрида. Его дальнейший рост определяется диффузионным подводом атомов водорода из окружающей области. При этом на перемещающейся границе гидрида концентрация атомов водорода меняется скачкообразно: $c = c_p$ для гидрида и $c = c_1$ в окружающей матрице ($c_p > c_1$, $c_1 < c_0$, где c_0 –средняя концентрация атомов водорода). Физически это означает, что перемещающаяся граница гидрида мгновенно захватывает атомы водорода из твердого раствора и поставляет их в гидридную фазу с более высокой концентрацией. Влияние поля напряжений стереодисклинации заключается в том, что помимо градиента концентрации, атомы водорода дополнительно переносятся за счет градиента поля напряжений стереодисклинации. Поэтому скорость перемещения границы гидрида возрастает. Схема роста гидрида в цирконии показана на рис. 1.

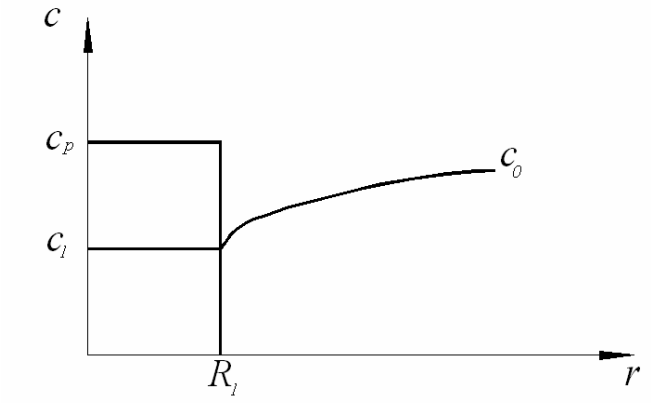


Рисунок 1 – Образование гидрида в цирконии: R_1 – текущий радиус гидрида, c_p – концентрация атомов водорода в гидридной фазе (ZrH_2), c_1 – концентрация атомов водорода в окружающей матрице, c_0 – начальная концентрация атомов водорода

Кинетика фазового превращения с учетом поля напряжений стереодисклинации математически формулируется следующим образом (сферическая система координат)

$$\frac{1}{D}\frac{\partial c}{\partial t} = \Delta c + \frac{\nabla(c\nabla V)}{kT},$$
$$c(R_1,t) = c_1(0 < t \le \infty),\ c(r,0) = c_0(r \ge R_0), \qquad (3)$$
$$c(R,t) = c_0(0 < t \le \infty),$$
$$(c_p - c_1)\frac{\partial R_1}{\partial t} = D\left(\frac{\partial c}{\partial r} + \frac{c}{kT}\frac{\partial V}{\partial r}\right)_{r=R_1}$$

где D – коэффициент диффузии атомов водорода, $R_1(t)$ – радиус границы гидрида, R_0 – Радиус зародыша гибрида, R – среднее расстояние между стериодисклинациями, k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура.

Скорость перемещения границы гибрида находится из уравнения массового баланса на межфазной границе, где учитывается полный поток атомов водорода. Последний определяется из решения уравнения диффузии с учетом поля напряжений стереодисклинации.

Физический смысл начального и граничных условий задачи (3) очевиден. В начальный момент времени концентрация атомов водорода в окрестности зародыша гидрида равна среднему значению c_0. Такая же концентрация атомов водорода поддерживается и на грани-

це $r = R$. Физически это означает, что по мере роста гидрида на его границу поступают атомы водорода от соседних стереодисклинаций с напряжениями противоположного знака. На границе гидрида сохраняется постоянная концентрация атомов водорода, так как межфазная граница мгновенно поглощает последние.

Рассмотрим случай, когда характерное расстояние между узлами тройных стыков границ зерен существенно превышает размер зародыша гидрида. Принятое условие позволяет рассматривать рост гидрида в неограниченной матрице. С учетом этого условия и соотношений (1), (2) задача (3) принимает более простую формулировку

$$\begin{gathered}\frac{1}{D}\frac{\partial c}{\partial t} = \Delta c - \frac{\alpha}{r}\frac{\partial c}{\partial r} - \frac{\alpha c}{r^2},\\ \alpha = \frac{4\mu\chi(1+\nu)\partial v}{3(1-\nu)kT}\\ c(R_1,t) = c_1(0<t\le\infty),\ c(r,0) = c_0(r\ge R_0),\\ c(\infty,t) = c_0(0<t\le\infty),\\ (c_p - c_1)\frac{\partial R_1}{\partial t} = D\left(\frac{\partial c}{\partial r} + \frac{\alpha c}{r}\right)_{r=R_1}\end{gathered} \qquad (4)$$

Все обозначения соответствуют принятым ранее. Условие массового баланса на межфазной границе предполагает, что градиенты концентрации и поля напряжений стереодисклинации переносят атомы водорода по направлению к межфазной границе гидрида. Безразмерный параметр α учитывает влияние поля напряжений стереодисклинации на кинетику фазового превращения (рост гидрида в цирконии). Для $\alpha<<1$ рост гидрида происходит преимущественно за счет градиента концентрации атомов водорода. При $\alpha>>1$ превалирующий вклад в кинетику фазового превращения дает поле напряжений стереодисклинации. Если же $\alpha \cong 1$, то диффузионные потоки атомов водорода вследствие градиентов концентраций и поля напряжений стереодисклинации сопоставимы. Оценка показывает, что для некоторых реальных систем величина α близка к единице. Действительно, для системы Zr–H имеем: $\mu = 3{,}5\cdot10^{10}$ Па ; $\nu = 0{,}35$; $\delta v = 3\cdot10^{-30}$ м^3 ; $kT = 10^{-20}$ Дж ; χ = 0,04 и $\alpha \cong 1$. Это означает, что диффузионные потоки атомов водорода вследствие двух градиентов (концентрации и поля напряжений) сравнимы. Однако в некоторых случаях превалирует градиент поля напряжений стереодисклинации. При этом условии начальная кинетика роста гидрида определяется весьма просто из уравнения массового баланса на межфазной границе.

Для определения концентрации атомов водорода в окрестности гидридной фазы (зародыша гидрида) воспользуемся интегральным преобразованием Лапласа – Карсона. Задача (4) в изображении формулируется следующим образом

$$\begin{gathered}\frac{\partial^2\bar{c}}{\partial r^2} + \frac{2-\alpha}{r}\frac{\partial\bar{c}}{\partial r} - \left(\frac{\alpha}{r^2} + \frac{p}{D}\right)\bar{c} = 0,\\ \bar{c}\left(\overline{R_1}\right) = c_1;\ \bar{c}\left(\infty\right) = c_0;\\ \left(c_p - c_1\right)\frac{p}{D}R_1 = \left(\frac{\partial\bar{c}}{\partial r} + \frac{\alpha\bar{c}}{r}\right)_{r=\overline{R_1}},\end{gathered} \qquad (5)$$

где $\overline{R_1}$ – изменение радиуса гидрида (в изображении) p – параметр интегрального преобразования. Остальные обозначения соответствуют принятым ранее. Решение уравнения (5) для принятых краевых условиях имеет вид (в изображении) [4]

$$\frac{\bar{c}-c_0}{c_1-c_0}=\left(\frac{r}{\bar{R}_1}\right)^{\frac{\alpha-1}{2}}\cdot\frac{K_{\frac{1+\alpha}{2}}\left(\sqrt{\frac{p}{D}}r\right)}{K_{\frac{1+\alpha}{2}}\left(\sqrt{\frac{p}{D}}\bar{R}_1\right)}, \tag{6}$$

где $K_n(\chi)$ – функция Бесселя второго рода мнимого аргумента.

Далее из уравнения массового баланса получим трансцендентное уравнение (в изображении) для определения закона перемещения межфазной границы при α =1. В этом случае концентрация атомов водорода записывается довольно просто (в изображении)

$$\frac{\bar{c}-c_0}{c_1-c_0}=\frac{K_1\left(\sqrt{\frac{p}{D}}r\right)}{K_1\sqrt{\frac{p}{D}}\bar{R}_1}. \tag{7}$$

После несложных математических преобразований получим уравнение для определения закона перемещения межфазной границы гидрида

$$\frac{p}{D}\bar{R}_1=\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|\left\{\frac{\sqrt{\frac{p}{D}}K_0\left(\sqrt{\frac{p}{D}\bar{R}_1}\right)}{K_1\left(\sqrt{\frac{p}{D}\bar{R}_1}\right)}+\frac{2}{\bar{R}_1}\right\} \tag{8}$$

Рассмотрим начальную стадию кинетики роста гидрида, т.е. асимптотическое поведение соотношения (8) при малых временах (большие значения p). В таком приближении отношение $\frac{K_0(\chi)}{K_1(\chi)}\to 1$ и выражение (8) существенно упрощается:

$$\bar{R}_1^{\,2}-\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|\sqrt{\frac{p}{D}}\bar{R}_1-2\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|\frac{D}{p}=0. \tag{9}$$

Положительный корень квадратного уравнения определяет изменение радиуса гидрида в начальные моменты времени (в изображении)

$$\bar{R}_1=\frac{1}{2}\sqrt{\frac{D}{p}}\left\{\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|+\sqrt{\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|^2+8\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|}\right\}. \tag{10}$$

Переход к оригиналу дает кинетику изменения радиуса гидрида сферической формы

$$R_1(t)=\left\{\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|+\sqrt{\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|^2+8\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|}\right\}\cdot\frac{\sqrt{Dt}}{\sqrt{\pi}}. \tag{11}$$

Интересно отметить, что аналогичный результат получается при описании кинетики процесса зависимостью $R_1(t)=\beta\sqrt{Dt}$ (β – неизвестный параметр задачи). Действительно, записывая $\bar{R}_1=\beta\frac{\sqrt{\pi}}{2}\sqrt{\frac{D}{p}}$, из выражения (10) получим значение β и соответствующее изменение радиуса гидрида согласно соотношению (11). Если рассматривать произвольные моменты времени, то для определения параметра β из соотношения (8) получим уравнение

$$\beta\frac{\sqrt{\pi}}{2}=\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|\left\{\frac{K_0\left(\frac{\beta\sqrt{\pi}}{2}\right)}{K_1\left(\frac{\beta\sqrt{\pi}2}{2}\right)}+\frac{2}{\frac{\beta\sqrt{\pi}}{2}}\right\}. \qquad (12)$$

После несложных математических преобразований получим квадратное трансцендентное уравнение относительно β

$$\beta^2-\frac{2\beta}{\sqrt{\pi}}\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|\frac{K_0\left(\beta\frac{\sqrt{\pi}}{2}\right)}{K_1\left(\beta\frac{\sqrt{\pi}}{2}\right)}-\frac{8}{\pi}\left|\frac{c_1-c_0}{c_p-c_1}\right|=0. \qquad (13)$$

При $\frac{K_0(\chi)}{K_1(\chi)}\to 1$ легко находится параметр β, и снова получаем соотношение (11). При $\frac{K_0(\chi)}{K_1(\chi)}\neq 1$ получить соответствующий параметр β можно лишь с использованием численных методов.

Если основной вклад в кинетику роста гидрида вносит поле напряжений стереодисклинации, то можно не учитывать градиент концентрация атомов водорода в уравнении массового баланса задачи (3). Тогда приближенную кинетику процесса получают без решения уравнения диффузии, так как $\left(\frac{\partial c}{\partial r}\right)_{r=R_1}=0$. После несложных вычислений получим изменение радиуса гидрида для $\alpha=1$

$$R_1(t)=\sqrt{\frac{2c_1}{c_p-c_1}}\cdot\sqrt{Dt}\,. \qquad (14)$$

Видно, что для всех рассмотренных случаев начальная кинетика роста зародыша гидрида подчиняется закономерности $\sqrt{Dt}$ с разными значениями соответствующих постоянных. Последние зависят от комбинации концентраций атомов водорода в гидриде и окружающей матрице.

Далее рассмотрим кинетику роста сферического зародыша гидрида без учета поля напряжений стереодисклинации. Для удобства сравнения воспользуемся подстановкой соответствующей задачи в изображении при $\alpha=0$

$$\frac{\partial^2\bar{c}}{\partial r^2}+\frac{2}{r}\frac{\partial\bar{c}}{\partial r}-\frac{p}{D}\bar{c}=0;$$
$$c\left(\bar{R}_1\right)=c_1;\quad \bar{c}(\infty)=c_0; \qquad (15)$$
$$\left(c_p-c_1\right)\frac{p}{D}\bar{R}_1=\left(\frac{\partial\bar{c}}{\partial r}\right)_{r=\bar{R}_1}$$

Все обозначения соответствуют принятым ранее. Концентрация атомов водорода в окрестности зародыша гидрида (в изображении)

$$\frac{\bar{c}-c_0}{c_1-c_0}=\left(\frac{\bar{R}_1}{r}\right)^{1/2}e^{-\sqrt{\frac{p}{D}}\left(r-\bar{R}_1\right)}$$

позволяет из уравнения массового баланса получить закон движения межфазной границы

$$R_1(t) = \left\{ \left| \frac{c_1 - c_0}{c_p - c_1} \right| + \sqrt{\left| \frac{c_1 - c_0}{c_p - c_1} \right|^2 + 2 \left| \frac{c_1 - c_0}{c_p - c_1} \right|} \right\} \frac{\sqrt{Dt}}{\sqrt{\pi}}. \qquad (16)$$

Сравнение выражений (11) и (16) показывает, что при прочих равных условиях поле напряжений стереодисклинации увеличивает скорость перемещения межфазной границы. Математически такое увеличение сводится к изменению второго члена подкоренного выражения. Зависимость от времени подчиняется закономерности $\sqrt{Dt}$ как с учетом поля напряжений стереодисклинаций, так и без его учета (рассматривается только градиент концентрация атомов водорода). Такой интересный результат присущ только потенциалу взаимодействия с логарифмической координатной зависимостью. Именно в этом случае удается получить весьма простое аналитическое решение уравнения диффузии с учетом поля напряжений структурного дефекта.

Проведем сравнительный анализ начальной кинетики изменения радиуса зародыша гидрида с учетом и без учета поля напряжений стереодисклинации согласно соотношениям (11) и (16). Для $\left| \frac{c_1 - c_0}{c_p - c_1} \right| = \frac{1}{2}$ получим

$$\frac{R_1(t)}{R_0} - 1 = 2{,}58 \sqrt{\frac{Dt}{\pi R_0^{\,2}}}; \quad \frac{R_1(t)}{R_0} - 1 = 1{,}62 \sqrt{\frac{Dt}{\pi R_0^{\,2}}}, \qquad (17)$$

где R_0 – радиус зародыша гидрида. Графические зависимости соотношений (17) приведены на рис.2. Видно, что поле напряжений стереодисклинации ускоряет рост радиуса сферического гидрида. Кинетика изменения объема гидрида подчиняется зависимости $(Dt)^{3/2}$, поскольку объем сферы пропорционален $R_1^{\,3}$.

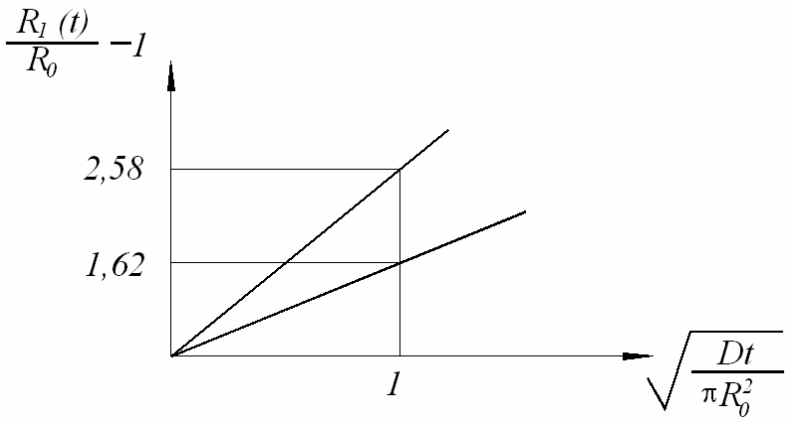


Рисунок 2 – Кинетика изменения радиуса сферического гидрида, R_0 – радиус зародыша гидрида, $R_1(t)$ – текущий радиус гидрида

Список использованных источников

1. A. Howie and L.D. Marks. Elastic strains and the enerqy balance for multiply twinned particles. Philosophical Maqazine A. № 1, 95-109, 1984.
2. V. G. Gryaznov, A.M. Kaprelov, I.A. Polonskii and A.E. Romanov. Disclamations in Heterogeneous Small Particles. Phys. Sbat. Sol., (b) 167, 29-36, 1991.
3. C Teodosiu. Elastic Models of Crystal Defects, Springer, Heidelberg, 1982, p 351.
4. Э. Камке. Справочник по обыкновенным дифференциальным уравнениям. Пер. с немецкого, М.: Наука, 1971.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ АНАЛОГИЯ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ КОЭФФИЦИЕНТА ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ

Иванов А. С., Миронова Л. И., Челяпина О. И.
Региональный образовательный центр МГОУ, Подольск Московской области Россия
E-mail: mironova_lub@mail.ru

MATHEMATICAL ANALOGY BY INVESTIGATION OF THE FACTOR INTENSITY OF STRESSES

Ivanov A. S., Mironova L. I.,Chelyapina O. I.
Regional educational centre of sentence MSOU, Podolsk Moscow region, Russia
E-mail: mironova_lub@mail.ru

It`s performed the mathematical substitution of an analog method of determination of factor of intensity of stresses that is characteristic of developing of an elliptic crack in a long hear – removal cylinder with arbitrary cross – section. The method is based on indent; ty of mathematical formulations of the plane problem of thermo elasticity and the problem of a bend of a rigidly jammed plate under the influence of distributed loading.

Элементы конструкций атомной техники работают при высоких температурах, в условиях облучения и при наличии активных сред. Жесткие условия эксплуатации сопровождаются необратимыми изменениями теплофизических, механических и прочностных характеристик используемых материалов. Обеспечение безопасности эксплуатации и продление ресурса оборудования энергетических установок тесно переплетается с анализом напряженно-деформированного состояния наиболее ответственных элементов конструкций. Наличие трещин в оборудовании энергетических установок ведет к повреждению материала за счет физико-химических процессов при высокой температуре.

Современные методы контроля позволяют выявлять дефекты типа трещин еще на стадии изготовления изделий. Однако трещины могут быть пропущены или зарождаться в сложных условиях эксплуатации. Такие дефекты в поле напряжения растяжения (силовых или температурных) являются концентраторами напряжений. В окрестности вершины трещины ускоряются диффузионные процессы, снижается энергия разрушения и появляется возможность развития трещины до критической длины. Ее дальнейшее распространение приобретает катастрофический характер, то есть происходит разрушение элемента конструкции. Подобные процессы происходят в элементах конструкций оформляющих поверхностей форм литья при изготовлении литых заготовок, значительно снижающие эксплуатационный ресурс технологической оснастки [1].

Поэтому вопросам поведения трещин в элементах конструкций всех видов техники уделяется исключительно серьезное внимание. Определение предельных размеров трещин для конкретного материала при заданных условиях эксплуатации является актуальной задачей в настоящее время. Наличие концентраторов напряжений типа трещин активизирует протекание химических реакций на поверхности изделий (например, окисление и коррозионное растрескивание). Также для некоторых конструктивных схем атомной техники характерно наличие концентраторов напряжений типа трещин (например, место соединения патрубка с корпусом). Хорошо известно, что все материалы эксплуатируются при наличии дефектов. Трещины не являются исключением и потому в той или иной мере присущи любому материалу. Поэтому изучение эксплуатационных возможностей элементов конструкций при наличии дефектов типа трещин представляет несомненный интерес для обеспечения ресурса и безопасности работы энергетических установок.

Одной из важнейших характеристик трещины любой конфигурации является коэффициент интенсивности напряжений. К примеру, поле напряжений в окрестностях эллиптического отверстия имеет вид [2]:

$$\sigma_{xx} = K_1 \frac{\cos\frac{\theta}{2}}{\sqrt{2\pi r}}\left(1 - \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\theta\right),$$

$$\sigma_{yy} = K_1 \frac{\cos\frac{\theta}{2}}{\sqrt{2\pi r}}\left(1 + \sin\frac{\theta}{2}\sin\frac{3}{2}\theta\right),$$

$$\sigma_{xy} = K_1 \frac{\cos\frac{\theta}{2}}{\sqrt{2\pi r}}\sin\frac{\theta}{2}\cos\frac{3}{2}\theta,$$

где r и θ – полярные координаты. Величину $K_1 = \sigma\sqrt{\pi l}$ называют коэффициентом интенсивности напряжений (σ – напряжение растяжения, l – полудлина эллиптической трещины. Эта характеристика зависит от свойств материала. Такая зависимость находится из энергетических соображений. При продвижении вершины трещины совершается работа и происходит высвобождение упругой энергии. Из равенства указанных характеристик определяют критическую длину трещины и ее зависимость от плотности поверхностной энергии разрушения γ

$$\sigma\sqrt{\pi l_*} = \sqrt{2E\gamma}$$

где l_* – критическая полудлина трещины, E – модуль Юнга, γ – плотность поверхностной энергии разрушения. Величина K_{1c} – получила название вязкости разрушения. Она определяется экспериментально и считается постоянной для конкретного материала. Размерности коэффициента интенсивности напряжений и вязкости разрушения совпадают. Сопротивление хрупкому разрушению элементов конструкций считается обеспеченным, если для каждой точки фронта трещины выполняется условие

$$nK_1 < K_{1c},$$

где n – коэффициент запаса прочности. Разумеется, величина K_{1c} не является строго определенной, а зависит от температуры и конфигурации трещины. Поэтому условие обеспечения хрупкой прочности следует рассматривать как некоторый вероятностный процесс, поскольку продвижение трещин и разрушение осуществляется по наиболее слабому участку материала.

Определение коэффициента интенсивности напряжений является весьма сложной задачей. Такая сложность обусловлена тем, что величина K_1 существенно зависит от типа трещины и распределения внешних нагрузок (силовых или температурных) [3]. Существуют различные теоретические подходы для определения коэффициента интенсивности напряжений для статических и динамических задач. Предполагается, что площадь эллиптической трещины мала по сравнению со всей площадью поперечного сечения рассматриваемого элемента. Поэтому в соответствии с принципом Сен-Венана перераспределение напряжений происходит лишь в малой окрестности ее вершины. На некотором расстоянии от вершины поле напряжений остается неизменным, так как оно определяется деформациями сплошного элемента конструкции. Таким образом, коэффициент интенсивности напряжений в экспериментальной трактовке следует рассматривать как различие в напряженных состояниях материала с трещиной и без нее. Отсюда вытекает возможность применения аналогового метода для его определения [4].

Пусть эллиптическая трещина расположена в длинном тепловыделяющем цилиндре произвольного поперечного сечения. Это соответствует состоянию плоской деформации. Функция напряжений для стационарного случая находится из решения бигармонического уравнения

$$\Delta\Delta F = \frac{\alpha E q_v(x,y)}{(1-\nu)\lambda}, \tag{1}$$

где α – коэффициент линейного расширения, E – модуль Юнга, $q_v(x,y)$ – мощность внутреннего тепловыделения, v – коэффициент Пуассона, λ – коэффициент теплопроводности. На внешнем контуре функция F и ее производная принимает нулевое значение

$$F = \frac{\partial F}{\partial n} = 0.$$

На внутреннем контуре эллиптической трещины условия для функции F усложняются

$$F = ax + by + c,$$

$$\frac{\partial F}{\partial n} = a\frac{\partial x}{\partial n} + b\frac{\partial y}{\partial n}.$$

Постоянные a, b и c определяют из условия однозначности перемещений u, v и угла поворота ω относительно оси z. В интегральной форме они записываются так

$$\frac{1}{E}\int_\Gamma \frac{\partial}{\partial n}\Delta F ds = -\alpha\int_\Gamma \frac{\partial T}{\partial n} ds,$$

$$\frac{1}{E}\int_\Gamma \left(x\frac{\partial}{\partial s} - y\frac{\partial}{\partial n}\right)\Delta F ds = -\alpha\int_\Gamma \left(x\frac{\partial}{\partial s} - y\frac{\partial}{\partial n}\right) T ds, \tag{2}$$

$$\frac{1}{E}\int_\Gamma \left(y\frac{\partial}{\partial s} + x\frac{\partial}{\partial n}\right)\Delta F ds = -\alpha\int_\Gamma \left(y\frac{\partial}{\partial s} + x\frac{\partial}{\partial n}\right) T ds,$$

где n и s – нормаль и касательная к контуру эллиптической трещины. С точностью до обозначений плоская задача термоупругости эквивалентна задаче изгиба пластины распределенной нагрузкой, сосредоточенной силой и моментами. Последние приложены по контуру эллиптического включения модельной пластины и обеспечивают «перемещение» и «вращение» контура как единого целого. Это соответствует однозначности перемещений и угла поворота термоупругой задачи. Соответствие между функциями напряжений и прогиба определяется соотношением $[F]=[\chi w]$, где F – функция напряжений, w – функция прогиба, χ – коэффициент пропорциональности для сохранения размерности. Из уравнения (1) получаем распределенную нагрузку для модельной пластины

$$P(x,y) = \frac{\alpha E D \chi^{-1} q_v(x,y)}{(1-\nu)\lambda l} \tag{3}$$

где D – жесткость пластины. Остальные обозначения идентичны принятым ранее. Граничные условия на внешнем контуре пластины $w = \frac{\partial w}{\partial n} = 0$ обеспечивают его жесткое защемление. Из граничных условий на внутреннем контуре эллиптической трещины (соотношение (2)) получаем сосредоточенную силу и моменты для нагружения модельной пластины

$$P = -\alpha D E \chi^{-1}\int_\Gamma \frac{\partial T}{\partial n} ds,$$

$$M_x = -\alpha D E \chi^{-1}\int_\Gamma \left(x\frac{\partial}{\partial s} - y\frac{\partial}{\partial n}\right) T ds, \tag{4}$$

$$M_y = -\alpha D E \chi^{-1}\int_\Gamma \left(x\frac{\partial}{\partial n} + y\frac{\partial}{\partial s}\right) T ds.$$

Нагружение модельной пластины осуществляют следующим образом. Во внутренний контур пластины вставляют невесомое жесткое включение и к нему прикладывают силу и моменты согласно соотношениям (4). Поле модельной пластины вне жесткого включения нагружают распределенным давлением (соотношение (3)). Внешний контур пластины жестко защемлен. Измеряемые с помощью тензорезисторов поверхностные деформации около

вершины эллиптической трещины дают концентрацию термонапряжений. Другую модельную пластину идентичной конфигурации (без трещины) нагружают таким же распределенным давлением и определяют компоненты термонапряжений в той же точке. Для коэффициента интенсивности термонапряжений получаем приближенное выражение

$$K_1 = (\sigma_1 - \sigma_2)\sqrt{\pi l},$$

где σ_1 и σ_2 – компоненты тензора термонапряжений в системе с трещиной и без нее. Значения σ_1 и σ_2 определяют экспериментально путем измерения поверхностных смещений (деформаций) на модельной пластине с помощью тензорезисторов.

Определение термонапряжений в окрестности трещины на основе термомеханической аналогии осложняется тем, что жесткое включение имеет конечные размеры и форму эллипса. Для максимального напряжения у вершины эллипса имеется точное решение [5]

$$\sigma_y^* = p\frac{3-2m-m^2}{(1-m)^2},$$

где p – растягивающее напряжение, $m = \frac{1-\beta}{1+\beta}$, $\beta = \frac{b}{a}$ (отношение полуосей эллипса). Если $\beta =$ 1, то $\sigma_y^* = 3p$ (концентрация напряжений в круге).

Для $\beta = 0$ (трещина в виде разреза) получаем асимптотическое приближение

$$\bar{\sigma}_y = \frac{\bar{K}_1}{\sqrt{2\pi(x-l)}},$$

где $\bar{\sigma}_y = \frac{\sigma_y}{p}$, $\bar{K}_1 = \sqrt{\pi R}$, $R = \frac{a}{1+m}$.

При $m \to 1$ имеем $\sigma_y^* = 2\frac{1+m}{1-m}$.

Отношение $\frac{\bar{\sigma}_y}{\bar{\sigma}_y^*}$ при $x = a = l + \rho$ (ρ – радиус кривизны эллипса, l – полудлина трещины в виде разреза, a – большая полуось эллипса) определяется выражением

$$\frac{\bar{\sigma}_y}{\bar{\sigma}_y^*} = \frac{(1+\beta)^{1/2}}{2\sqrt{2\beta}}.$$

Отсюда получаем рабочую формулу для определения истинного коэффициента интенсивности напряжений

$$K_1 = \frac{(1-m)^{1/2}}{2(1+m)\beta}\sigma_y^*\sqrt{2\pi\rho}.$$

Значения σ_y^* и ρ соответствуют термомеханической модели эллиптической трещины. При этом отношение $\frac{\bar{\sigma}_y}{\bar{\sigma}_y^*}$ не зависит от вида нагрузки, а только от формы эллиптического включения. Оценки показывают, что для $\beta = 0{,}1$ $\frac{\bar{\sigma}_y}{\bar{\sigma}_y^*} = 1{,}17$. Это означает, что напряжения у вершины эллиптической трещины отличаются от напряжений у вершины трещины в форме разреза на 17% (на расстоянии ρ от вершины). Поэтому аналоговый метод определения коэффициента интенсивности напряжений вполне приемлем для трещин произвольной формы.

Список использованных источников

1. Миронова Л.И. Исследование остаточных напряжений в литых биметаллических конструкциях формообразующих литейной оснастки. //Проблемы машиностроения и автоматизации//, ИМАШ РАН, ГУ РосНИИ ИТ и АП, №1 2010, с.107,108.
2. Иванов А.С. Математические аналогии в механике сплошной среды. М.: МГОУ, 2009, 179с.
3. Писаренко Г.С., Руденко В.Н. и др. Прочность материалов при высоких температурах. Киев, «Наукова думка», 1966.
4. Иванов С.Д., Пахомов А.М., Драгунов Ю.Г. Анализ напряженного состояния элементов конструкций при помощи модельных и натурных экспериментов. М.: МГОУ, 1995, 271с.
5. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974, 640с.

ПРОЧНОСТНО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЕВЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОМ СПОСОБЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Алиев М. А. Чартаев Х. Ш.
Махачкалинский филиал Московского Автомобильно-дорожного Института
E-mail: bukilal@mail.ru

STRENGTH-PLASTIC PROPERTIES OF SILICON CRYSTALS AT ELEKTRO-STIMULIZED MODE OF DEFORMATION

Aliev M. A., Shartaev H. S.
Makhachkala branch of the Moscow Automobile and Road Institute, Russia, Mahasckala.
E-mail: bukilal@mail.ru

Influence of change of an electronic subsystem of semi-conductor crystal of silicon on features of change of their physicomechanical properties is investigated. This new way of influence on movement of dispositions has revealed significant downturn of fluidity limit, essential change of effect of dispersion of carriers of charge and splitting of regional dispositions on partial ones. Possible mechanisms of explanation of observable effects are offered.

Исследовано влияние изменения электронной подсистемы полупроводникового кристалла кремния на особенности изменения их физико-механических свойств. Этот новый способ воздействия на движение дислокаций выявил значительное понижение предела текучести, существенное уменьшение величин параметров внешнего воздействия. Предложены возможные механизмы объяснения наблюдаемых эффектов.

Проблема поиска закономерностей взаимосвязи «структура–состав–свойства» применительно к кристаллическим структурам остается и по сей день важной и в то же время далекой от понимания на уровне микропроцессов [1]. На данном этапе развития науки получение материалов с управляемыми и заданными свойствами, используя традиционную технологию, практически невозможно. Свойства кристаллов качественно изменяются и задаются структурой, возникшей в динамике при определенном соотношении внешних параметров воздействия к внутренним [2].

Наиболее приемлемым и предпочтительным вариантом экспериментальной реализации идеи синергетики по принципам самоорганизующейся технологии оказался предложенный нами электростимулированный метод пластической деформации, названный ЭПД–способом [3]. Это тот случай, когда по пластически деформируемому твердому телу (ПДТТ), помещенному в электрическое поле, проходит постоянный электрический ток высокой плотности. Именно в ПДТТ удалось реализовать многие принципы неравновесной термодинамики. К таковым относятся необратимость процесса, регулирование степени неравновесности,

наличие нелинейности в соотношениях между истинным напряжением сдвига, действующим на дислокацию, и ее скоростью. Избыточная энергия внешнего воздействия на кристалл аккумулируется в локализованных, сильно неравновесных областях. Такие области образуют открытую подсистему, способную к самоорганизации, благодаря появившейся возможности произвести обмен энергией и веществом как внутри кристалла, так и с окружающей средой [4].

Идея управления свойствами твердых тел, используя их структурные превращения с помощью ЭПД, является одной из перспективных и привлекательных в том плане, что в процессе участвуют такие фундаментальные явления, как диссипации, расщепление электронных связей вплоть до поляризации их спинов. Понимание роли структурных дефектов в формировании и изменении свойств кристаллов важно не только для проблемы пластичности и прочности материалов, но и для микроэлектроники, приборы которой основаны на их взаимодействиях. При исследовании влияния электронно-дислокационно-примесных взаимодействий следует ожидать существенных изменений в динамических свойствах дислокаций – с одной стороны, в электронных и, как сейчас выявили, в спиновых свойствах кристаллов – с другой стороны.

При разработке конструкционных материалов, обладающих нужными механическими свойствами, необходимо научиться управлять ими, не изменяя атомно-кристаллическую структуру кристалла, в отличие от классических методов (термообработка, легирование, наклёп и т.д.) [5]. Предложенная электростимулированная обработка кристаллических тел привлекает внимание исследователей в последние годы из-за прикладного характера ее применения. Электропластическая обработка в импульсном режиме позволили модифицировать такие хрупкие металлы как молибден и вольфрам [6].

Объектами исследования были монокристаллы кремния дырочного типа проводимости, легированные галлием до различной степени чистоты.

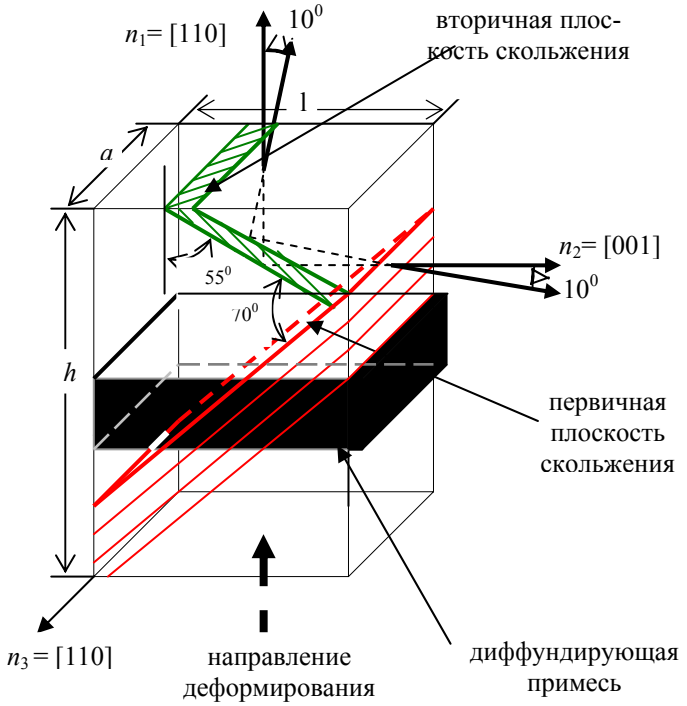


Рисунок 1 – Схема деформирования образца

Образцы дырочного типа проводимости, в виде параллелепипеда размерами 15×10×5 мм, ориентированы определенным образом как показано на рис.1. Одна грань была параллельна плоскости (110), а две другие отклонены на 10° от плоскостей (001) и $(1\bar{1}0)$. Деформацию производили тремя способами: в условиях внешнего нагрева образца (термопла-

стическая деформация – ТПД), в условиях прохождения электрического тока через образец (электропластическая деформация – ЭПД) в условиях одновременной с деформацией реализации электропереноса примесных атомов (электропереносно-пластическая деформация – ЭППД).

Образцы после механической и химической полировки очищались ионно-плазменной чисткой. Затем широкими торцевыми поверхностями с нанесенным слоем диффузанта – углерода – складываются попарно и зажимаются между пуансонами деформационной установки прессового типа. Плотность тока, проходящая по образцу в зависимости от температуры деформации, менялась в пределах $1{,}0\cdot10^6$–$1{,}5\cdot10^6$ А/м^2. Падение напряжения на образце при этом составляло 1,0–0,6 В. Мощность, выделяемая на образце, доходила до 100 W. Наша установка позволяла регулировать величину тока независимо от температуры деформации за счет скорости протекания хладагента (инертного газа) через систему.

Для изучения механических свойств кристаллов определяли деформационные параметры с помощью датчиков. Датчиками служат: для записи усилия – тензодинамометр, для перемещения – индуктивный преобразователь. Сжатие производилось вдоль (110) при различных сдвиговых напряжениях, и температурах, регулируемых в широких пределах в течении определенного времени. В динамическом режиме сжатие длилось не более 20 мин., а иногда с переходом в статический режим длительностью до 30 мин. и в вакууме порядка 10^{-4} Па. По окончании испытания анодная и катодная части образцов механически разделялись и из них вырезались полоски соответствующих размеров для измерения электрических и диффузионных характеристик. Механические свойства, определяемые по деформационным параметрам (величина деформации ε, коэффициент упрочнения $\gamma = \frac{d\varepsilon}{d\sigma}$, скорость деформации $\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$) измерялись и записывались на самописце по ходу эксперимента. Эксперимент проводился в специально сконструированной нами деформирующей установке прессового типа, включающей камеру и ячейку с сапфировыми изоляторами и опорами, обеспечивающими режим «мягкого» нагружения. Такая методика, в отличие от «жесткой», применяемой в установках другого типа**,** позволяет устранить отрицательную обратную связь между установкой и образцом. При «жестком» нагружении, инициированное внешним воздействием разупрочнение, приводит к уменьшению нагрузки на образец и приостановке пластического течения, способного «замаскировать» эффект разупрочнения. При изучении механических свойств мы использовали уравнение, описывающее соотношение между приложенной к кристаллу величиной сдвиговой деформации и кинетическими структурными составляющими, которое имеет вид:

$$\sigma = \frac{U_0}{\gamma}\left(1 - \frac{kT}{U_0}\ln\frac{\tau}{\tau_0}\right), \qquad (1)$$

где τ_0 – период межатомных колебаний, U^0 – энергия механических связей, γ – коэффициент активационного объема. Здесь $\frac{U_0}{\gamma}$ – верхний предел прочности – атермическая механо-флуктуационная часть, а $\left(1 - \frac{kT}{U_0}\ln\frac{\tau}{\tau_0}\right)$ – термофлуктуационная часть При постановке $U_0 = \chi\frac{C_0}{\alpha}$, где C^0 – теплоемкость, α – коэффициент линейного расширения, χ – структурный коэффициент пропорциональности. $\sigma = 1 - \frac{\alpha T}{3\chi}\ln\frac{\tau}{\tau_0} = 1 - \beta$ (термофлуктуационная часть). При

$\alpha \to 0$ β исчезает. Основной упор в эксперименте сделан нами не на термофлуктуационную составляющую этого уравнения, а на ее механофлуктуационную компоненту

На рис. 2 и 3 (кр.1–4) приведены характерные кривые зависимости сдвиговое напряжение-деформация σ(ε) для двух монокристаллических образцов кремния *p*-типа проводимости, легированные галлием до концентрации акцепторов N_{A1}= $2.56 \cdot 10^{16}$ см$^{-3}$ и N_{A2} =$1.2 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$. Приведенные данные относятся соответственно к двум способам деформирования – ЭПД (кр.1, 3) и ЭППД (кр.2,4).

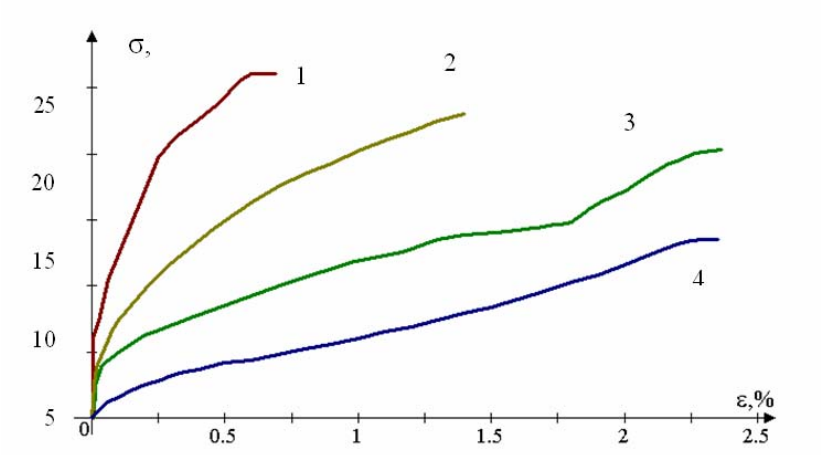


Рисунок 2 – Зависимость сдвиговое напряжение-деформация ε(σ) для двух образцов монокристаллического кремния, легированных галлием до концентраций N_A= $5.6 \cdot 10^{16}$ см$^{-3}$– кр.1, 3 и N_A = $1.2 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$ – кр.2, 4, и деформированных ЭПД-способом – кр.1, 2 и ЭППД-способом – кр. 3, 4.

Данные для ТПД-способа не приведены ввиду невозможности деформирования при тех же режимах, что и для ЭПД. Деформация, как видно из рис. 2 и 3 (кр.1–2), при одновременном электростимулировании протекает значительно легче, а при дополнительной реализации электродиффузии примесных атомов углерода эффективность деформации значительно возрастает (см. кр.3-4).

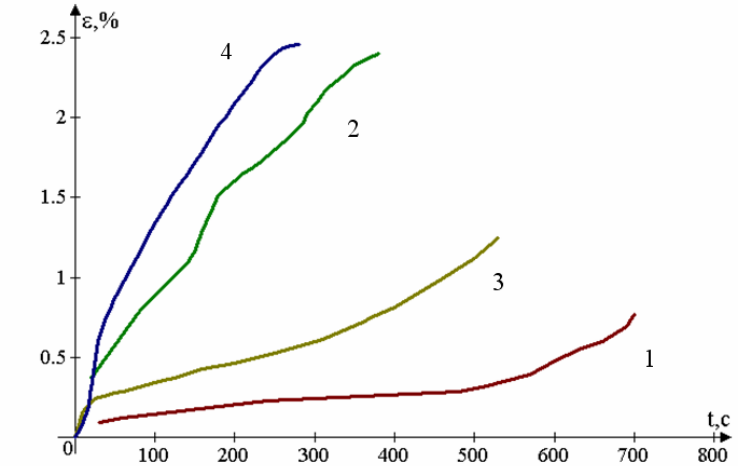


Рисунок 3 – Зависимость величины деформации от времени ε(*t*) в динамическом режиме для ЭПД-способа – кр. 1, 2 и ЭППД-способа – кр.3, 4.

Если сравнить образцы по степени легирования (степени исходной чистоты), то деформация протекает тем легче, чем выше степень чистоты.

Следует обратить внимание на характерные и отличительные особенности хода кривых деформационных параметров в обоих способах (ЭПД и ЭППД). На кривых 1 и 2 рис.2 и 3 наблюдается несколько скачкообразных участков с различными коэффициентами упроч-

нения и скорости деформирования, тогда как при ЭППД – способе такого эффекта не наблюдается. Следует отметить очевидные преимущества ЭППД – способа перед другими, что заслуживает специального исследования, которое мы и провели при изучении электрических, диффузионных и структурных свойств кристаллов кремния, реконструированных ЭППД – способом. Все параметры, рассчитанные из экспериментально полученных кривых рис.2,3 отражены в таблице, приведенной ниже. Обращает на себя внимание и факт существенных изменений упругих свойств кристалла кремния в зависимости от способов и режимов деформирования, а также степени исходной чистоты. При рассмотрении зависимости ε(t) на рис.3 (кр.1-4), замечаем ступенчатый характер (наличие нескольких участков с чередованием упрочнения и разупрочнения) изменения скорости деформирования и, наоборот, плавность ее изменения в ЭППД – режиме (участки отсутствуют), что также отражено в таблице. Скачкообразный ход деформации σ(ε) для ЭПД – способа присущ процессам пластической деформации с волновым характером протекания

При изучении механических свойств обнаружена возможность существенного повышения пластичности при специальной методике деформирования сжатием совместно с легированием и электропереносом. Наблюдаемые особенности поведения пластичности кристаллов кремния в случае ЭДПД - способа объясняются на наш взгляд следующими факторами. Если в процессе ТПД электрон-фононное и электрон-дислокационное взаимодействия присутствуют как независимые факторы, то в случае электропластических ЭПД и ЭППД - способов все структурные носители перестраиваются в динамические потоки и силы определенного направления. В электрическом поле на дислокацию действует двойная сила - механическая и электрическая, и высота потенциального барьера оказывается пониженной, для преодолевания ее требуется меньшая энергия активации.

Нанося диффундирующую примесь на анодно-катодные поверхности деформируемого кристалла специальным образом, как показано на рис.1, можно добиться прочного их закрепления в течении времени, достаточного для формирования такого поверхностного слоя, который начнет работать как источник генерации дефектов с диффузионной накачкой.

Сопротивление деформации кристаллической структуры определяется распределением препятствий движению дефектов различной природы. Эти препятствия могут преодолеваться как термоактивационным, так и механоактивационным способами. В случае ЭППД-способа удается снизить термический вклад, увеличив атермическую компоненту. При применении ЭППД-способа структура кремния испытывает довольно сложную эволюцию, зависящую от многих факторов, включая эволюцию и самих дефектов, сопровождающуюся изменением и размеров и энергии.

При деформации кристаллов в электрическом поле на заряженные дислокации помимо механических напряжений будет действовать дополнительная сила, равная $F = e \cdot E$ (2), где e – эффективный заряд дислокаций, E – напряженность электрического поля. При наличии вышеперечисленных условий эксперимента, возможно, реализуются следующие ситуации: дислокации заряжаются и приобретают преимущественное направление перемещения с более высокой подвижностью, чем нейтральные. В условиях реализации диффузионного электропереноса может произойти перераспределение примесных ионов в окрестности дислокаций и по эффекту преимущественного их увлечения в сторону анода, воздействовать на динамику последних. Необходимо отметить, что все участвующие в диффузионно-деформационном процессе структурные частицы (примесные и собственные атомы, заряженные носители подсистемы – дырки и одновременно генерируемые дислокации) взаимодействуют между собой в динамическом потоке и в определенном направлении движения. Таким образом, при ЭДПД-режиме условия деформации кристалла облегчены присутствием дополнительного фактора возмущения дислокационной системы в виде электродиффузии примесных атомов. При больших плотностях тока, проходящих через деформируемые образцы, стимулирующих перемещение заряженных дефектов, деформация вполне может ускориться, что и наблюдается в нашем эксперименте. Использование направленного потока электронов

в качестве управляющего параметра возбуждения дислокационной системы кристалла, как показали наши исследования, позволяет влиять на ориентацию и характер распределения дислокационной структуры.

Обнаруженные различия в ходе кривых 1–4 (рис. 2, 3) связаны с тем, что если в случае ТПД-способа электрон-фононное и электрон-дислокационное взаимодействия присутствуют как независимые факторы, то при ЭППД-способе все структурные носители пластически деформируемого кристалла перестраиваются в динамические потоки и силы определенного направления, которые значительно облегчают деформационный процесс.

Как показали эксперименты, свойства примесей на дислокациях стала интересной фундаментальной проблемой с очевидным прикладным применением не только в нанотехнологии, но и в производстве солнечных батарей, в кремниевой электронике.

Есть надежда, что примененный новый методико-технологический подход многопараметрического воздействия на структуроформирование кристаллов и изучение его влияния на физические свойства, обусловленные совместным коллективным поведением системы и подсистемы, даст возможность получения новых материалов с управляемыми свойствами.

Сводная таблица деформационных параметров, полученных из экспериментальных кривых рис. 2–3

Способ деформирования	Режим деформирования	Скорость нагружения, МПа/с	Температура деформации Т, К	Общая величина деформации ε, %	Коэффициент упрочнения $\gamma = d\sigma/d\varepsilon$, МПа/%	Скорость деформирования $\dot{\varepsilon} = d\varepsilon/dt$, c^{-1}	Время деформирования t, с	Усилие σ, МПа
ЭПД	Без диффузии	1,20	750	0.62	88	$1.66\cdot10^{-5}$	680	25
					21	$3.4\cdot10^{-5}$		
ЭПД	С диффузией углерода	1,20	750	2.06	11	$5\cdot10^{-5}$	450	20
					7	$8\cdot10^{-5}$		
ЭППД	Без диффузии	1,20	750	1.2	11	$7.2\cdot10^{-5}$	500	22
ЭППД	С диффузией углерода	1,20	750	2.51	10.3	$1\cdot10^{-4}$	400	15

Список использованных источников

1. Малыгин Г.А. Процессы самооргонизации дислокаций и пластичность кристаллов. У Ф Н т.169, №9, 979-1008.
2. Хакен. Г. Синергетика: Иерархия неустойчивостей в самоорганизующихся системах М.: Мир, 1985.-419с.
3. М.А.Алиев, Х.О. Алиева, В.В. Селезнев «Электропластическая деформация кремния». ФТТ, 37.12, 3732-3734 (1995).
4. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. – 271с.
5. Алиев М.А., Велиханов А.Р.. Самоорганизация структуры монокристаллов кремния при деформационно-диффузионных процессах. Вестник ВГТУ, серия «Материаловедение», 2004, В. 1.15, с. 43-46.
6. Баранов Ю.В, Троицкий О.А, Аврамов Ю.С, Шляпин А.Д.: Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. МГИУ. М.2001.-850с.

МНОГОКРАТНАЯ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВОВ Ti–Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

[1]Бондарев А. Б., [2]Хусаинов М. А., [2]Петров Н. В., [1]Андреев В. А.
[1] *Промышленный центр «МАТЭКС». Москва.*
E-mail: andreev.icmateks@gmail.com
[2]*Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого. Великий Новгород.*
E-mail: mikhail.khusainov@novsu.ru

MULTIPLE MECHANICAL-THERMAL TREATMENT WITH SPECIMENS FROM Ti–Ni SHAPE MEMORY ALLOYS

[1]Bondarev A. B., [2]Khusainov M. A., [2]Petrov N. V., [1]Andreev V. A.
[1]*Industrial centre MATEKS Ltd., Moscow*.
E-mail: andreev.icmateks@gmail.com
[2]*Yaroslav the Wise Novgorod State University. Veliky Novgorod.*
E-mail: mikhail.khusainov@novsu.ru

The questions connected with reversibility effect of active elements from Ti-Ni alloy in the given interval of deformations represent big interest. In this work an attempt is made to use an effective way of multiple mechanical-thermal treatment of Ti-Ni alloys for stabilization of structure and formation of unilateral shape memory of martensitic type.

Вопросы, связанные с многократной обратимостью эффекта памяти формы активных элементов из сплавов Ti–Ni, в заданном интервале деформаций представляют большой интерес. В данной работе осуществлена попытка использования эффективного способа многократной механо-термической обработки [1] сплавов Ti–Ni для стабилизации структуры и формирования односторонней памяти мартенситного типа.

Термопластическая обработка выполнялась на проволочных образцах диаметром 0,4 мм из сплава Ti–50,0at%Ni со следующими температурами мартенситных превращений: M_s = 45°C, M_f = 26°C, A_s = 59°C, A_f = 80°C. После отжига 500°C, 0,5 часа.

Многократная механико-термическая обработка выполнялась в три этапа: на первом этапе проводился многократный импульсный нагрев до 700–800°C под напряжением растяжения при $\sigma < \sigma_ф$. Нагрев образца осуществлялся за счет собственного электросопротивления при прямом пропускании тока повышенной мощности. Второй этап включал действие постоянно приложенной нагрузки (σ = 40–50 МПа) при температуре 450–500°C с выдержкой в течение 20–30 минут. На третьем этапе образец подвергался тренингу путем термоциклирования в интервале полного мартенситного превращения (МП) под напряжением $\sigma \geq \sigma_ф$.

Анализ исходного состояния проволоки показал, что сильно деформированное состояние проволоки волочением не позволяет задавать необходимую форму изделиям вследствие низкой ее пластичности, поскольку наведенная при волочении деформация (6–7%) препятствует проявлению эффекта пластичности превращения. Доказательством этому является отсутствие предела фазовой текучести ($\sigma_ф$) на диаграмме растяжения проволоки после волочения. Такое поведение можно объяснить формированием ориентированного мартенсита в процессе холодного волочения, оказывающего сильное влияние на способность сплава к формовосстановлению. В этой связи, исследуемые образцы перед ММТО подвергались нагреву до температуры окончания обратного мартенситного превращения (A_f + 15°C) для ликвидации эффекта памяти формы наведенного волочением. Такая предварительная обработка способствовала проявлению эффекта пластичности прямого мартенситного превращения. Температуры нагрева выбирались с учетом качественного изменения структуры сплава в интервале от 500°C до 800°C. Опыты показали, что при температуре 500°C одновременно протекает ряд процессов, связанных с формированием смешанной структуры горячего наклепа и динамической полигонизации. Выдержка при этой температуре по данным [2] повышает со-

противление деформации благодаря наличию весьма устойчивой субструктуры. В результате не удается обеспечить большие перемещения (деформации) при малых напряжениях.

После импульсных нагревов до 700–800°С под напряжением имеет место усиление ползучести сплава вследствие активно протекающей динамической рекристаллизации, в ходе которой устраняется деформационный наклеп с формированием однородной мелкозернистой структуры. В результате величина эффекта памяти формы достигает больших значений (8–10%). Однако проволока после такой обработки зачастую остается криволинейной, поэтому использовался последующий отжиг при 450–500°С под напряжением, который обеспечивал прямолинейность и стабилизировал структуру сплава проволоки после отогрева. Гистерезисы МП, записанные после такой обработки при σ = 167 МПа, принимают геометрически устойчивую форму (рис.1).

Последующий термотренинг путем термоциклирования через интервал мартенситных превращений 3-5 циклов при σ = 120 МПа способствовал стабилизации структуры сплава при $\sigma<\sigma_ф$ (рис. 2).

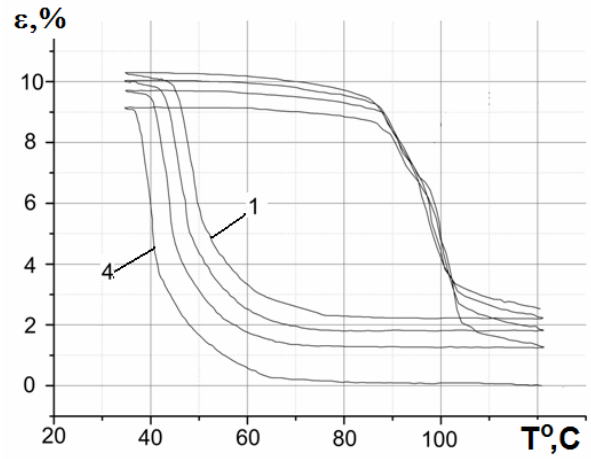


Рисунок 1 – Петли гистерезиса мартенситных превращений при σ=167 МПа после четырех импульсных нагревов 30°С↔720°С при σ = 24 МПа

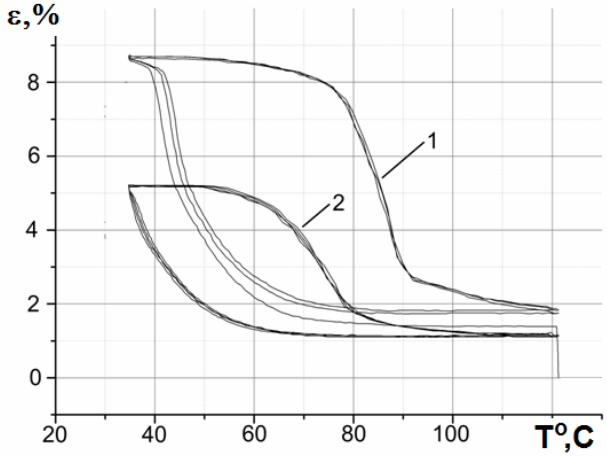


Рисунок 2 – Петли гистерезиса МП при σ = 120 МПа (1) и 63 МПа (2) после четырех импульсных нагревов и отжига 460°С, 30 мин

Следствием такого поведения является формирование устойчивых петель гистерезиса при малых напряжениях (60–40 МПа). В частности, на рис. 2 показан гистерезис при σ = 63 МПа со 100% обратимостью памяти формы на первом и последующих циклах. Рис. 3 демонстрирует изменение величин обратимой памяти формы при разных уровнях напряжений после различных видов ММТО.

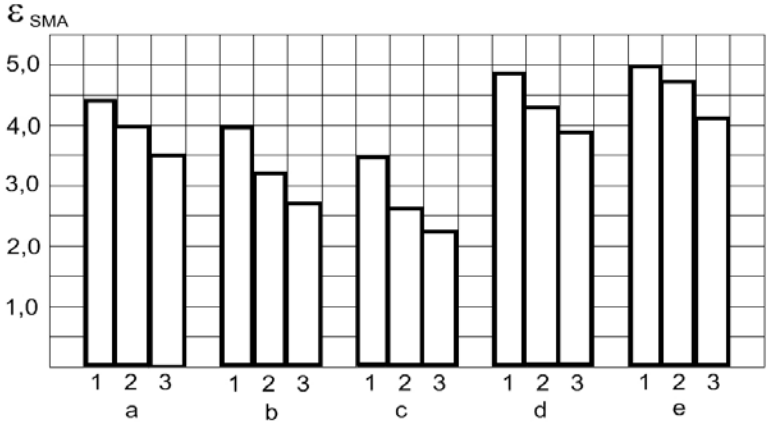


Рисунок 3 – Устойчивые уровни обратимого эффекта памяти формы при малых напряжениях после многократных импульсных нагревов до 800^{0}С, σ = 24 МПа.
a – 3ц; *b* – 5ц; *c* – 7ц; *d* – 10ц; *e* – 5ц + 460^{0}С, 0,5 часа при 36 МПа.
1 – при σ = 120 МПа;
2 – при σ = 63 МПа;
3 – при σ = 40 МПа.

Полученные в этой работе данные представляются чрезвычайно важными с практической точки зрения, поскольку пользуясь тем или иным способом ММТО можно сформировать устойчиво-обратимый эффект памяти формы заданной величины.

Выводы

1. Проволока после холодного волочения не может использоваться в практике без предварительного отогрева до аустенитного состояния.

2. Импульсные нагревы до 700–800°С повышают пластичность сплава. Последующий отжиг при 450–500°С под нагрузкой приводит к формированию субструктуры горячего наклепа, стабилизируя эффект памяти формы. Дальнейший термотренинг (3–7 циклов) через интервал МП под напряжением σ = 120 МПа > $\sigma_м$ способствует формированию обратимой памяти значительной величины при малых напряжениях (σ = 40–65 МПа).

Список использованных источников

1. Гордиенко Л.К. Структурные изменения металлов и сплавов. М.: Наука 1973. С.162-167.
2. Filip, P. and Kneissl, A.C. Mechanical properties and related substructure of TiNi shape memory alloys // JOURNAL DE PHYSIQUE IV, Vol. 5, decembre 1995, pp. 575–580.

МЕХАНИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

[1]Бондарев А. Б., [2]Хусаинов М. А., [2]Летенков О. В., [1]Андреев В. А., [2]Пластинина Г. В.

[1] *Промышленный центр «МАТЭКС». Москва.*

E-mail: andreev.icmateks@gmail.com

[2]*Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого.Великий Новгород.*

E-mail: mikhail.khusainov@novsu.ru

MECHANICAL LONGEVITY OF WIRE SPECIMENS FROM Ti–Ni SHAPE MEMORY ALLOYS.

[1]Bondarev A. B., [2]Khusainov M. A., [2]Letenkov O. V., [1]Andreev V. A., [2]Plastinina G. V.

[1]Industrial centre MATEKS Ltd., Moscow.

E-mail: andreev.icmateks@gmail.com

[2]Yaroslav the Wise Novgorod State University. Veliky Novgorod.

E-mail: mikhail.khusainov@novsu.ru

Fatigue longevity of wire specimens from Ti–Ni alloys is the major parameter of their serviceability in practical application. In the given work it is shown that superficial treatment of wire after drawing considerably raises resistance to surface failure. Use of definitive treatment of a wire by fine grinding of its surface leads to increase in number of cycles before destruction, at considerable pseudo-elastic deformation (to 8%).

Усталостная долговечность проволочных образцов из сплавов Ti–Ni является важнейшим параметром их пригодности в практическом применении. В данной работе исследовали влияние шлифования поверхности проволоки на псевдоупругость и циклическую долговечность. Показано, что поверхностная обработка проволоки после волочения заметно повышает сопротивление усталостному разрушению. Использование окончательной обработки проволоки путем тонкого шлифования ее поверхности приводит к увеличению числа циклов до разрушения, при значительной псевдоупругой деформации (до 8 %) при 5–6 % без поверхностной обработки. Легирование сплава Ti–Ni хромом способствует повышению механических свойств, однако приводит к существенному снижению долговечности.

Сплавы на основе никелида титана обладают уникальными свойствами памяти формы и псевдоупругости (сверхупругости). Эти эффекты широко используются в медицине и технике. Указанные явления имеют одинаковую природу и связаны с изменениями фазового состава в заданных интервалах температур. Для проявления эффекта псевдоупругости важно, чтобы при температурах выше 0°С фазовое превращение аустенита в мартенсит было устранено. Такое условие бинарных сплавов Ti–Ni обеспечивается путем обогащения никелем. В результате при комнатных температурах сплав будет находиться в аустенитном состоянии. В тоже время, структура сплава зависящая от состава и условий передела в проволоку, оказывает существенное влияние на эксплуатационные свойства. Усталость при знакопеременных напряжениях и деформациях является определяющей функцией надежности и работоспособности активных элементов из этих сплавов [1]. Поэтому необходимы систематические исследования для понимания феномена усталости в целях существенного повышения циклической долговечности.

Исследования выполнялись на проволочных образцах из сплава Ti–Ni двух составов. Проволока после холодного волочения подвергалась термомеханической обработке для формирования псевдоупругих свойств по режиму, описанному в работе [2]. Затем проводилась механическая обработка поверхности образцов в целях удаления дефектов возникающих при волочении. Образцы диаметром 0,98 мм с добавкой хрома и более тонкие проволоки диаметром 0,67 мм подвергались тонкому шлифованию. Для сопоставления функциональных свойств исследуемых сплавов использовалась проволока диаметром 1,0 мм без механической обработки. В таблице 1 по диаграммам растяжения приведены основные параметры сплавов характеризующие их механические свойства.

Таблица 1 –Механические свойства и температуры обратного мартенситного превращения *(A_f)* сплавов Ti–Ni

№ п/п	Состав сплавов (% по массе)	*D* мм	$\sigma_ф$ МПа	$\sigma_т$ МПа	$\sigma_в$ МПа	σ %	A_f°С
1	Ti_4-$Ni_{55,78}$-$Cr_{0,22}$	0,98	662	1134	1150	9,7	–2,0
2	$Ti_{4,46}$-$Ni_{55,54}$	1,0	518	890	1134	14,2	–4,0
3	Ti_4-Ni_{56}	0,67	596	1112	1460	14	–4,0

Механоциклические (усталостные) испытания в режиме двустороннего изгиба выполнялись на автоматизированной установке описанной в работе [3]. Заданные деформации (от 2 до 6,3%) не превышали максимальный уровень псевдоупругости проволоки исходного состояния (6–7%). Образцы при заданных деформациях доводились до разрушения. По результатам таких экспериментов строилась зависимость характеризующая механоциклическую усталость сплава.

На рис.1 представлены кривые малоцикловой усталости при механоциклировании по схеме симметричного изгиба. Видно, что образцы из Ti-Ni с добавлением хрома обладают наименьшим сопротивлением разрушению. При достаточно высоком уровне механических свойств (см. табл.1) и шлифованной поверхности. Проволока с меньшим диаметром (0,67 мм) после тонкого шлифования отличается высокой долговечностью. Металлографическими исследованиями поверхностей излома образцов установлено наличие некогерентных вторых фаз с размером от 2 до 5 мкм способствующих хрупкому разрушению.

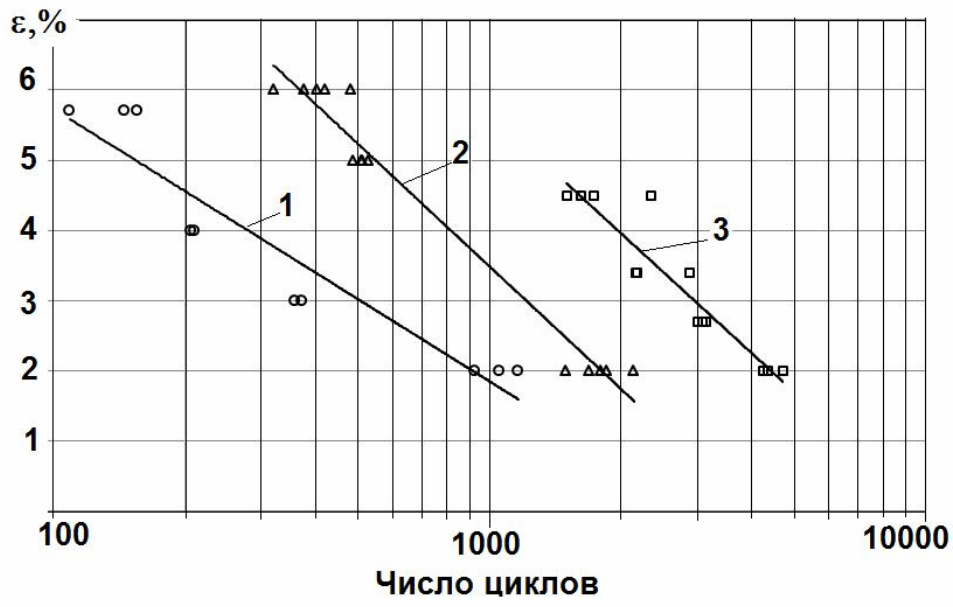
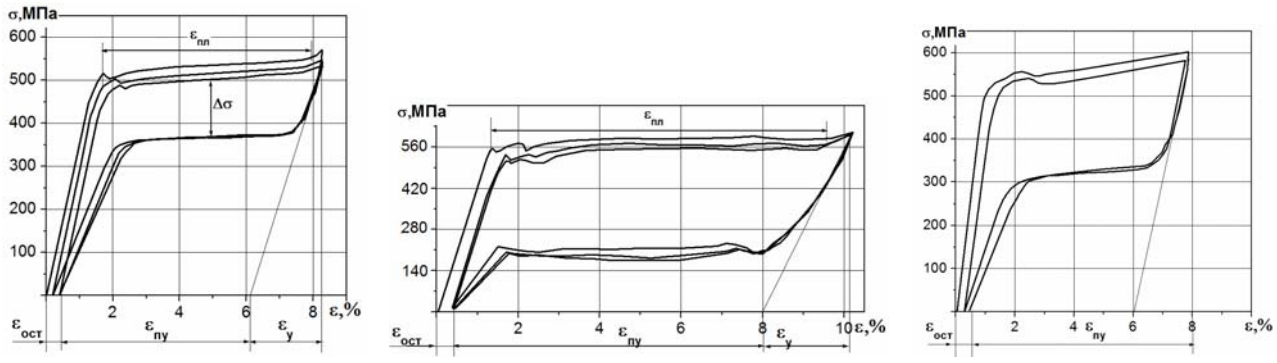


Рисунок1 – Кривые долговечности сплавов Ti-Ni с псевдоупругими свойствами.
1 – Ti–Ni–Cr; 2 – Ti–Ni (D = 1,0 мм); 3 – Ti–Ni (D = 0,67 мм).

Зависимость числа циклов до разрушения (N_p) при заданных значениях деформации изгиба (ε) аппроксимируется функцией типа $N_p = -A\ln\varepsilon + B$. Методом наименьших квадратов были определены численные значения коэффициентов A и B. Для сплава Ti–Ni–Cr: A = –863, B = 1529; Ti–Ni, d = 1,0 мм – A = – 1313, B = 2608; Ti–Ni, d = 0,68 – A = –3176, B = 6443, где коэффициент A отражает темп накопления дефектов при механоциклировании, B – число циклов до разрушения при деформации стремящейся к единице. Полученные выражения позволяют прогнозировать долговечность проволочных образцов из сплавов Ti-Ni при разных уровнях заданной деформации.



а) *б*) *в*)

Рисунок 2 – Диаграммы псевдоупругости при T = 22°С сплавов:
a – Ti-NiC; *b* – Ti-Ni (D = 0,67 мм), с – Ti-Ni (D = 1,0 мм)

Диаграммы, представленные на рис.2, демонстрируют циклическую псевдоупругость трех сплавов, отличающихся по составу, диаметру и виду механической обработки поверхностей образцов. Здесь следует обратить внимание на основную особенность циклической псевдоупругости, отражающей полное отсутствие циклического упрочнения. Это обстоятельство указывает на последовательное развитие мартенситных превращений, обратимых по своей природе. При нагружении наводится мартенсит деформации по реакции аустенит-

мартенсит (А→М), а разгрузка сопровождается возвратом деформации сводящейся к движению межфазной поверхности М→А. Из рисунка видно, что величина псевдоупругой деформации зависит от состава сплава и состояния поверхности образцов. В частности, введение хрома в состав Ti-Ni снижает псевдоупругие свойства (рис.2*а*), несмотря на шлифованную поверхность образцов. Проволока диаметром 0,68 мм после тонкого шлифования характеризуется большим значением псевдоупругого возврата (8%) и незначительной остаточной деформацией. На втором цикле разгружение сопровождается замыканием гистерезисной петли. Невысокая долговечность проволочных образцов из сплава Ti–Ni (D = 1,0 мм) без механической обработки, вероятно, связана с повышенным содержанием углерода 0,05 и кислорода 0,045 % по массе. В этих сплавах выделения фаз TiC и интерметаллидных оксидов (Ti_4Ni_2O) [4], неравномерно распределенных в матраце сплава. В результате на границах контакта частиц с зерном возрастают напряжения до кристаллического значения, при которых возникает зародышевая микротрещина. Последующее циклирование будет способствовать ее развитию, снижая сопротивление усталостного разрушения.

Выводы

1. Дан анализ состояния проволоки из сплава Ti–Ni после волочения. Установлено, что наведенная деформация памяти формы волочением препятствует ее формированию в мартенсите при создании активных (рабочих) элементов.

2. Изучено влияние механической обработки поверхности проволочных образцов на долговечность и их работоспособность. Показано, что шлифование поверхности проволоки приводит к существенному повышению эффекта псевдоупругости и долговечности. Однако состав сплава является определяющим параметром качества проволоки. Незначительная добавка хрома (0,22 % по массе) способствует хрупкому разрушению при малой долговечности.

Список использованных источников

1. Heckman A. Hornbogen, Microstructure and pseudo-elastic low-cycle amplitude fatigue of NiTi // J. Phys IV, France, 112, 2003, p. 831–834.
2. Патент №2374356 от 27.11.2009. Способ термомеханической обработки изделий из сплава на основе никелида титана / Андреев В.А., Бондарев А.Б., Хусаинов М.А., Тамбулатов Б.Я. Опубл. 27.11.2009. Бюл. №33.
3. Андреев В.А., Афанасьев К.В., Михайлов А.С., Хусаинов М.А. Методика механического деформирования псевдоупругих сплавов Ti-Ni // сб. трудов «Молодежь России – науке будущего», Ульяновск, 2006, с. 184–188.
4. Norwich D., Fasching A. A study of the effect of diameter on the fatigue properties of Ti-Ni wire // Journal of materials engineering and perfomans, vol. 18(5-6), 2009, p. 558–562.

ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК КОРПУСА ВЫПАРНОГО АППАРАТА

Сигова Е. М.
Учреждение Российской академии наук Специальное конструкторско-технологическое бюро «Наука» Красноярского научного центра Сибирского отделения РАН, Красноярск, Россия
E-mail: e.sigova@gmail.com

INFLUENCE OF THE TECHNOLOGICAL EQUIPMENT CONFIGURATION ON THE STRESS-STRAIN STATE OF CYLINDRICAL SHELLS OF THE EVAPORATOR CASE

Sigova E. M.
The Institution of the Russian Academy of Science Special Design and Technological Bureau "Science" of Krasnoyarsk Scientific Centre of the Siberian Branch of RAS, Krasnoyarsk, Russia
E-mail: e.sigova@gmail.com

The standard methods of cylindrical shell structures calculation do not consider influence of connection knots with equipment adjacent units. Feature of problem statement consists in cylindrical shell structures modelling together with the pipeline, connecting branch pipes of the device with corresponding knots adjacent on technological chain to vessels and devices. It has allowed to consider rigidity of the piping, making appreciable impact on the device stress-strain state of cylindrical shell structures.

Значительная часть технологического оборудования химической, нефтеперерабатывающей, металлургической и других отраслей промышленности может быть отнесена к классу сосудов и аппаратов, состоящих преимущественно из оболочечных элементов. На протяжении длительного периода времени эти конструкции рассчитываются в соответствии с методическим подходом, отраженным в ГОСТ 14249-89 «Сосуды и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность».

В рамках этого подхода конструкция рассматривается не как единое целое, а как набор отдельных простых конструктивных элементов, для каждого из которых делается проверка на прочность, при этом оценка прочности всей конструкции в целом и взаимного влияния этих элементов не регламентируется. К примеру, для сосудов и аппаратов проводится расчет следующих конструктивных элементов: обечайки цилиндрические (гладкие цилиндрические обечайки с фланцем или с плоским днищем, с жесткими перегородками; гладкие обечайки с выпуклыми или коническими днищами отбортованными и неотбортованными; цилиндрические обечайки, подкрепленные кольцами жесткости); выпуклые днища (эллиптические, полусферические, торосферические); плоские круглые днища и крышки; обечайки конические (соединение обечаек без тороидального перехода: двух конических, конической и цилиндрической, конической и цилиндрической с укрепляющим кольцом, конической с цилиндрической меньшего диаметра; соединение обечаек с тороидальным переходом: двух конических, конической и цилиндрической; соединение кососимметричных обечаек; коническая обечайка с кольцами жесткости; пологие конические днища: с тороидальным переходом, с укрепляющим кольцом, без тороидального перехода и укрепляющего кольца).

Перечисленные типы конструктивных элементов рассчитываются для следующих видов нагружения: осевое сжимающее усилие; осевое растягивающее усилие; поперечные усилия; изгибающий момент; внутреннее избыточное давление; наружное давление; совместное действие наружного давления, осевого сжимающего усилия, изгибающего момента и поперечного усилия. За расчетные усилия и моменты принимают действующие для соответствующего состояния нагружения (например, при эксплуатации, испытании или монтаже), усилия и моменты, возникающие в результате действия собственной массы присоединенных

трубопроводов, ветровой, снеговой и других нагрузок. При этом не учитывается влияние на работу конструкции внешнего технологического окружения, в частности, системы подводящих и отводящих трубопроводов (кроме их собственного веса), составляющих обвязку сосудов и аппаратов, их формы, размеров, конфигурации и дополнительного крепления.

На этапе монтажного проектирования при компоновке оборудования, разработке обвязки оборудования и трубопроводной коммуникации опираются на следующие основные принципы [1-5]. При размещении оборудования по высоте основными факторами, на которые необходимо обращать внимание, являются удобство ремонта и обслуживания, требования технологического процесса, конструктивные факторы (иногда отдельные виды оборудования располагаются на высокой отметке, для того, чтобы сделать установку более компактной и сэкономить на трубопроводах). К основным принципам размещения оборудования в плане относятся учет следующих факторов: техника безопасности, удобство монтажа, удобство ремонта и обслуживания, прочие факторы. Разработка расположения трубопроводов и обвязка оборудования осуществляется на базе утвержденного плана (компоновки) оборудования на установке, технологических схем, технологических условий на монтажную часть проекта, эскизов нестандартного оборудования, установочных чертежей стандартного оборудования и экспликации приборов КИПиА. В отношении прокладки трубопроводов и обвязки оборудования не существует единых правил, которые были бы применимы во всех случаях и для всех установок. Однако некоторые обобщения и основанные на них рекомендации сформулированы в следующих принципах разводки трубопроводов и обвязки оборудования. Необходимо учитывать особенности протекающих в оборудовании и трубопроводах технологических процессов, что влияет на расположения штуцеров, порядок проведения трубопроводов, ограничения на их расположение относительно оборудования, других трубопроводов, их длину, выбор типа соединительных элементов, необходимость установки и тип дополнительных опор, крепления, возможность объединения однотипного оборудования в специализированные агрегаты. Также необходимо обеспечивать безопасность, удобство монтажа, ремонта и обслуживания как оборудования, так и самих трубопроводов.

Источниками механических напряжений, возникающих в материале трубопровода, являются следующие три фактора [1]: избыточное давление среды, находящейся в трубопроводе, или избыточное давление атмосферы, если среда внутри трубопровода находится под вакуумом; собственный вес труб, арматуры, фитингов и среды, находящейся в трубопроводе, а также такие природные явления как ветер и колебания земной коры; тепловое расширение труб. Механические напряжения, возникающие в результате давления среды, определяются по соответствующим нормативным документам. Нагрузки от собственного веса трубопровода и находящегося в нем продукта, а также ветровая и сейсмическая нагрузки воспринимаются опорами и опорными сооружениями, которые выбираются и рассчитываются по общепринятым нормам и правилам строительного проектирования.

Количественное определение механических напряжений от теплового расширения более сложно. В большинстве случаев они не столь значительны, и наличие 90°-ных поворотов при изменении направления трубопровода придает ему достаточную гибкость, которая допускает безболезненное удлинение или укорочение трубопровода (так называемую компенсацию) при пуске или остановке производства. Однако практически на любом производстве имеются трубопроводы, для которых требуется точный анализ поведения и прочности в условиях теплового разрушения. Детальный расчет трубопровода на тепловое расширение (расчет компенсации) необходим, когда обвязка аппарата или узла имеет необычный характер; когда в трубопроводе при высоком давлении и высокой температуре содержится среда, утечка которой создает аварийную ситуацию; когда трубопровод имеет негибкую конфигурацию. В большинстве случаев для непревышения механическими напряжениями от теплового расширения допускаемых пределов достаточно придать трубопроводу соответствующую конфигурацию. Каждое изменение направления трубопровода увеличивает его гибкость при условии, что в месте поворота нет жесткого крепления. К примеру, среди таких локаль-

ных особенностей конфигурации трубопроводов, как колена, зигзаги и петли, по мере увеличения гибкости компенсаторы располагаются в следующей последовательности: Г-образный, S-образный и U-образный. В случаях недопустимости или нежелательности сложной конфигурации трубопровода, на нем устанавливаются линзовые компенсаторы. В случае воздействия на трубопроводы вибрации ее вредное воздействие компенсируется путем соответствующего расположения мертвых и подвижных опор, включения в схему обвязки так называемых гасителей пульсации или воздушных колпаков.

Кроме того, при установке оборудования рекомендуется [4] максимально использовать несущую способность стенок крупногабаритных емкостных аппаратов – устройство лестниц и площадок для обслуживания крышек, люков, штуцеров для загрузки и выгрузки насадки, арматуры, приборов и т.п., закрепленных на самих аппаратах. В свою очередь эти площадки могут быть использованы для размещения на них вспомогательного оборудования – теплообменного, емкостного и др. Необходимо отметить, что на этапе проектирования влияние на прочность аппаратов располагающихся на них обслуживающих площадок, лестниц и дополнительного оборудования не учитывалось.

Особенностью работы оболочечных конструкций сосудов и аппаратов является обязательное их включение с помощью системы трубопроводов в технологическую линию, цепочку. Независимый расчет только конструкций оборудования без учета влияния жесткости смежных элементов, как это выполняется в расчетах по ГОСТ на этапе проектирования, предположительно является источником значительной погрешности и неопределенности. В связи с этим постановка задачи конечно-элементного моделирования включала в себя расчет конструкции из оболочечных элементов как единого целого с учетом влияния жесткости узлов соединения со смежными единицами оборудования и сравнение полученных результатов со стандартным решением для отдельных оболочечных элементов по ГОСТ 14249-89.

В качестве объекта исследования рассматривались цилиндрические оболочечные элементы конструкции корпуса выпарного аппарата. Пленочный выпарной аппарат с восходящей пленкой (рис. 1) состоит из сепаратора, греющей и нижней камер, предназначен для упарки алюминатно-щелочного раствора и характеризуется поверхностью нагрева 1600 $м^2$, расчетной температурой 150 ºС и рабочим давлением в различных зонах до 0,44 МПа. По площадкам, отмеченными позициями 1 и 2 на рис. 1, закрепление аппарата выполнено таким образом, что допускаются перемещения только в радиальном направлении.

На первом этапе по содержащимся в ГОСТ 14249-89 формулам для цилиндрических обечаек, работающих под внутренним давлением, из которых состоит корпус рассматриваемого выпарного аппарата, по значениям проектных давлений, диаметров и толщин стенок были определены возникающие в этих оболочках напряжения. При этом влияние смежных элементов, отверстий с патрубками, трубопроводов, закреплений не учитывалось. Полученные результаты представлены в таблице в колонке «Вариант 1».

Далее эти же цилиндрические обечайки, работающие под внутренним давлением, были рассчитаны с помощью метода конечных элементов. Результаты отражены в таблице в колонке «Вариант 2». Как видно, значения, полученные аналитическим способом и численным моделированием, практически совпадают.

Для учета влияния смежных оболочечных элементов, составляющих корпус выпарного аппарата, выполнен конечно-элементный анализ конструкции корпуса, закрепленного как показано на рисунке 1, как системы оболочек различного типа без учета отверстий с патрубками (что позволило рассматривать осесимметричный вариант напряженно-деформированного состояния). На стенки аппарата в любой горизонтальной плоскости действует равномерное давление. При осесимметричной форме основных элементов происходит равномерное распирание сосуда, растяжение его стенок, которые работают в условиях плоского напряженного состояния. Результаты приведены в таблице 1 в колонке «Вариант 3». Значительное увеличение напряжений, возникающих в нижней цилиндрической обечайке камеры греющей при данном варианте расчета, по сравнению с предыдущими вариантами связано с тем, что площадки

крепления корпуса выпарного аппарата находятся в пределах данного оболочечного элемента. Снижение напряжений в цилиндрической обечайке камеры греющей вызвано влиянием смежных элементов – конической обечайки сепаратора и расширительной камеры камеры греющей, представляющей собой цилиндрическую обечайку, большего диаметра.

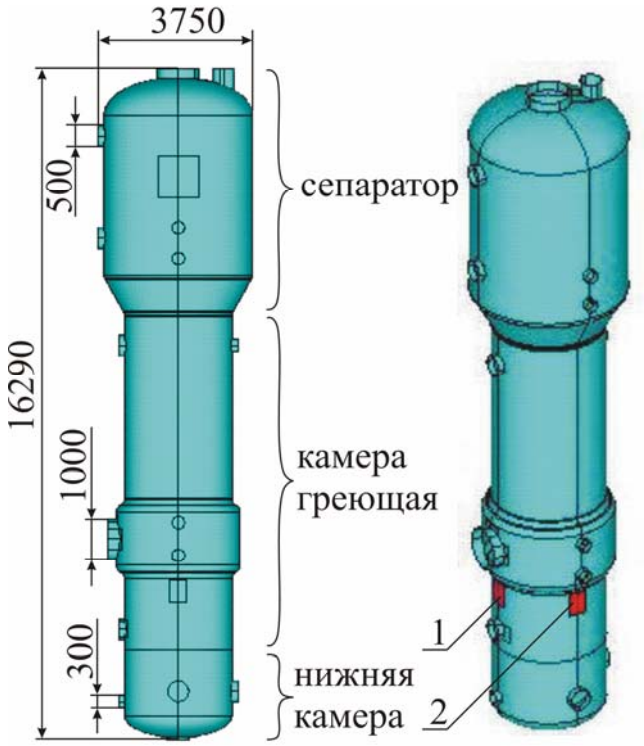


Рисунок 1 – Выпарной аппарат с восходящей пленкой:
1, 2 – площадки закрепления (4 площадки, расположены симметрично)

Далее для учета влияния отверстий с патрубками проведен расчет конструкции корпуса при наличии патрубков. Наличие отверстий с патрубками приводит к тому, что по разным радиальным направлениям в горизонтальной плоскости площади поверхностей, на которые действует внутреннее давление, отличаются. Вследствие этого конфигурация деформированных оболочечных элементов оказывается гораздо более сложной, чем в условиях равномерного распирания. Более того, вертикальная ось симметрии аппарата значительно отклоняется от своего первоначального положения за счет возникающего изгибающего момента, и расчетные абсолютные боковые деформации верхней части аппарата могут достичь десятков миллиметров. Практически эти деформации не наблюдаются, поскольку выпарной аппарат совместно с системой подводящих и отводящих трубопроводов образует систему более высокой жесткости. Как видно из значений колонки «Вариант 4» таблицы 1, значительный вклад в напряженно-деформированное состояние (НДС) цилиндрических оболочек аппарата вносит изгибающий момент, поэтому максимальные напряжения возникают в той цилиндрической обечайке, в которой крепится выпарной аппарат. По мере удаления от заделки напряжения в цилиндрических оболочках снижаются.

И, наконец, с целью моделирования и учета жесткости присоединенных трубопроводов был проведен ряд конечно-элементных расчетов конструкции выпарного аппарата с различной комбинацией трубопроводов, закрепленных по краям (рисунки 2-4). По результатам моделирования сравнивалось НДС цилиндрических оболочек различных вариантов обвязки аппарата. Результаты различных вариантов моделирования выпарного аппарата приведены в

таблице 1 соответственно рисункам 2-4 в колонках «Вариант 5-7». Из таблицы очевидно, что наличие обвязки в некоторых случаях приводит к снижению напряжений в рассматриваемых цилиндрических оболочках по сравнению с расчетом выпарного аппарата без трубопроводов, в других случаях напряжения оказываются выше. Здесь имеет место системное взаимодействие конфигурации трубопроводов, расположения отверстий внутри оболочечных элементов, взаимного влияния этих элементов друг на друга, а также закрепления конструкции.

Таблица 1 – Максимальные напряжения в цилиндрических оболочках выпарного аппарата для различных вариантов расчета (МПа)

Оболочечный элемент	Вариант 1	Вариант 2	Вариант 3	Вариант 4	Вариант 5	Вариант 6	Вариант 7
Цилиндрическая обечайка сепаратора	32,134	32,061	33,888	67,67	115,175	120,593	101,762
Цилиндрическая обечайка камеры греющей	35,86	35,744	17,985	144,635	105,555	111,723	107,022
Расширительная камера камеры греющей (цилиндрическая обечайка)	41,36	41,244	41,455	169,166	197,823	201,348	197,982
Нижняя цилиндрическая обечайка камеры греющей	35,86	35,744	108,469	205,271	91,124	98,462	81,254
Цилиндрическая обечайка нижней камеры	23,23	23,153	25,898	54,101	55,284	68,799	54,85

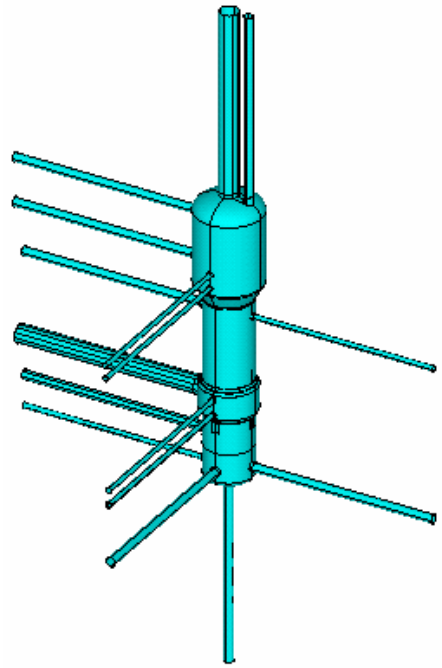


Рисунок 2 – Выпарной аппарат с длинными прямолинейными трубопроводами

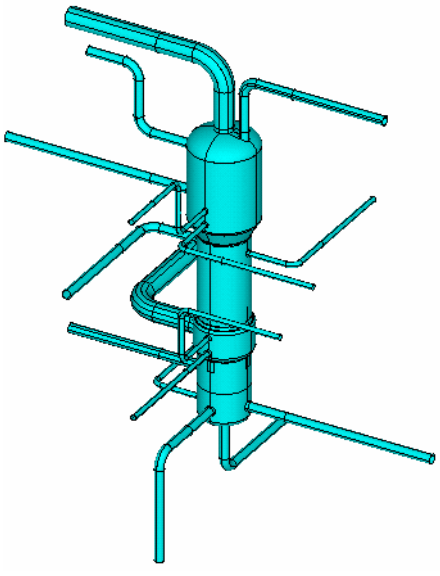


Рисунок 3 – Выпарной аппарат с длинными криволинейными трубопроводами

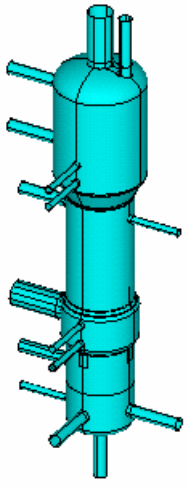


Рисунок 4 – Выпарной аппарат с короткими прямолинейными трубопроводами

Проведенные исследования напряжений в цилиндрических оболочечных элементах корпуса технологического оборудования позволяют сделать следующие выводы:

1 Характер деформирования цилиндрических оболочечных элементов в составе технологического оборудования является более сложным, чем тот, для которого разработаны нормативные методы расчета. В качестве обязательного элемента проектных расчетов необходимо выполнение анализа НДС конструкций с учетом влияния закрепления, трубопроводов и других конструктивных элементов, вносящих значительные изменения в общую жесткость конструктивной схемы.

2 Состояние аналитических методов расчета оболочечных элементов и разнообразие и сложность их конфигураций в технике таковы, что проектный расчет прочности оболочечных конструкций должен быть многовариантным и основываться на численных методах анализа НДС.

3 По результатам расчетов видно, что обвязка вносит существенный вклад в напряженно-деформированное состояние технологического оборудования. Напряжения, рассчитанные для цилиндрических оболочек выпарного аппарата по ГОСТ и тех же оболочек в составе корпуса с учетом обвязки, отличаются в некоторых случаях более чем в 4,8 раза, что представляет собой величину, неучет которой является фактором, снижающим уровень прочности и безопасности оборудования в эксплуатации.

Таким образом, в работе представлены результаты многовариантного моделирования конструкции выпарного аппарата, позволяющие снизить степень неопределенности влияния конструктивных особенностей и получить оценки диапазона изменения напряженного состояния цилиндрических оболочечных конструктивных элементов, расширяющие представления об особенностях поведения аппарата в реальных условиях эксплуатации.

Список использованных источников

1. Рейз Г. Монтажное проектирование химических производств в США. Сокращенный перевод с английского инженеров А.П. Цитрина, М.Г. Рудина, Г.Ф. Смирнова, под общей редакцией инж. И.Я. Фингрута. Ленинград, Москва: Издательство литературы по строительству, 1966. 242 с.
2. Гуревич Д.А. Проектные исследования химических производств. М.: Химия, 1976. 206 с.
3. Лившиц О.В. Справочник по водоподготовке котельных установок. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Энергия, 1976. 288 с.
4. Альперт Л.З. Основы проектирования химических установок: Учеб. пособие для учащихся химико-механич. спец. техникумов. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Высш. шк., 1989. 304с.
5. Дворецкий С.И., Кормильцин Г.С., Калинин В.Ф. Основы проектирования химических производств: Учеб. пособие. М.: Издательство «Машиностроение 1», 2005. 280 с.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ ДВИГАТЕЛИ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ УСТАНОВКИ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ

Крахин О. И., Зенин В. А., Фатьянов С. А.
Московский авиационный институт (государственный технический университет), Москва, Россия
E-mail: koi@mai.ru

TERMOMECHANICAL ENGINES AND POWER PLANTS BASED ON SHAPE – MEMORY ALLOYS

Krahin O.I., Zenin V.A., Fatyanov S. A.
Moscow Aviation Institute (State Technical University), Moscow, Russia
E-mail: koi@mai.ru

The publication focuses on some questions about calculation and design of termomechanical engines and thermal power plants developed by alloys with shape memory.

Also, some requirements for the alloy defined when it is used as an active element (actuator) in termomechanical engine and in the power plant.

There are also given some fundamentals of design of termomechanical engines with active based on alloys with shape memory, then there goes engineering method for calculating the termomechanical engine.

Finally, there goes a theoretical researching of special type power plant turbine working in two environments (water-air) and the possibility to create an installation of this type.

Для сплавов с термомеханической памятью (ТМП) предложено множество разнообразных областей применения и использования их в устройствах различного функционального назначения.

Так, возможность получения малых скоростей вращения позволяет отказаться от установки редуктора, что значительно улучшает массогабаритные параметры механизма. Кроме того, к достоинствам термомеханических двигателей (ТМД) относятся простота конструкции, способность работать на различных режимах, хорошая управляемость и надёжность, бесшумность и экологичность.

В создании термомеханических энергетических установок (ТМЭУ) фактором, определяющим обоснованность использования сплавов с памятью, является возможность использования энергетического потенциала внешних возобновляемых источников тепла для получения механической энергии. В частности, рассматриваются варианты рекуперации тепла промышленных и технических объектов и использования природных тепловых источников (солнечный свет, геотермальное тепло).

Известно большое количество конструктивных решений как ТМД, так и ТМЭУ. С другой стороны, теоретические исследования в области расчёта и проектирования весьма ограничены. Практически отсутствует инженерная методика расчета ТМД.

Поэтому в большинстве случаев процесс разработки ТМД и ТМЭУ носит эмпирический характер, приводящий к принятию неоптимальных решений в процессе проектирования и появлению механизмов, обладающих низкими функциональными характеристиками.

Вместе с тем, практически важным представляется определение критериев оценки тех или иных конструкторских решений, вырабатываемых в процессе проектирования ТМД и ТМЭУ, в зависимости от исходных требований.

Для принятия оптимальных решений необходимо иметь полную информацию о специальных свойствах сплавов.

ТМД одноразового действия содержат только один активный элемент (АЭ). Поэтому выглядят наиболее просто. Но, с другой стороны, к таким двигателям предъявляются, как пра-

вило, очень высокие требования по надёжности, например, в случае их применения в аэрокосмической технике. А это, в свою очередь, требует высокого уровня профессионализма на всех стадиях разработки и изготовления. Рассмотрим несколько таких примеров.

На рисунке 1 представлен термомеханический двигатель с гибким АЭ и предназначенный для развёртывания фрагмента складной космической конструкции.

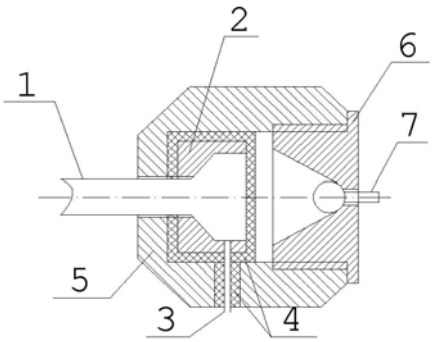


Рисунок 1 – ТМД одноразового действия, работающий на продольную деформацию

АЭ поз. 1 (рис. 1) выполнен из проволоки диаметром 2 мм с конусными законцовками, зажатыми в безлюфтовой втулке поз. 2. Нагрев элемента осуществляется пропусканием через него электрического тока, подводимого с помощью штекера поз. 3. Подводящие провода и АЭ изолированы с помощью диэлектрических вкладышей поз. 4. Тяговое усилие, развиваемое АЭ, передается к исполнительному органу через корпус поз. 5 непосредственно, или, как показано на рисунке, через гайку поз.6 с заделанным в нее тросом или жестким звеном.

Термомеханический двигатель с активным элементом в виде полого стержня (трубы), изображенный на рисунке 2. применяется для передачи большого момента. Нагрев активного элемента выполненного в виде цилиндрической трубки (поз. 1) осуществляется с помощью специального нагревательного устройства, которое состоит из спирали (поз. 4), намотанной на керамическую втулку (поз. 3). Для снижения тепловых потерь предусмотрен теплозащитный кожух (поз. 2.).

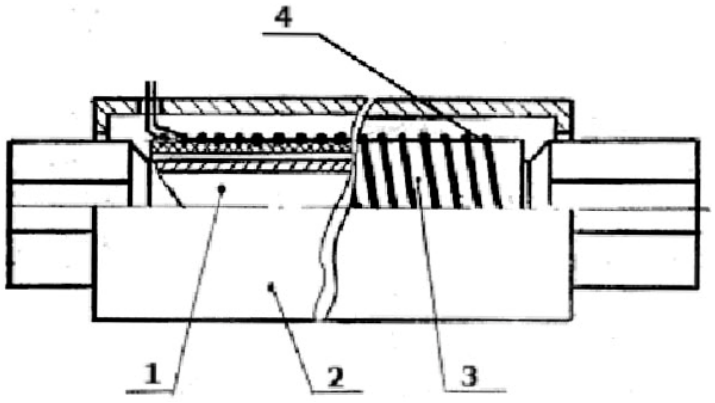


Рисунок 2 – ТМД одноразового действия, работающий на кручение

Такого типа ТМД с активным элементом диаметром 14 мм, длиной 300 мм при толщине стенки 2,5 мм обеспечивает поворот на рабочий угол 180^0 и развивает момент около 150 Нм.

Проектировочный расчет ТМД, как и привода в целом, в состав которого он включен, можно разделить на три этапа: кинематический расчет; силовой расчет; динамический расчет.

При кинематическом расчете, исходя из заданной траектории движения исполнительного органа, определяют вид деформирования АЭ его конфигурацию и геометрические размеры, которые обеспечивают требуемую величину рабочего хода.

Целью силового расчета является определение тех размеров, АЭ, которые обеспечивают его несущую способность и долговечность при заданных эксплуатационных нагрузках. Динамический расчет заключается в определении, исходя из заданного закона движения исполнительного органа $S = f(t)$, энергопотребления двигателя, требуемого режима управления, и в установлении основных параметров системы управления. Кинематический расчет ТМД, работающего на продольную деформацию, в целом имеет следующий вид.

Задаваясь различными значениями исходной деформации $\varepsilon_и$, определяют зависимость коэффициента термического формовосстановления K^{TM} от величины напряжения сопротивления $\sigma_с$ (рисунок 3). Используя полученные графики, выбирается исходная деформация, при которой величина восстановленной деформации оптимальна, и величина этой деформации находится по формуле

$$\varepsilon_в = K^{TM} иу \cdot Eи \,. \tag{1}$$

Длина АЭ – l_0 – должна обеспечить требуемую величину рабочего хода $x_р$, определяемую заданной траекторией движения рабочего органа и кинематической схемой привода, причем:

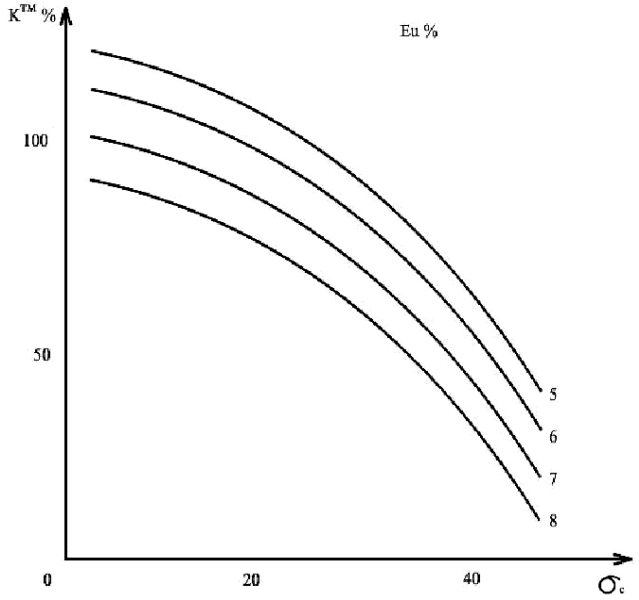


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента термического формовосстановления K^{TM} от величины напряжения сопротивления $\sigma_с$

$$x_р = (\varepsilon_в - \varepsilon_у - \varepsilon_к) \cdot l_0, \tag{2}$$

где $\varepsilon_у$, $\varepsilon_к$ – упругие деформации АЭ и конструкции, где он закреплен.

$$\varepsilon_у = \frac{1}{F_э}\left(\frac{P_к}{E_к} - \frac{P_н}{E_н}\right), \tag{3}$$

где $F_э$ – площадь сечения АЭ, $E_н$, $E_к$ – модуль упругости АЭ в начале и в конце нагрева, $P_н$, $P_к$ – усилие в начале и в конце рабочего хода.

Деформация сопряженной конструкции:

$$\varepsilon_к = \frac{1}{C_к \cdot l_о}(P_к - P_н)\,, \tag{4}$$

где $C_к$ – жесткость сопряженной конструкции.

Путем подстановки определяется минимальная длина АЭ, обеспечивающая заданную величину рабочего хода:

$$l_o = \frac{X_p + \frac{1}{C_к}(P_к - P_н)}{K^{TM}иу \cdot \mathrm{Eu} - \frac{1}{\mathrm{F_э}}\left(\frac{P_к}{E_к} - \frac{P_н}{E_н}\right)}. \quad (5)$$

Площадь сечения элемента определяется из условия обеспечения заданной величины деформации восстановления.

В случае продольной деформации:

$$Np \cdot \eta(T) = \dot{T}\left(E \cdot l \cdot Fз \cdot \left(Euj - Epi\frac{T - A_н}{A_к - A_н}\right)^m \cdot \frac{Epj}{A_к - A_н} + C_p \cdot M\right). \quad (6)$$

Механическая характеристика АЭ:

$$Pg = E \cdot Fэ \cdot \left(Euj - Epj \cdot \frac{T(t) - A_н}{A_к - A_н}\right)^m \quad (7)$$

В случае деформации кручения:

Дифференциальное уравнение для отыскания $T(t)$, выраженное через угол сдвига или закручивания:

$$Np \cdot \eta(T) = \dot{T}\left(\frac{G \cdot J^*_{кр} \cdot l}{r0^{m+1}}\left(\gamma ujr - \gamma pjr\frac{T - A_н}{A_к - A_н}\right)^m \cdot \frac{\gamma pjr}{A_к - A_н} + Cp \cdot M\right) \quad (8)$$

$$Np \cdot \eta(T) = \dot{T}\left(\frac{G \cdot J^*_{кр}}{l^m}\left(\phi uj - \phi pj\frac{T - A_н}{A_к - A_н}\right)^m \cdot \frac{\phi pj}{A_к - A_н} + Cp \cdot M\right). \quad (9)$$

Механическая характеристика, представляющая собой величину крутящего момента как функцию времени:

$$M_{кр} = \frac{G \cdot J^*_{кр}}{l^m}\left(\phi uj - \phi pj\frac{T(t) - A_н}{A_к - A_н}\right)^m \quad (10)$$

После определения механической характеристики переходят к динамическому расчету привода и определению оптимального режима управления.

Другим вариантом применения сплавов с памятью, рассматриваемым нами, является разработка ТМЭУ, которая представлена на рис. 7. Предлагаемая схема построения ТМЭУ представляет собой установку турбинного типа. Вращение турбины происходит за счет разницы моментов от выталкивающих сил пневмоцилиндров. Сумма моментов от выталкивающих сил пневмоцилиндров на участке 2–3 больше чем на участке 1–2. Это происходит за счет смещения активным элементом поршня при нагреве и охлаждении активного элемента. В состав пневмоцилиндра входит активный элемент, который имеет форму витого элемента и работает на сжатие. Нагрев активного элемента осуществляется с помощью жидкости, а охлаждение за счет конвективного теплообмена с окружающей средой.

Рассмотрим принцип действия установки и проведем расчет суммарного момента для пары элементов при повороте колеса на 360°. Принципиальная схема представлена на рис. 4.

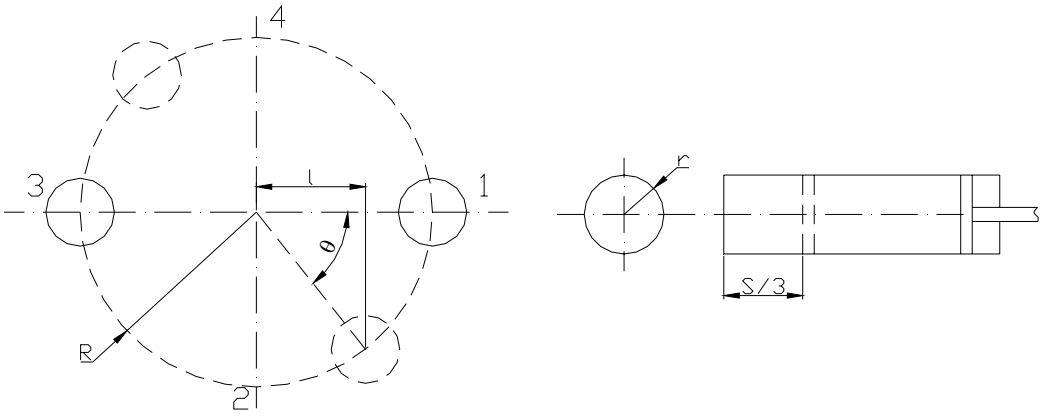


Рисунок 4 – Схема ТМЭУ

Ротор, частично погружённый в тёплую воду, конструктивно представляет собой колесо, на ободе которого размещены герметичные пневмоцилиндры (модули) (рис. 5). Количество пневмоцилиндров и габаритные размеры определяются задаваемой мощностью и нагрузкой. В исходном состоянии пневмоцилиндры имеют объём равный примерно 1/3 от рабочего. Перемещение поршня производится активным элементом из сплава с памятью.

Каждый модуль поочередно погружается в воду. При этом АЭ, нагреваясь, совершает рабочий ход в на участке 1–2 и увеличивает рабочий объём пневмоцилиндра до полного в результате чего в пневмоцилиндре создаётся разрежение. На участке 2–3 модуль создаёт полезный движущий момент за счёт подъёмной силы. Движущий момент ротора определяется разностью моментов от подъёмной силы модулей на участке 1–2 и участке 2–3.

После выхода пневмоцилиндра из воды АЭ охлаждается, сплав переходит в мартенситное состояние, и за счёт разности наружного и внутреннего давления поршень пневмоцилиндра в пределах половины оборота возвращается в исходное состояние.

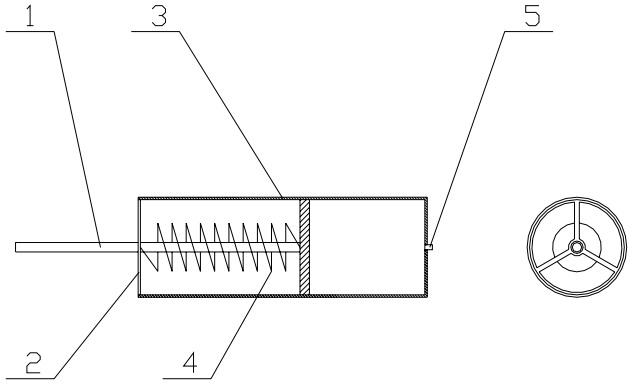


Рисунок 5 – Схема пневмоцилиндра; 1-поршень, 2-крышка стакана, 3-стакан, 4-АЭ, 5 - клапан

Объем газа в цилиндре зависит от угла θ. В положении 1 (рис. 4) объем газа равен $\frac{1}{3}\cdot S\cdot F$, где $F = 2\cdot\pi\cdot r$ – площадь цилиндра.

Определим зависимость объема газа от положения цилиндра $V(\theta)$. Во время прохождения элементом участка 1–2 объем газа в поршне будет меняться по линейному закону в зависимости от угла θ:

$$V = k\cdot\theta + b;$$

при $\theta = 0$ $\qquad b = \frac{1}{3} \cdot S \cdot F;$

при $\theta = \pi/2$ $\qquad k = \frac{4 \cdot S \cdot F}{3 \cdot \pi};$

тогда

$$V_{1-2} = S \cdot F \cdot \left(\frac{4 \cdot \theta}{3 \cdot \pi} + \frac{1}{3} \right). \tag{11}$$

На участке 2–3 объем газа не зависит от угла θ и равен:

$$V_{2-3} = S \cdot F. \tag{12}$$

Рассмотрим действие выталкивающей силы, которая равна:

$$F_B = \rho_{ж} \cdot g \cdot V_T,$$

где $\rho_{ж}$ - плотность жидкости; $g = 9.8\ м/c^2$ – ускорение свободного падения; V_T -объем тела, погруженного в жидкость, в нашем случае объем газа в поршне.

В зависимости от положения элемента выталкивающая сила будет разной (с учетом (11)):

$$F_{B_{1-2}} = \rho_{ж} \cdot g \cdot S \cdot F \cdot \left(\frac{4 \cdot \theta}{3 \cdot \pi} + \frac{1}{3} \right); \tag{13}$$

На участке 2–3 выталкивающая сила не зависит от угла и равна с учетом (12):

$$F_{B_{2-3}} = \rho_{ж} \cdot g \cdot S \cdot F. \tag{14}$$

Во время движения элемента по кругу будет меняться величина *l* (расстояние от элемента до вертикальной оси) (см. рис. 4). Величина *l* зависит от угла θ по закону:

$$l = R \cdot \mathrm{Cos}(\theta). \tag{15}$$

Выразим моменты, которые создаются выталкивающей силой, от угла θ на всех участках движения с учетом (13), (14) и (15) получаем.

Участок 1–2:

$$M_{1-2} = R \cdot \mathrm{Cos}(\theta) \cdot \rho_{ж} \cdot g \cdot S \cdot F \cdot \left(\frac{4 \cdot \theta}{3 \cdot \pi} + \frac{1}{3} \right); \tag{16}$$

Участок 2–3:

$$M_{2-3} = R \cdot \mathrm{Cos}(\theta) \cdot \rho_{ж} \cdot g \cdot S \cdot F; \tag{17}$$

преобразуем уравнения (16) и (17) к виду:

$$M = A \cdot \gamma \cdot R \cdot S \cdot F; \tag{18}$$

где

$\gamma = \rho_{ж} \cdot g$, R – радиус колеса; S – ход поршня; F – площадь сечения цилиндра;

$$A = \begin{cases} -\mathrm{Cos}(\theta) \cdot \left(\frac{4 \cdot \theta}{3 \cdot \pi} + \frac{1}{3} \right), \theta \in \left[0; \frac{\pi}{2} \right]; \\ -\mathrm{Cos}(\theta), \theta \in \left[\frac{\pi}{2}; \pi \right]; \\ 0, \theta \in [\pi; 2\pi]. \end{cases}$$

График зависимости величины A от угла θ представлен на рис. 6.

Полученные результаты показывают, что для обеспечения работы установки минимальное количество модулей – 4, а для устойчивого движения – 16 (рис. 7).

Таким образом, проведенный анализ показали практическую возможность создания теплоэнергетической установки по предложенной схеме.

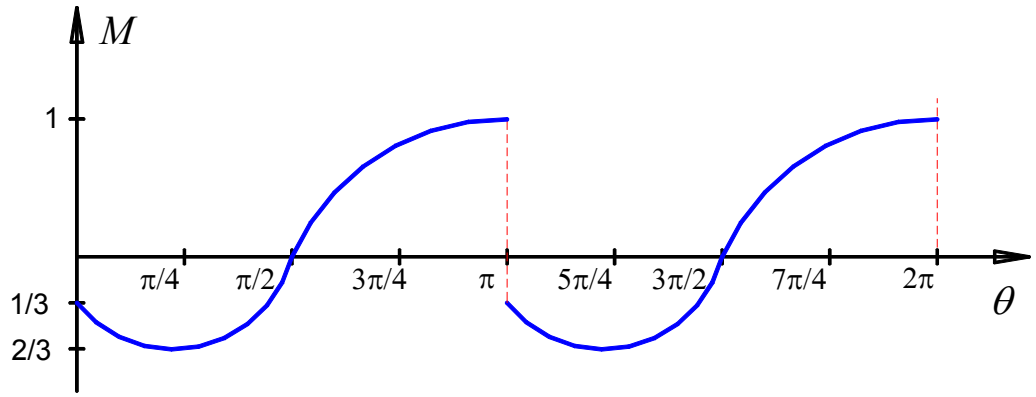


Рисунок 6 – График $M = f(\theta)$ для пары модулей

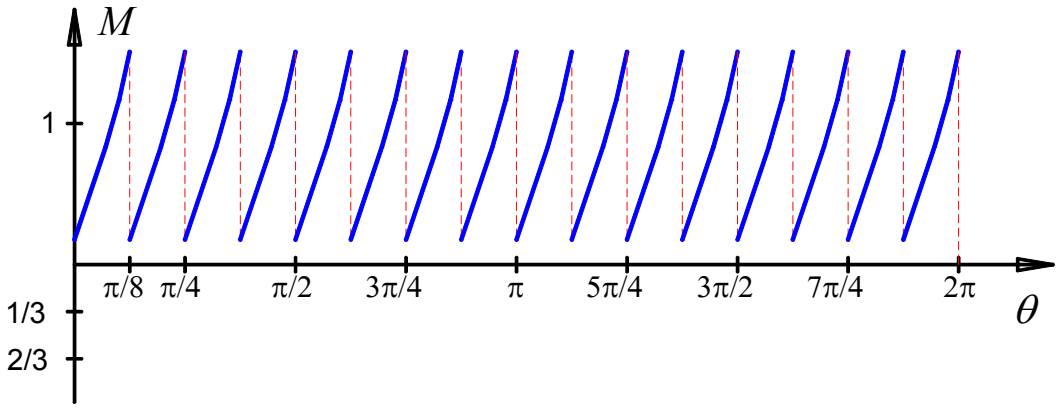


Рисунок 7 – График $M = f(\theta)$) для восьми пар модулей

Можно также отметить, что спроектированная в соответствии с разработанным методом экологически чистая теплоэнергетическая установка, отличается малой массой, бесшумностью, компактностью, способностью сохранять работоспособность в различных агрессивных средах, в вакууме, обладает высокой точностью позиционирования и возможностью регулирования скорости без снижения нагрузочной способности, имеет в номинальном режиме мощность на выходе во много больше существующих аналогов.

С учетом дешевизны используемых материалов, установка может найти широкое применение в различных областях жизнедеятельности человека, от обеспечения электричеством малонаселенные районы, до увеличения КПД крупногабаритных устройств, имеющих жидкостную систему охлаждения.

ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕТОДОВ РАСЧЕТА ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ И КОМПЛЕКСА ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ

Доронин С. В.
Учреждение Российской академии наук Специальное конструкторско-технологическое бюро «Наука» Красноярского научного центра СО РАН, г. Красноярск, Россия
E-mail: s.doronin@gmail.com

INTERCONNECTION OF METHODS OF STRUCTURES STRENGTH CALCULATION AND COMPLEX OF THEIR OPERATIONAL PROPERTIES

Doronin S. V.
The Institution of the Russian Academy of Science Special Design and Technological Bureau «Science» of Krasnoyarsk Scientific Centre of the SB of RAS, Krasnoyarsk, Russia
E-mail: s.doronin@gmail.com

The short review of models of physical-mechanical processes in details of the pneumatic percussion tools taken as a principle of their calculations is executed. The interrelation between methods of calculation of details and their properties in operation is considered.

Элементы технических систем представляют собой материальные объекты, обладающие комплексом свойств, которые можно разделить на два больших класса: расчетные свойства и нерасчетные свойства. К расчетным свойствам относятся те, которые являются объектом рассмотрения, анализа, обеспечения при проектировании системы с использованием всего арсенала технических и технологических средств, доступных на этом этапе жизненного цикла системы (рис. 1). Нерасчетными свойствами, напротив, являются те, которые с точки зрения разработчика системы не представляют интереса для обеспечения эффективного функционирования системы и решения ею поставленных перед ней задач, или не поддаются управлению в силу отсутствия адекватных математических (феноменологических, эмпирических) моделей процесса, явления, непосредственно связанных с этими свойствами, соответствующих инженерных методов расчета.

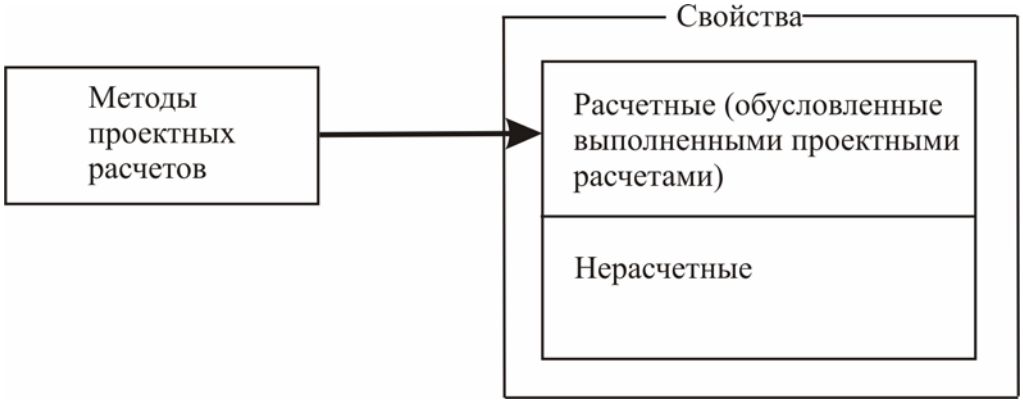


Рисунок 1 – Расчетные свойства системы как результат методов проектных расчетов

Такой общий подход иллюстрирует взаимообусловленность методов расчета и свойств системы, необходимость целенаправленного развития методов проектных расчетов для увеличения доли расчетных и уменьшения доли нерасчетных свойств технической системы.

Каждый качественный скачок в развитии проектных расчетов связан с введением в инженерную практику новой группы свойств системы, переводом ее из класса нерасчетных в класс расчетных свойств.

Очевидно, эти общие рассуждения необходимо конкретизировать как для определенных видов расчетов, так и для отдельных типов технических систем. Применительно к комплексу прочностных и тесно связанного с ним ряда других свойств (прочность→жесткость→устойчивость→ресурс→надежность→живучесть→безопасность) взаимосвязь последних с эволюцией методов проектных расчетов подробно рассмотрена в [1]. В качестве конкретизации этих рассуждений для определенного типа технической системы рассмотрим взаимосвязь методов расчетов прочности и эксплуатационных свойств деталей погружных пневмоударников.

Интерес к современному состоянию методов построения и использования моделей деталей пневмоударников обусловлен тем, что они, с одной стороны, отражают уровень знаний о физико-механических процессах, происходящих в этих деталях, с другой предопределяют методы их проектных расчетов и комплекс эксплуатационных свойств. Последние оцениваются показателями эффективности разрушения горных пород, прочности и надежности деталей. Эти показатели обеспечиваются выбором геометрических параметров деталей и свойств конструкционных материалов, энергетических и кинематических параметров пневмоударников. Для обоснованного выбора этих параметров необходимо выполнение проектных расчетов, учитывающих следующие основные физико-механических процессы, протекающие при работе пневмоударников: ударное взаимодействие бойка и коронки и формирование ударного импульса; деформирование деталей (бойка и коронки), деградация свойств их конструкционных материалов; ударное взаимодействие коронки и породы и рассеяние энергии удара в последней; деформирование и разрушение породы в зоне контакта с инденторами коронок. Именно адекватность базовых моделей, применяемых для описания этих процессов, является источником точности вычисляемых на этапе проектирования параметров машин и обеспечения их эксплуатационных свойств. Рассмотрим некоторые из этих базовых моделей в связи с известными методами инженерных расчетов деталей пневмоударников.

При работе пневмоударников в их деталях протекают физико-механические процессы, которые определяются конструктивными решениями деталей, техническими характеристиками машин, свойствами конструкционных материалов и пород забоя (рис. 2). Наибольшая интенсивность этих процессов характерна для зон контактного взаимодействия бойка и коронки, коронки и забоя, в которых создаются условия для упругопластического деформирования и разрушения (рис. 3). Аналитическое решение этих задач основано на использовании фундаментальных решений Буссинеска, Герца, Даламбера, Сен–Венана, многочисленных волновых моделях продольного удара [2–4] и других моделей (рис. 4).

В силу сложности этих процессов применяется тот или иной вариант декомпозиции системы «боек-коронка-порода забоя». Характер декомпозиции обусловлен учетом особенностей контактного взаимодействия и деформирования бойка, коронки и породы, в частности, вариантом представления системы «боек-коронка-порода забоя» системой упругих и упругопластических тел. На физическом уровне в рассматриваемой системе присутствуют две зоны контактного взаимодействия, зоны упругого и упругопластического деформирования (рис. 3).

Для описания взаимодействия, деформирования и деградации элементов рассматриваемой системы в той или иной степени могут быть использованы многочисленные аналитические и феноменологические модели, развитие которых идет в направлении все более полного учета явлений и процессов, возникающих при соударении двух тел. Однако, все известные модели описывают соударение тел относительно простой геометрической формы, либо формы, описанной какой-либо математической функцией, что оказывается неприменимым к реальным конструкциям деталей сложной геометрической формы. Кроме того, большинство моделей носит локальный характер и не позволяет описать в рамках одной модели взаимодействие всех элементов системы.

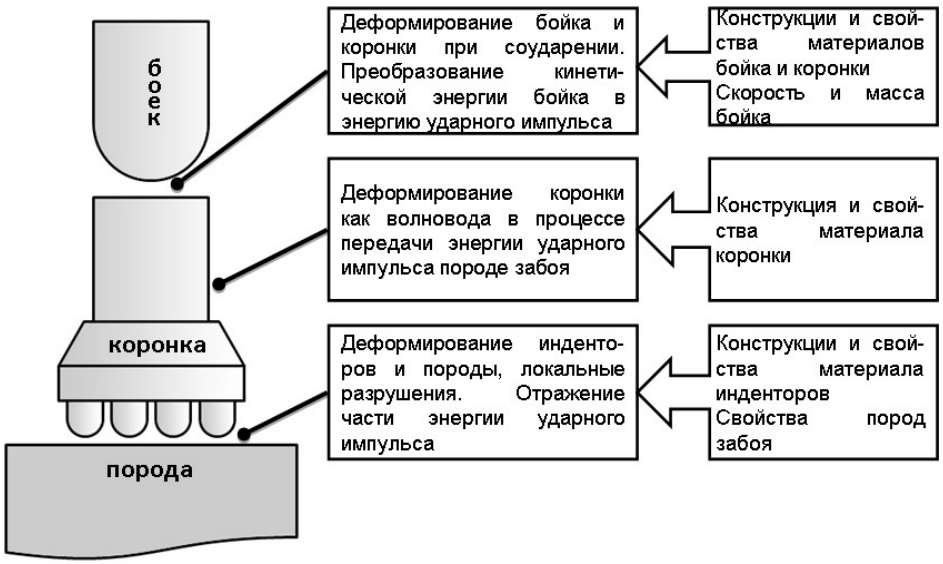


Рисунок 2 – Физико-механические процессы взаимодействия деталей пневмоударников

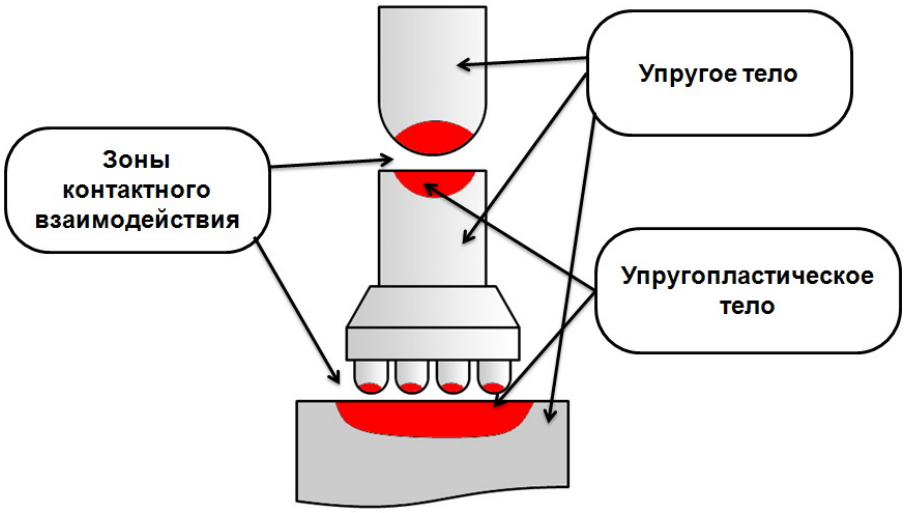


Рисунок 3 – Характерные зоны в системе «боек-коронка-порода забоя»

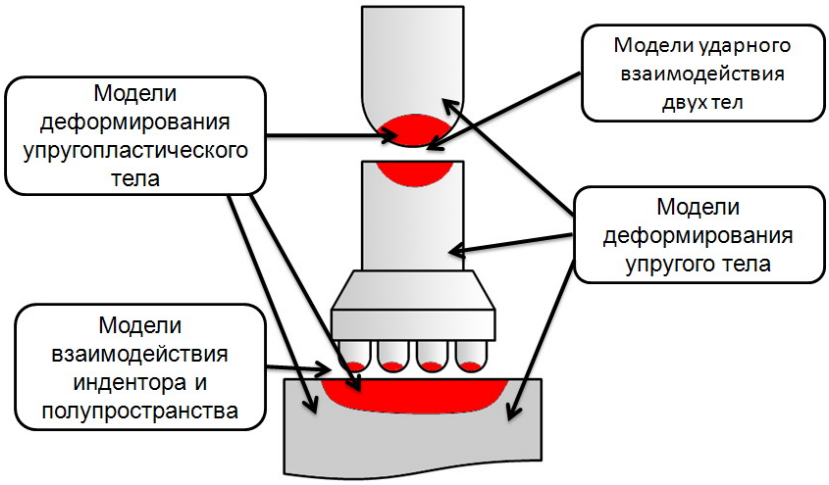


Рисунок 4 – Модели поведения элементов системы «боек-коронка-порода забоя»

Определение максимального усилия, воздействующего на коронку, является принципиально важным и обусловлено ответом на вопрос о характере деформирования деталей пневмоударников. Ответ на этот вопрос в большой степени предопределяет всю структуру и содержание расчетных задач, решаемых при проектировании пневмоударников. Значительная часть исследователей придерживается мнения о квазистатическом характере деформирования деталей пневмоударников. Гипотеза о квазистатическом характере деформирования обосновывается следующим образом [3]: часть кинетической энергии бойка, полученной инструментом, сжимает его. Процесс этого сжатия обусловливается статическим давлением бойка в течение времени соударения. Упругая волна напряжений за это время успевает пройти и отразиться от противоположных концов инструмента несколько раз, не оказывая существенного влияния на значение максимального напряжения, возникающего за время действия ударного импульса.

Принятие гипотезы квазистатического деформирования лежит в основе следующей цепочки взаимосвязанных последовательно решаемых расчетных задач: определение максимального значения усилия, возникающего в деталях при соударении – вычисление максимумов напряжений по характерным сечениям деталей – оценка усталостной долговечности деталей на этапах зарождения и развития усталостной трещины.

Определение максимальных значений усилий в деталях осуществляется преимущественно с использованием энергетической и волновой теорий [4], причем в качестве базового соотношения рассматривается та или иная форма зависимости контактной силы от сближения соударяемых деталей.

При вычислении максимумов напряжений в деталях используются гипотеза неплоских сечений и обобщения обширных экспериментальных исследований напряженного состояния натурных деталей и их плоских моделей. Результаты этих вычислений оказываются хорошо согласованными с экспериментальными данными, полученными при квазистатическом нагружении деталей.

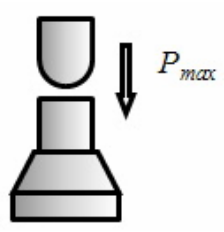
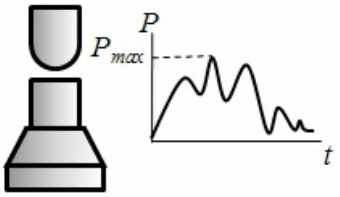
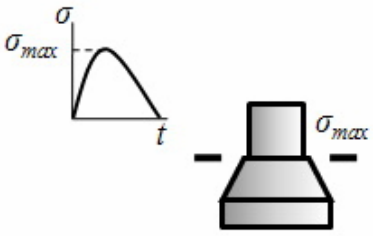
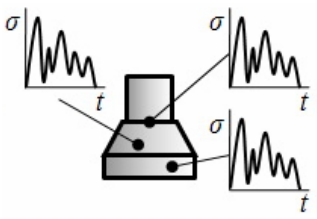
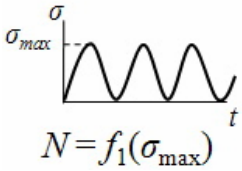
Оценка усталостной долговечности деталей в предположении квазистатического их деформирования осуществляется фактически для регулярного гармонического процесса нагружения с амплитудой напряжений, определенной ранее как максимальные напряжения при единичном соударении деталей.

Таким образом, в результате ограниченной применимости аналитических и феноменологических моделей инженерные расчеты деталей пневмоударников сводятся к выбору модели соударения двух тел, определению максимального динамического усилия в деталях, вычислению максимумов напряжений в зонах конструктивной концентрации и расчету долговечности на стадиях зарождения и развития усталостной трещины. Принципиальными источниками погрешностей при этом оказываются неучет нестационарного характера изменения усилий, напряжений в цикле соударения и оценка долговечности в предположении гармонического регулярного процесса нагружения (табл. 1). В результате этого такие важнейшие эксплуатационные свойства деталей, как прочность и ресурс, оказываются фактически нерасчетными и обеспечиваются путем поэтапной доводки изделий по результатам эксплуатационных наблюдений.

Важнейшей характеристикой пневмоударника, определяющей напряженное состояние, ресурс деталей, эффективность передачи горной породе энергии удара, является формируемый в нем ударный импульс.

Следует отметить, что в настоящее время не установлены однозначные зависимости между формой, параметрами ударного импульса и эффективностью передачи породе энергии удара, не удается гарантировать требуемые параметры ударного импульса конструктивными формами деталей. Это обусловлено тем, что применяемые методы определения формы и величины импульсов напряжений в деталях не позволяют учесть их сложную конфигурацию, упругопластический характер деформирования зоны контакта бойка и коронки, особенности распространения волн деформаций в деталях и другие факторы.

Таблица 1 – Особенности и недостатки инженерных расчетов пневмоударников

Задача расчета	Идеализированная схема	Реальный процесс	Источник погрешности
Выбор модели соударения двух тел и определение максимального динамического усилия P_{max} в деталях			Игнорирование изменения усилия в цикле соударения $P=g(t)$
Вычисление максимумов напряжений σ_{max} в зонах конструктивной концентрации			Ограниченное число расчетных сечений и неучет нестационарного характера изменения напряжений $\sigma = ht$)
Расчет долговечности (ресурса) N на стадии зарождения и живучести на стадии роста усталостной трещины	 $N=f_1(\sigma_{\max})$	 $N=f_2(\sigma(t))$	Оценка долговечности в предположении гармонического регулярного процесса нагружения

Таким образом, классические задачи проектных расчетов деталей пневмоударников не позволяют учесть (частично или полностью) отражение волн деформаций от свободной поверхности деталей, отражение поперечных волн, изменение формы фронта волны, внутреннее трение, неравномерность в распределении напряжений по площадям сечений и ряд других факторов. В результате этого важнейшие свойства как отдельных деталей, так и пневмоударника в целом оказываются либо нерасчетными, либо расчетными, но обеспечиваемыми с большой погрешностью.

В этой ситуации естественным выходом является использование подхода, основанного на численном моделировании поведения деталей пневмоударников как систем конечных элементов. Накопленный практический опыт решения таких задач позволил сделать вывод, что наиболее адекватные результаты достигаются при моделировании последовательного ударного взаимодействия бойка, коронки и блока породы. При этом технологически удается в едином численном эксперименте учесть особенности деформирования упругих и упруго-пластических зон деталей, передачи ударного силового воздействия через зоны контакта бойка с коронкой и коронки с породой.

В этом случае удается исключить неопределенности в вопросе о форме и длительности ударного импульса, передаваемого бойком коронке. Эта неопределенность заключается в том, что форма и длительность ударного импульса зависят от формы, массы, скорости соударяющихся тел, свойств их материалов, но отсутствуют выражения для этих зависимостей. Экспериментальные значения длительности ударного импульса, полученные для соударения мишени и штанги, как правило, достаточно простой конфигурации, заключаются в диапазоне

от 30 до 400 мкс [3-6]. Численные оценки длительности ударного импульса, устанавливаемые по расчетной осциллограмме интенсивности напряжений в зоне контакта составляют сотни микросекунд. Эта осциллограмма вычисляется наряду с осциллограммами напряжений в любых интересующих зонах деталей, используемыми для прогнозирования накопления усталостных повреждений и оценки ресурса (рис. 5). Это позволяет говорить, что решена задача индивидуальной оценки ударного импульса для каждой пары деталей боек-коронка.

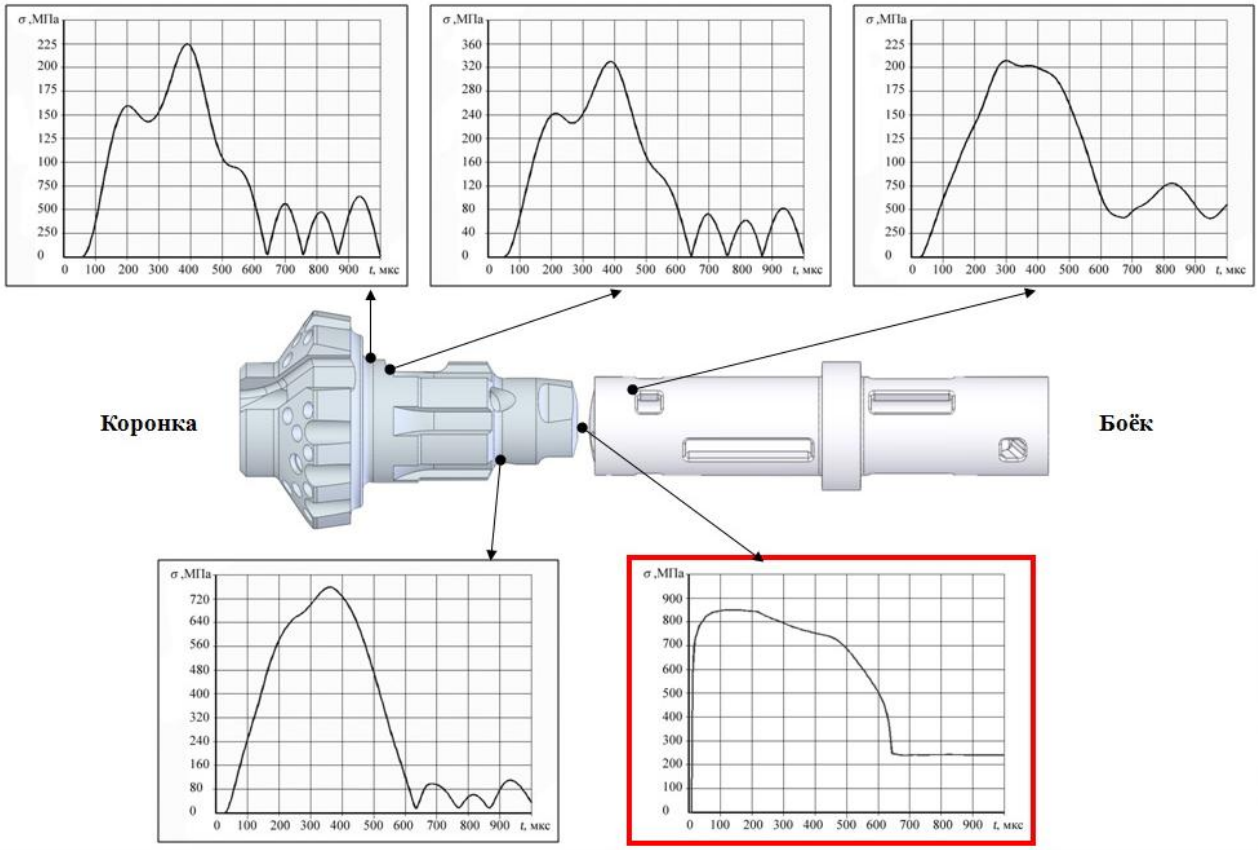


Рисунок 5 – Расчетные осциллограммы напряжений при соударении бойка и коронки

Таким образом, в некотором смысле меняется характер применимости такого важнейшего понятия как «форма и параметры ударного импульса»: классический подход предполагает сначала наличие данных по форме и параметрам ударного импульса, а потом определение напряженного состояния (с учетом принимаемых упрощений и допущений); напротив, при конечно-элементном моделировании и напряженное состояние деталей и форма и параметры ударного импульса определяются одновременно при численном интегрировании уравнений движения системы с распределенными параметрами.

Анализ и обобщение накопленных результатов численного моделирования деталей пневмоударников положены в основу предложений по совершенствованию системы их проектных расчетов. При проектировании и модернизации деталей машин, направленных а повышение их прочности и ресурса предлагается использовать следующую последовательность процедур расчетного обоснования конструктивных форм деталей:

1. Конечно-элементное моделирование напряженно-деформированного состояния деталей при импульсном нагружении и анализ развития растягивающих деформаций $\varepsilon=f(t)$.

2. Предварительное выделение групп конструктивных зон, в которых преобладают растягивающие деформации, а абсолютные значения максимумов напряжений выше средних

по детали.

3. Получение прогнозных оценок ресурса *N* для установленных на предыдущем шаге конструктивных зон, выделение тех из них, которые характеризуются меньшими значениями ресурса и, таким образом, лимитируют ресурс всей детали.

4. Варьирование конструктивного оформления этих зон, сопровождаемое моделированием напряженно-деформированного состояния и оценкой ресурса.

5. Окончательный выбор конструктивного оформления совершенствуемой зоны, характеризующегося максимальными или приемлемыми прогнозным значением ресурса.

Основными научными и практическими задачами, эффективное решение которых обеспечивается комплексным применением численного моделирования взаимодействия деталей пневмоударников друг с другом и блоком породы, являются: разработка расчетного метода определения рационального размещения инденторов в матрице породоразрушающего инструмента и необходимого энергетического воздействия на него; исследование влияния геометрических параметров соударяющихся деталей на форму ударного импульса; оптимизация параметров ударной системы; анализ максимально допускаемых растягивающих напряжений, возникающих в различных сечениях бойка и инструмента; исследование напряжений при различных параметрах ударного нагружения и сопротивления ударно-усталостному разрушению соударяющихся деталей; оценка влияния скорости удара на передачу энергии к рабочему органу (инструменту).

Таким образом, вследствие использования предлагаемого подхода достигается перевод значительной части нерасчетных свойств пневмоударников и их деталей в класс расчетных.

В рамках предложенной системы проектных расчетов выполнено расчетное обоснование путей конструктивного совершенствования ряда деталей погружных пневмоударников.

Работа выполнена в рамках междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 31 «Теоретическое и экспериментальное изучение путей повышения эффективности, надежности и долговечности импульсных машин для разрушения горных пород и изменения свойств породного массива»

Список использованных источников

1. Махутов, Н.А. Прочность и безопасность: фундаментальные и прикладные исследования / Н.А. Махутов. – Новосибирск: Наука, 2008. – 528 с.
2. Манжосов В.К. Модели продольного удара. – Ульяновск: УлГТУ, 2006. – 160 с.
3. Дворников Л.Т., Жуков И.А. Продольный удар полукатеноидальным бойком. – Новокузнецк: СибГИУ, 2006. – 80 с.
4. Блохин В.С. Динамическая напряженность коротких тел сложной формы. – М.: Наука, 1991. – 160 с.
5. Александров, Е.В. Прикладная теория и расчеты ударных систем / Е.В. Александров, В.Б. Соколинский. – М.: Наука, 1969. – 201 с.
6. Бабенков, И.С. Исследование взаимодействия бурового инструмента и породы методом фотоупругости / И.С. Бабенков, К.И. Иванов, Г.Л. Хесин. – М.: Недра, 1970. – 128 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭКВИВАЛЕНТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПАРОПЕРЕГРЕВАТЕЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 12Х1МФ НА ОСНОВЕ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ И ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ

Приймак Е. Ю., Грызунов В. И.
Орский Гуманитарно-технологический институт, г. Орск, Россия
E-mail: elena-pijjmak@yandex.ru

DETERMINATION OF THE EQUIVALENT TEMPERATURE TO USAGES OVERHEAT PIPE UNIT FROM STEEL 12H1MF ON BASE OF QUANTITATIVE METALLOGRAPHY AND MEASUREMENTS TO HARDNESS

Prijmak E. Yu., Gryzunov V. I.
Orsk Institute of the Humanities and Technology, Orsk, Russia
E-mail: elena-pijjmak@yandex.ru

Complex approach is designed to determination of the equivalent temperature yo usages overheat pipe unit from steel 12H1MF with provision for change the structured condition of the metal and hardness, caused process of the diligence and creep due to long-term servise.

Металл теплоэнергетического оборудования работает в тяжелых условиях, являющихся следствием воздействия коррозионной среды, высоких стационарных и периодически изменяющихся нагрузок. При эксплуатации паровых котлов по разным причинам возникают ситуации, когда работа оборудования происходит в условиях, отличающихся от проектных. Это приводит к отказам оборудования и его останову. Основной причиной (80–85 %) вынужденных остановов блочного оборудования тепловых электростанций (ТЭС), простоев в аварийных ремонтах и недовыработки по этой причине электроэнергии является повреждение поверхностей нагрева [1, 2]. Поэтому контроль и диагностика состояния металла труб поверхностей нагрева и определение на его основе остаточного ресурса имеют важное значение для повышения надежности работы ТЭС.

В настоящее время в литературе имеется ряд методик определения остаточного ресурса трубопроводов и поверхностей нагрева, которые позволяют проводить его оценку по известным исходным данным. Такими данными являются рабочая эквивалентная температура, давление, марка стали, размер труб, время эксплуатации.

Основополагающая в системе теплоэнергетики типовая инструкция по контролю и диагностике метала [3] содержит перечень обязательных к исполнению нормативно-технических документов, среди которых значится и методическое указание по определению остаточного ресурса пароперегревателей [4]. Остаточный ресурс пароперегревателя равен разности между расчетным ресурсом и его фактической наработкой [1, 2, 4]. Расчетные варианты определения остаточного ресурса приведены в многочисленных публикациях [1, 2, 4, 5]. Однако все эти варианты основаны на знании так называемой эквивалентной температуры эксплуатации, под которой понимают постоянную температуру, эквивалентную на структуру и свойства металла переменной температуре во время эксплуатации за одинаковый период [4]. Условия работы пароперегревателей таковы, что расчетным путем или путем прямого инструментального определения эту характеристику установить трудно. Поэтому приходится прибегать к косвенным методам установления этой величины.

Сталь 12Х1МФ является наиболее широко распространенной для изготовления труб пароперегревателей. В исходном состоянии после термической обработки, соответствующей проведению нормализации и высокого отпуска, сталь приобретает структуру, состоящую из феррита, перлита (сорбита) и отпущенной промежуточной составляющей бейнитного типа. В температурно-силовых условиях эксплуатации при температурах 450 °С и выше в этой стали происходит сфероидизация перлитной составляющей, изменяются количество и морфология карбидной фазы, формируется субструктура и образуются микропоры. Развивающиеся про-

цессы карбидо- и порообразования являются термически-активируемыми, т.е. зависят от температурно-временных факторов эксплуатации.

В методических указаниях [4] рекомендуется определять эквивалентную температуру эксплуатации пароперегревателей из стали 12Х1МФ с помощью номограмм, построенных на основе зависимостей степени структурных превращений, содержания молибдена в карбидном осадке и толщины окалины от температурно-временного параметра Ларсена–Миллера $P_{\text{Л-М}}$:

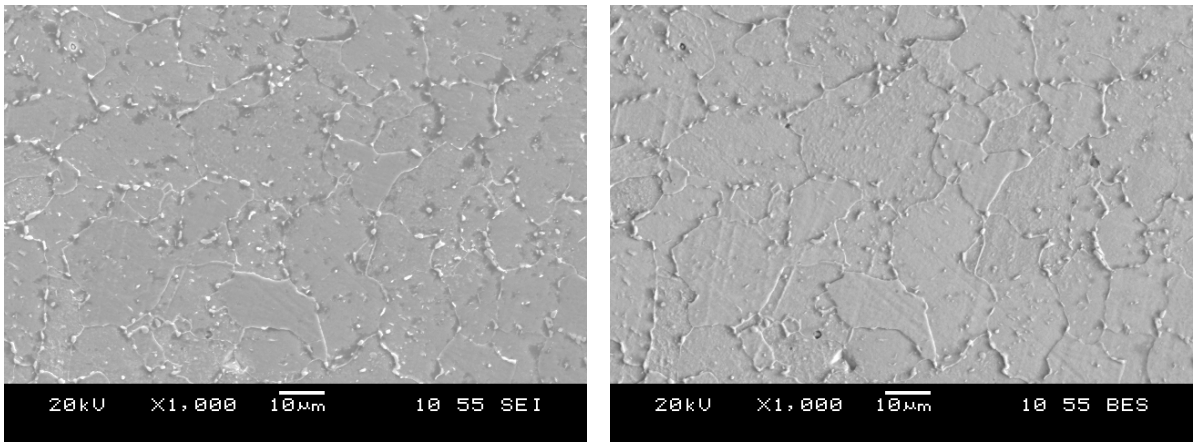
$$P_{\text{Л-М}} = T\left(\lg\tau + C\right), \qquad (1)$$

где T – эквивалентная температура эксплуатации, К; τ – фактическая наработка, ч; C – постоянная.

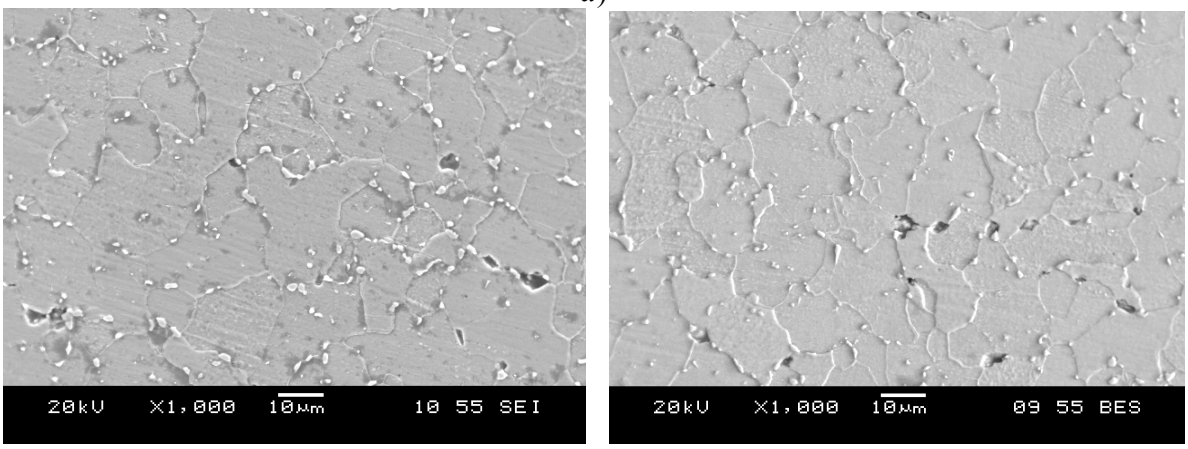
Однако данные методики имеют ряд существенных недостатков, заключающихся в высокой трудоемкости проведения операций по определению толщины внутренней окалины и содержанию молибдена в карбидной фазе. Кроме того, определение остаточного ресурса пароперегревателей по толщине окалины правомерно только для котлов, работающих в гидразионно-аммиачном режиме [4] и, следовательно, не может быть применен для котлов, работающих в кислородно-воздушном режиме. Методика определения эквивалентной температуры эксплуатации по степени структурных превращений также условна и заключается в определении степени изменения микроструктуры согласно шестибальной шкале, приведенной в приложении Б методический указаний [4]. Однако шкала изменения микроструктуры предусматривает лишь качественную оценку структурных превращений, затрагивающих перлитную и ферритную составляющие в зависимости от параметра Ларсена–Миллера $P_{\text{Л-М}}$. Структуры, соответствующие 2–4 баллам и представляющие собой феррито-перлитно-карбидную смесь, однотипны и обладают низкой степенью различимости. В таком же положении находятся феррито-карбидные структуры, соответствующие 5 и 6 баллам. В то же время однотипные структуры могут значительно различаться по количеству, размеру и расположению карбидной фазы вследствие различий в температурных условиях. Кроме того, шкала изменения микроструктур не предусматривает оценку развития процесса повреждаемости металла порами ползучести, который также зависит от температурно-временного фактора. Вышеупомянутые методики определения эквивалентной температуры эксплуатации не учитывают и изменения механических свойств, вызванных старением и ползучестью. Следовательно, актуальной остается проблема разработки методов диагностики, направленных на выявление эквивалентной температуры эксплуатации пароперегревателей на основе изменений структурно-механических характеристик.

В связи с этим в работе предпринята попытка количественно оценить микроструктурные изменения, связанные с образованием и выделением карбидных частиц и развитием микроповреждаемости по границам зерен металла. Для этого было проведено исследование структуры металла 144 фрагментов длительно работающих пароперегревательных труб из стали 12Х1МФ, вырезанных в качестве контрольных без видимых признаков разрушения. Эквивалентная температура эксплуатации исследуемых объектов определялась тремя методами согласно [4]. Исследования структуры проводили на электронном растровом микроскопе JEOL-JSM с приставкой энергодисперсионного микроанализатора в режиме вторичных (SEI) и обратноотраженных (BEI) электронов. На рис. 1 приведены некоторые микроструктуры металла труб.

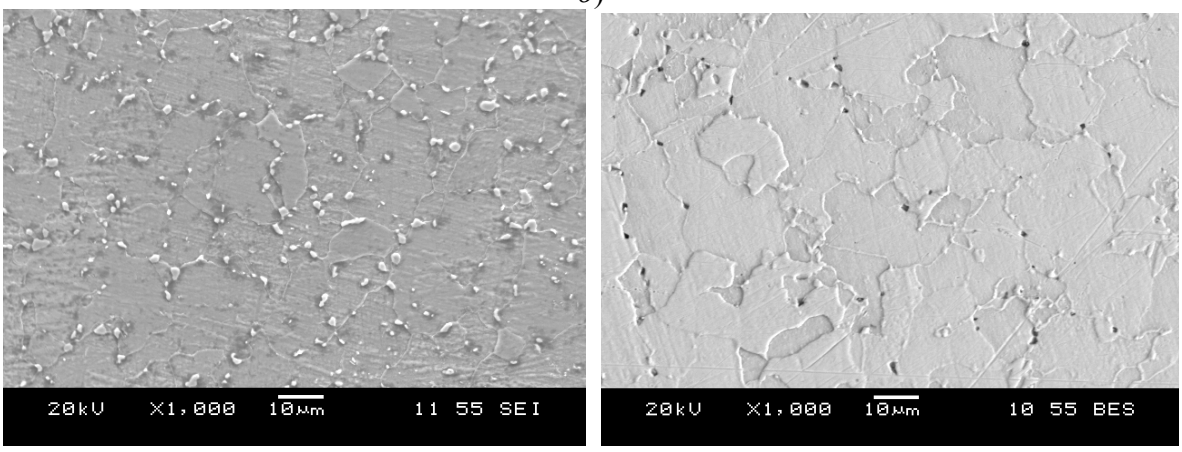
Анализ полученных изображений позволил идентифицировать частицы карбидной фазы и микропоры ползучести, расположенные по границам зерен металла. Количественный анализ этих структурных характеристик проводили на основе статистических методов количественной металлографии [6]. Для этого на снимке микрошлифа ограничивали область определенного размера, на этой площади подсчитывали количество частиц (пор) и определяли их диаметры.



а)



б)



в) *г*)

Рисунок 1 – Микроструктуры металла труб пароперегревателей из стали 12Х1МФ после длительной эксплуатации: *а*) $T_{экв}$= 550 °С, τ = 96 тыс. час.; *б*) $T_{экв}$ = 555 °С, τ = 167 тыс. час.; *в*) T = 560 °С, τ = 184 тыс. час.; *г*) T = 550 °С, τ = 223 тыс. час.

Для лучшего выявления пор по границам зерен проводили несколько циклов полирования (4…5) и химического травления. Далее расчет производили на основе пятого стереометрического соотношения по формуле:

$$N = \frac{2}{\pi}\sum\frac{1}{d}n\,, \qquad (2)$$

где N – объемная доля частиц (пор), мм$^{-3}$; n – число сечений микрочастиц на 1 мм^2 площади шлифа; d – диаметр сечений микрочастиц, мкм.

При выполнении 10 независимых повторных анализов величина абсолютной ошибки колебалась в пределах 3,3–3,9 % при доверительной вероятности $P = 0{,}50$.

Кроме того, анализ изображений микроструктур обрабатывался в программе Thixomet Pro, которая позволила идентифицировать исследуемые объекты структуры по уровню яркости и получить отчет их количественного описания, куда вошли результаты подсчета объемной доли выделенных объектов (%), их размер (мкм) и характер взаимного расположения.

Результаты полученных исследованных характеристик представлены в виде в зависимости от параметра Ларсена–Миллера (рисунки 2, 3). Линии регрессии характеризуют средние значение рассматриваемых параметров металла труб.

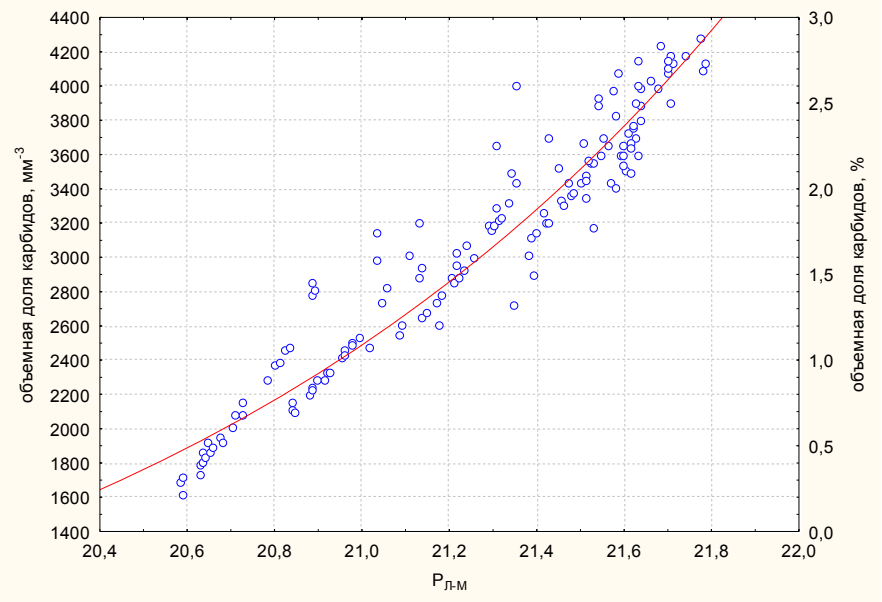


Рисунок 2 – Температурно-временная зависимость изменения объемной доли карбидов в металле пароперегревателей из стали 12Х1МФ в процессе длительной эксплуатации

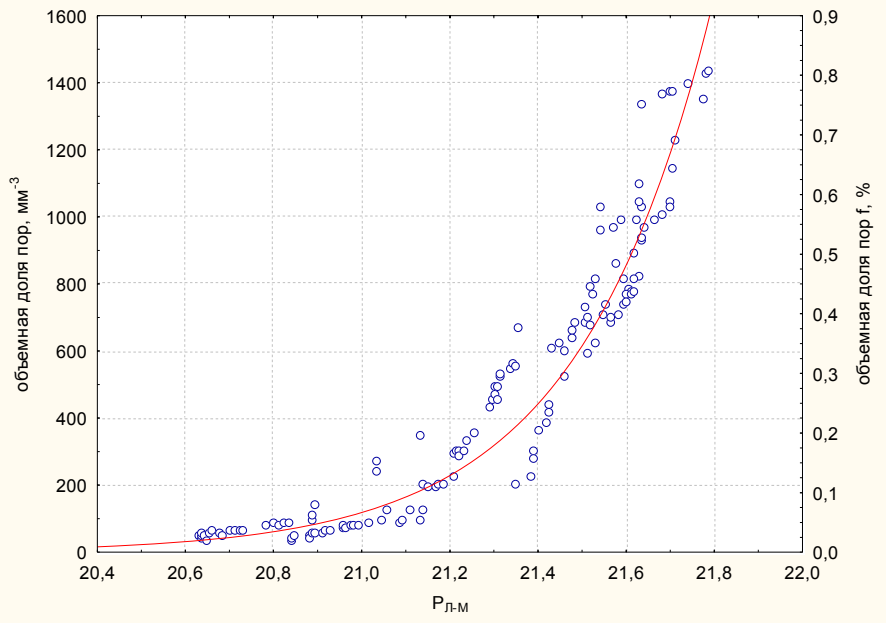


Рисунок 3 – Температурно-временная зависимость накопления повреждаемости порами ползучести в металле пароперегревателей из стали 12Х1МФ в процессе длительной эксплуатации

Нестабильность структуры при ползучести отражается в появлении на границах зерен новых и укрупнении ранее выделившихся карбидов. С увеличением параметра Ларсена–

Миллера наблюдается выделение и рост карбидных частиц с изменением их морфологии. При значениях параметра $P_{Л\text{-}М} = 20{,}6–21$ дисперсные карбиды были обнаружены по телу зерна, а более крупные карбидные частицы по границам зерен. Максимальный размер карбидных частиц при этом не превышал 1 мкм. С увеличением $P_{Л\text{-}М}$ наблюдалось укрупнение карбидов до 2–2,5 мкм, которые сформировались в виде цепочек типа «ожерелья» по границам зерен. Начиная от $P_{Л\text{-}М} = 21{,}6$, одновременно с образованием цепочек карбидов наблюдалось их слипание в прослойки, которые окружали тело зерна на отдельных участках.

Анализ развития процесса порообразования (рис. 3) показал, что с возрастанием температурно-временного параметра повреждаемость металла порами возрастает по экспоненциальной зависимости. Ранними исследованиями установлено [5], что поры, выявляемые металлографическим методом, соответствуют третьей стадии ползучести. При этом наблюдалась некоторая связь величин повреждаемости порами с морфологическими особенностями их строения. При значении объемной доли пор $f = 0{,}1$ % на границах зерен выявлялись мелкие единичные поры преимущественно размером 0,5–1 мкм. При $f > 0{,}2$ % в структуре стали были обнаружены отдельные скопления пор в виде цепочек по границам зерен. Объемная доля пор $f = 0{,}35$ % и выше соответствовала объединению пор в цепочки и образованию первых микротрещин.

Оценка твердости исследованных фрагментов показала тесную связь с изменениями рассматриваемых параметров структуры: с увеличением $P_{Л\text{-}М}$ происходит монотонное снижение твердости стали (рис. 4), что вызвано увеличением расстояния между ранее образовавшимися карбидными частицами из-за их коагуляции, а также интенсивным развитием микроповреждаемости по границам зерен металла.

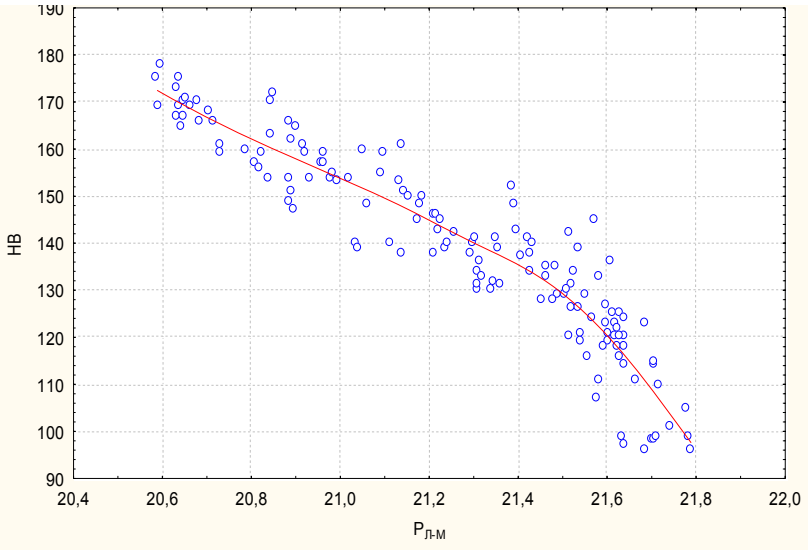


Рисунок 4 – Изменение твердости металла пароперегревателей из стали 12Х1МФ в зависимости от параметра Ларсена-Миллера

Полученные зависимости структурно-механических изменений от температурно-временных факторов позволяют оценивать эквивалентную температуру эксплуатации при известном времени эксплуатации пароперегревателя. Для этого по известным значениям объемной доли карбидных частиц и пор, а также значениям твердости по кривым, представленным на рисунках 2–4, определяют значение параметра Ларсена–Миллера, а затем при известном времени наработки τ – значение искомой эквивалентной температуры эксплуатации $T_{экв}$.

Если поры ползучести не выявляются металлографическим способом, то определение эквивалентной температуры эксплуатации следует определять по значению объемной доли карбидной фазы и твердости металла. В связи с тем, что при этом наблюдается разброс значений температур, определенных по разным признакам, в качестве расчетного выбирается

либо вероятное, либо среднее его значение. Определенная таким образом температура эксплуатации является ориентировочной, но более объективной, чем оцениваемая по степени структурных превращений согласно [4], так как учитывает количественную оценку структурно-механических изменений, связанных с особенностями развития процессов карбидообразования и накопления повреждаемости металла порами ползучести.

Список использованных источников

1. Гофман Ю.М. Оценка работоспособности металла энергооборудования ТЭС. М.: Энергоатомиздат. 1990. 136 с.
2. Бугай Н.В., Березина Т.Г., Трунин И.И. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования. М.: Энергоатомиздат. 1994. 272 с.
3. Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. РД 10-262-98. М.: ОРГРЭС. 1999.
4. Методические указания о порядке проведения работ по оценке остаточного ресурса пароперегревателей котлов электростанций. РД 34.17.452-98. М.: ВТИ. 26 с.
5. Березина Т.Г., Бугай Н.В., Трунин И.И. Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. Киев: Техника. 1991. 120 с.
6. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 375 с.

КОМПЛЕКСНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОТЕЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 12Х1МФ, ПОВРЕЖДЕННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМ ПРИЧИНАМ

Приймак Е. Ю., Трякина Н. Ю.
Орский Гуманитарно-технологический институт, г. Орск, Россия
E-mail: elena-pijjmak@yandex.ru

COMPLEX ANALYSIS TO SURFACES OF THE DESTRUCTION OF THE BOILER PIPES UNIT FROM STEEL 12H1MF DAMAGED ON DIFFERENT WORKING REASON

Prijmak E. Yu., Tryakina N. Yu.
Orsk Institute of the Humanities and Technology, Orsk, Russia
E-mail: elena-pijjmak@yandex.ru

The structured particularities of the destruction of the boiler pipes unit from steel 12H1MF from action different working factor are considered. On base result x-ray studies to surfaces dog-leg is analysed change structured-tense condition of the material in process of the destruction.

Металл котельного оборудования работает в тяжелых условиях под воздействием многочисленных эксплуатационных факторов, к которым относятся повышенная температура, давление и агрессивность рабочей среды, характер изменения нагрузок во времени, длительность эксплуатации и др.

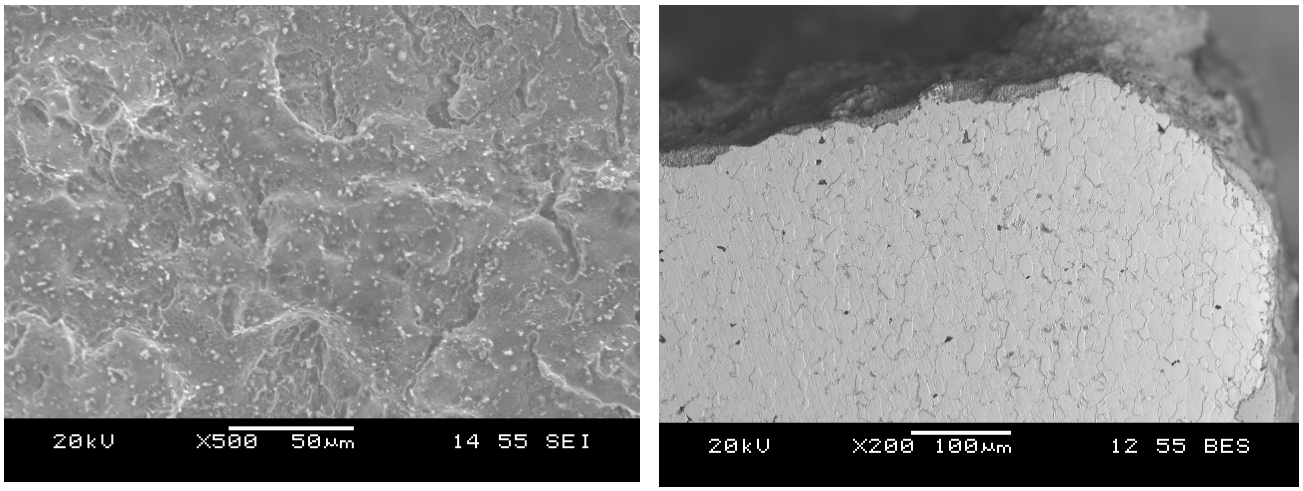
Анализ отказов элементов ТЭО показывает, что в период эксплуатации неоднократно наблюдались повреждения котельного оборудования различного характера, сопровождавшиеся остановами котлотурбинных агрегатов и наносившие значительный материальный ущерб. Наиболее часто встречающимися причинами отказов котельных труб в условиях эксплуатации являются: перегрев металла, термоусталость и исчерпание ресурса.

Сталь 12Х1МФ является наиболее широко распространенной для изготовления труб котельного оборудования. В состоянии поставки она обладает структурой, состоящей из феррита, перлита (сорбита) и промежуточной составляющей бейнитного типа. В результате воздействия высоких температур и напряжений в структуре стали происходят изменения,

заключающиеся в сфероидизации перлитной (сорбитной) составляющей, выделении карбидов по границам и телу зерен, а также в развитии процессов микроповреждаемости по границам зерен в виде образования пор ползучести. Представляло интерес проанализировать структурные изменения и фрактографические особенности разрушения пароперегревательных труб из стали 12Х1МФ, повреждения которых были спровоцированы различными эксплуатационными причинами.

Исследованиями установлено [1], что переменное действие температур, вызывающее разрушение за длительное время, приводит к развитию термической усталости металла, способствующей разрушению в течение длительного времени. При этом трещины носят как интеркристаллитный, так и транскристаллитный характер. Характер разрушения определяется температурой, длительностью пребывания при высоких температурах и структурой материала.

Визуальный осмотр поврежденных труб от термической усталости показал, что их характерными особенностями являются возникновение большого количества широких трещин на внутренней поверхности.



а) *б*)

Рисунок 1 – Строение излома (*а*) и микроструктура металла (*б*) вблизи зоны разрушения пароперегревателя, разрушившегося вследствие термической усталости после 226 тыс. часов эксплуатации

Разрушение имеет хрупкий бездеформационный характер с образованием транскристаллитного излома с плоскими фасетками скола (рис.1, *а*). Микроструктура металла вблизи зоны разрушения и при удалении от нее однородна и состоит из феррита, сорбита и карбидов, величиной около 1 мкм, расположенных по границам ферритных зерен (рис.1, *б*).

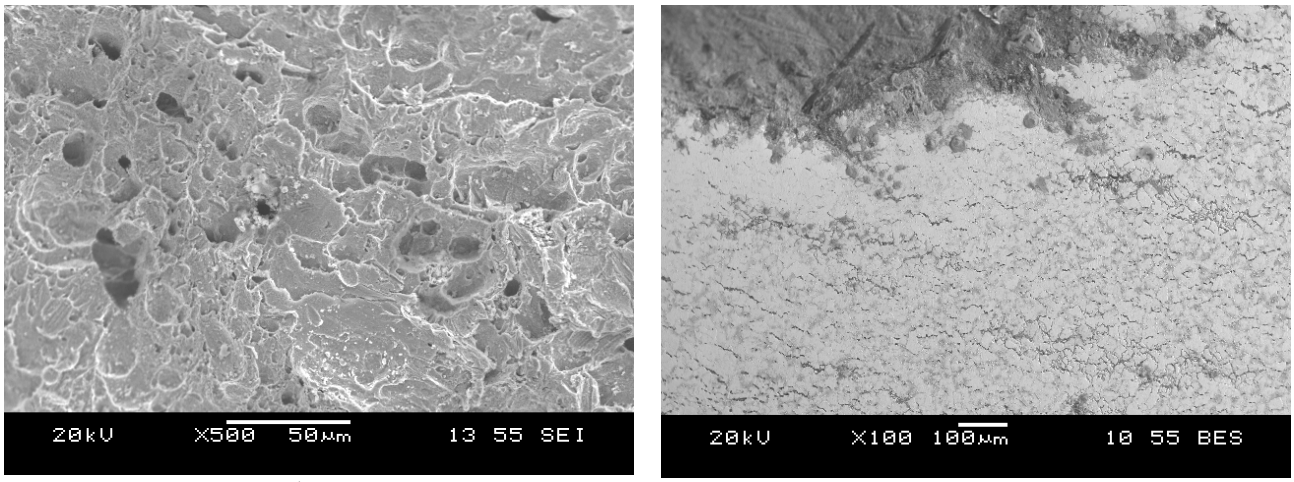
Совершенно иной механизм разрушения наблюдается при длительных сроках эксплуатации в результате выработки ресурса или при длительном перегреве металла сверх расчетных температур. Здесь разрушение происходит путем зарождения, роста и слияния пор и отличается малой степенью деформации.

На рисунках 2 и 3 представлены характерные особенности разрушенных по механизму порообразования труб.

Повреждение труб в обоих случаях сопровождалось незначительным раскрытием в месте разрыва, а также появлением множественных несквозных трещин, параллельных основному раскрытию.

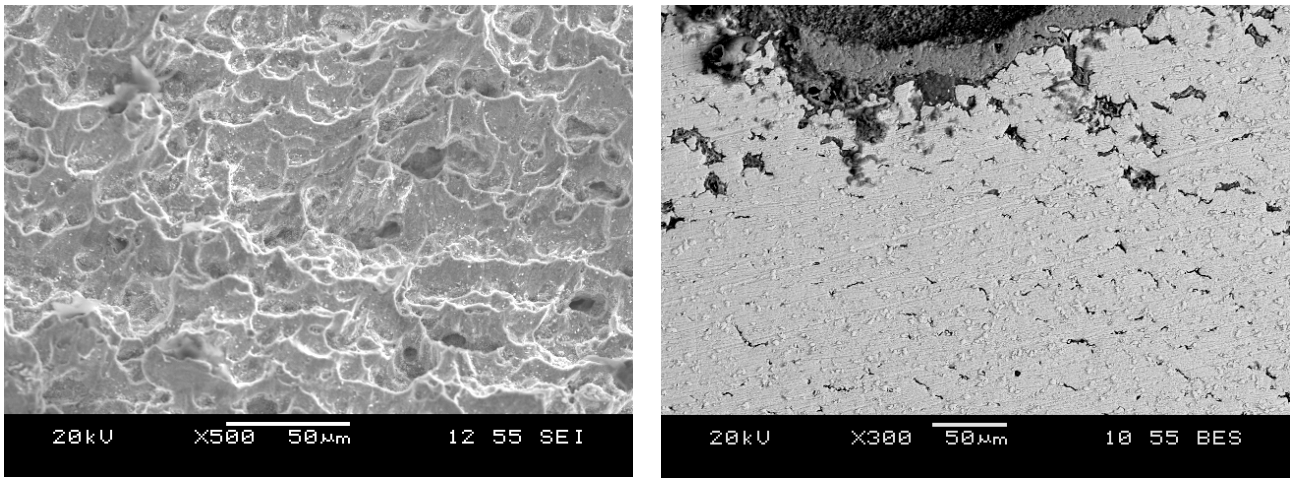
В микроструктуре металла вблизи разрушения наблюдается большое количество пор и микротрещин ползучести. Вместе с тем образование микропор ползучести характерно и для всего объема материала. Более высокий уровень температур (порядка 590-620 °С), имеющий место при длительном перегреве трубы пароперегревателя, поспособствовал интенсификации процессов карбидообразования и сфероидизации цементитных пластин, что в

конечном итоге привело к формированию феррито-карбидной структуры, обладающей более низкими жаропрочными свойствами. Это в свою очередь привело к увеличению скорости ползучести и сокращению времени до разрушения данной пароперегревательной трубы.



а) *б*)

Рисунок 2 – Строение излома (*а*) и берега трещины (*б*) пароперегревателя, разрушившегося вследствие исчерпания ресурса после 241 тыс. часов эксплуатации

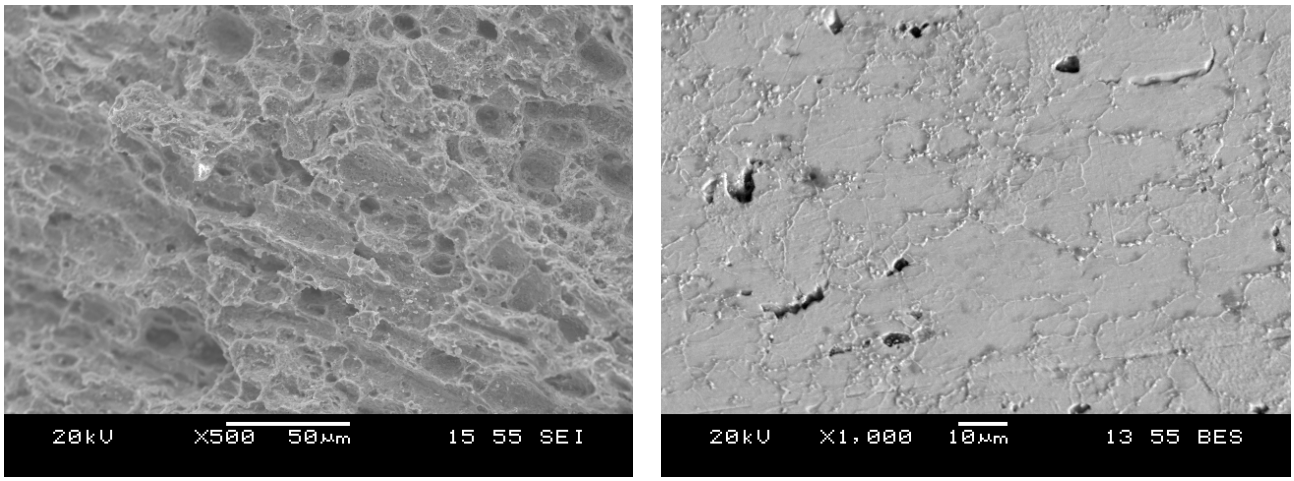


а) *б*)

Рисунок 3 – Строение излома (*а*) и берега трещины (*б*) пароперегревателя, разрушившегося вследствие длительного перегрева после 114 тыс. часов эксплуатации

В практике эксплуатации котельного оборудования встречаются случаи разрушения труб, сопровождающиеся большой пластической деформацией. Разрушение по механизму пластического разрыва имеет место при кратковременном перегреве до температур, превышающих 700 ºС, когда в процессе деформирования под нагрузкой одновременно происходит рекристаллизация наклепанной матрицы с устранением деформационного упрочнения. Причиной раскрытия труб является потеря прочности металла вследствие превышения рабочих напряжений в трубах над пределом текучести металла для данной температуры.

Результаты фрактографического и металлографического анализа поверхности разрушения пароперегревателя, разрушившегося вследствие кратковременного перегрева после 148 тыс. часов эксплуатации, представлены на рис. 4.



а) *б*)

Рисунок 4 – Строение излома (*а*) и микроструктура металла (*б*) вблизи зоны разрушения пароперегревателя после кратковременного перегрева при эксплуатации

В зоне разрушения структура металла представляет собой вытянутые зерна феррита и сорбита с крупными карбидными частицами, расположенными на границах деформированных зерен. Наряду с этим в структуре отмечается образование новых равноосных зерен феррита, в связи с развитием процессов рекристаллизации. Также было выявлено образование несплошностей типа полостей как внутри зерен, так и на их границах, преимущественно вблизи карбидных частиц, что привело к смешанному характеру разрушения путем слияния и разрыва ямок.

Для оценки структурно-напряженного состояния труб, разрушенных в различных температурно-силовых условиях, был проведен рентгеноструктурный анализ поверхности изломов с определением микронапряжений и плотности дислокаций.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре "ДРОН–4,0" с автоматической регистрацией дифракционных максимумов при ускоряющем напряжении 35 кВ. Рентгеносъемка проводилась в медном K_α-излучении путем послойного стравливания изломов на глубину 500 мкм с шагом 25 мкм. Оценку микронапряжений проводили из анализа уширения дифракционной линии. Для уменьшения погрешности расчет вели на дальних углах ($\theta = 49°$). Уширение оценивали как разницу ширины на полувысоте дифракционного максимума образца и эталона. Расчет напряжений и плотности дислокаций производили по методике, представленной в [2] по формулам:

$$e = 0,25\beta_2 \operatorname{ctg}\theta_2 \cdot E, \quad (1)$$

$$\rho = \frac{e \cdot f}{b^2} \operatorname{ctg}^2 \theta_2 \beta_2 . \quad (2)$$

Результаты расчета представлены на рис. 5.

Анализируя полученные результаты можно заметить, что во всех случаях непосредственно на поверхности излома уровень напряжений и средней плотности дислокаций в облучаемой области ниже, чем при некотором удалении от его поверхности. Это явление вероятно связано со сбросом напряжений при развитии магистральной трещины. Затем следует зона с максимальным уровнем напряжений и плотности дислокаций, причем глубина ее различна в зависимости от характера разрушения. При кратковременном перегреве глубина зоны максимальна и достигает порядка 150 мкм. Небольшой уровень напряжений при этом обусловлен протеканием процессов рекристаллизации при температуре выше A_1, которая способствовала устранению последствий деформационного наклепа при разрушении и снижению плотности дислокаций.

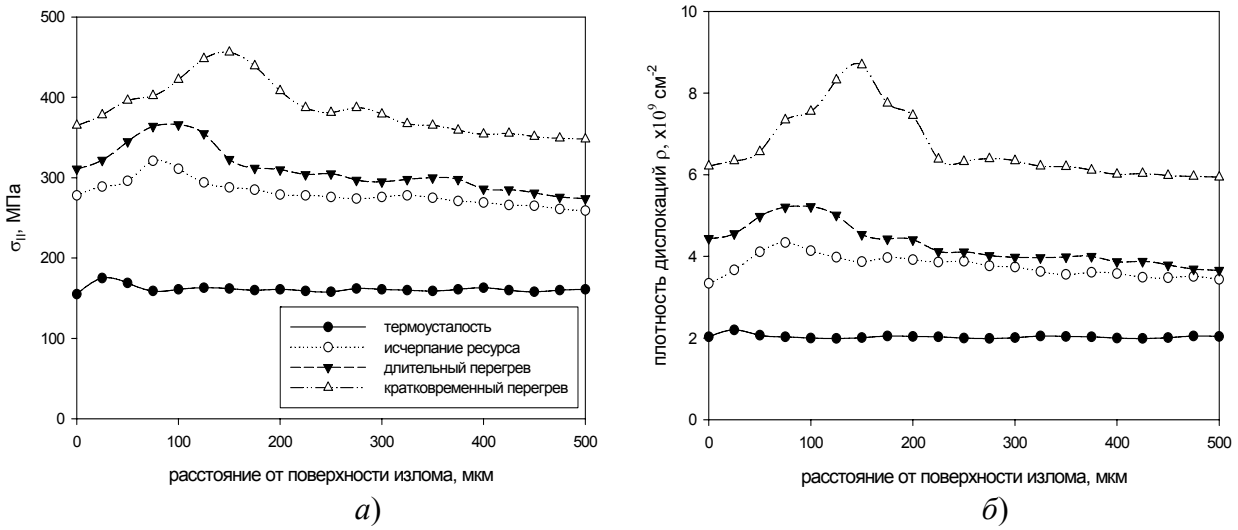


Рисунок 5 – Распределение микронапряжений (*а*) и плотности дислокаций (*б*) под поверхностью изломов пароперегревателей, разрушенных от воздействия различных эксплуатационных факторов

Наименее выражена зона релаксации напряжений в случае бездеформационного разрушения пароперегревательной трубы от термоусталости, характеризующим хрупким транскристаллитным распространением трещины.

Разрушения по механизму порообразования в случае исчерпания ресурса и длительного перегрева имеют одинаковый характер распределения микронапряжений и дислокаций под поверхностью изломов, однако, несколько более высокий уровень значений отмечается при длительном перегреве, что связано с большей деформационной способностью металла при этом виде эксплуатационного повреждения вследствие воздействия более высоких температур.

Таким образом, вышеизложенные результаты рентгеноструктурного анализа поверхности изломов позволяют более полно проанализировать деформационное поведение материала в процессе разрушения пароперегревательных труб, имеющего место при различных условиях эксплуатации.

Список использованных источников

1. Березина Т.Г., Бугай Н.В., Трунин И.И. Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. Киев: Техника. 1991. – 120 с.
2. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: МИСИС. 1994. – 328 с.

ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ ФЛАНЦЕВОГО СОЕДИНЕНИЯ

Буров А. Е.
СКТБ «Наука» КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия
E-mail: andrey@icm.krasn.ru

ROBUSNESS ASSESSMENT OF A FLANGE JOINT

Burov A. E.
SDTB «Nauka» KSC SB RAS, Krasnoyarsk, Russia
E-mail: andrey@icm.krasn.ru

The stress state due to progressive damage of structural elements of a flange joint has been determined by the finite element method. The results have been used in robustness analysis, which is based on the reliability index of intact and damaged structures.

Оценка живучести технических систем является неотъемлемой частью анализа поведения конструкций при возникновении аварийных ситуаций. Живучестью технической системы или конструкции принято называть ее способность выполнять предписанные функции после повреждения или разрушения отдельных элементов. В настоящее время концепция живучести конструкций технических систем находится в стадии теоретической проработки, т.к. не определены общепринятые критерии и количественные показатели живучести [1]. Расчетные значения показателей живучесть, как правило, зависят от расположения и характера начального повреждения (например, отказа одного или нескольких структурных элементов), распределения внешней нагрузки, а также выбора критерия предельного состояния элементов или системы в целом.

В настоящее время предложен целый ряд показателей, характеризующих живучесть технических систем [2]. Как правило, количественную оценку живучести системы дают на основе сравнения ее жесткостных, прочностных показателей или параметров риска в исходном и поврежденном состоянии, развитие которого происходит по определенному сценарию.

Оценки живучести можно осуществлять на основе соотношения показателей надежности системы с различных уровнем поврежденности (числа отказавших элементов) [2]. Последовательно рассматривалась функция предельного состояния, определяемая как соотношение несущей способности R (предел текучести) и нагрузки S, которые являются случайными величинами с заданными параметрами распределения. Запас несущей способности представляет собой случайную величину с математическим ожиданием μ и дисперсией σ. Показатель надежности неповрежденной системы β_{init} рассчитывается по формуле:

$$\beta_{init} = \frac{\mu - 1}{\sigma}$$

Аналогично рассчитывается показатель надежности для поврежденной системы β_D, функция предельного состояния которой изменяется в результате перераспределения нагрузки. Индекс живучести определяется соотношением:

$$R_\beta = \frac{\beta_D}{\beta_{init}}$$

Показатель R_β меняется в пределах от 0 до 1,0, с большими значениями, соответствующими более живучим системам.

В качестве объекта анализа использовалась модель разъемного соединения крышки турбины РО230/833-В-677 со статором гидроагрегата. Крепление крышки к верхнему поясу статора производится через фланцевый разъем 80-ю шпильками М80. Свойства материала шпильки: предел текучести σ_{02} = 275 МПа, временное сопротивление $\sigma_в$ = 530 МПа, допускаемое напряжение [σ] = 175 МПа. На крышку действуют циклические гидравлические на-

грузки и статическая весовая нагрузка от узлов гидроагрегата. Номинальное напряжение в шпильке с учетом затяга, $\sigma_n = 140$ МПа.

Моделирование напряженно-деформированного состояния (НДС) соединения крышки турбины в условиях предполагаемой аварийной ситуации выполнено методом конечных элементов (МКЭ) с помощью программного комплекса ANSYS. Конечно-элементная модель, представленная на рис.1 (для ясности показана 1/4 часть) включает более 2 млн. степеней свободы. Определение параметров надежности для соединения осуществляли средствами подсистемы Probabilistic Design, реализующей метод Монте-Карло.

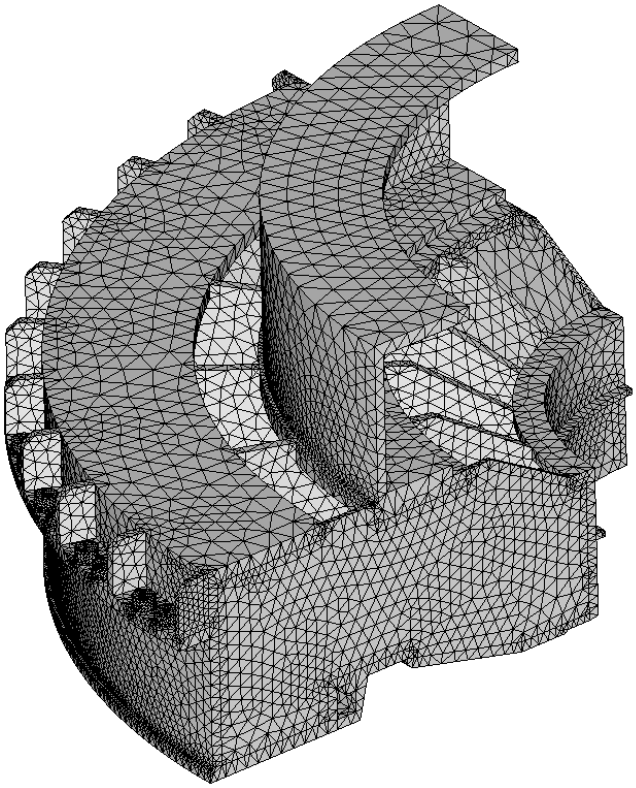


Рисунок 1 – Конечно-элементная модель

В качестве развития аварийной ситуации рассматривалось выключение из работы (например, за счет разрушения) отдельных шпилек. Отказ элемента приводит к перераспределению внутренних сил на оставшиеся структурные компоненты. Как следствие, если уровень перегрузки окажется достаточно большим, могут разрушиться другие элементы и серия последовательных локальных разрушений приведет к потере несущей способности всей системы. Первоначально расчет НДС выполнялся при полном количестве крепежных элементов. Затем выполнялись расчеты с последовательно удаляемыми шпильками. Вычисления повторялись до момента достижения в наиболее нагруженных шпильках усилия, соответствующего пределу текучести материала – 275 МПа. Усилие, действующее на шпильку, определялось как сумма осевых реакций в узлах, расположенных на закрепленном сечении.

В результате расчетов были определены значения коэффициента перегрузки, который показывает, как нагрузка перераспределяется на шпильки, сохранившие работоспособность. Распределения значений этого параметра в радиальном направлении для различного числа отсутствующих шпилек представлено на рис. 2. На вкладки показана зависимость максимального коэффициента перегрузки от числа удаленных элементов. Для сравнения представлен случай, когда нагрузка равномерно перераспределяется на все оставшиеся элементы. Как следует из рис. 2, перераспределение нагрузки происходит неравномерно на несколько ближайших от разрушенного элементов. При этом за счет возникновения изгибающего момента возможны случаи, когда усилия в некоторых шпильках меньше усилий в шпильках расположенных вдаль от удаленных элементов.

Полученные характеристики НДС были использованы для расчетов функции живучести для разного уровня повреждений и параметров нормального распределения несущей способности и нагрузки (рис. 3).

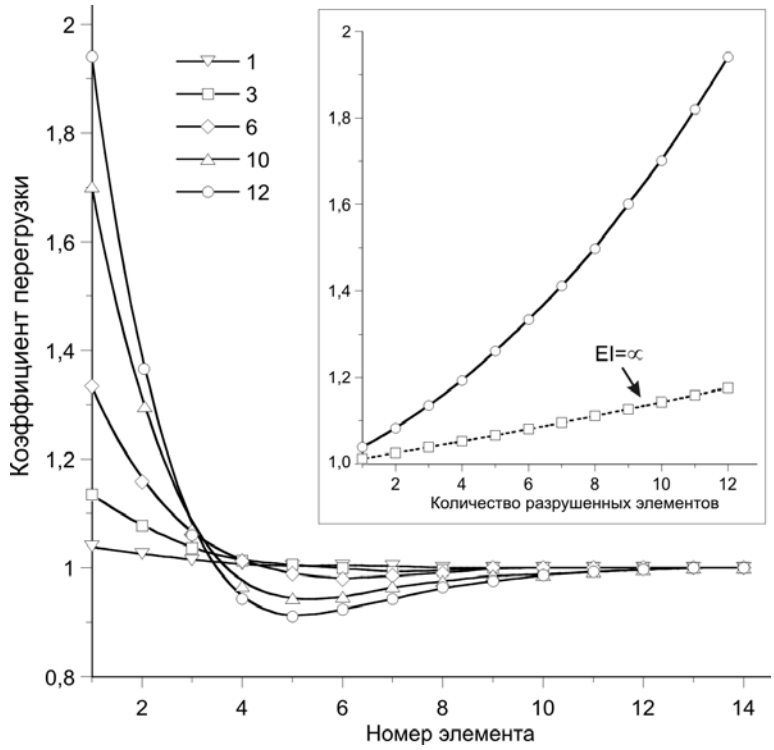


Рисунок 2 – Перераспределение нагрузки в результате удаления крепежных элементов

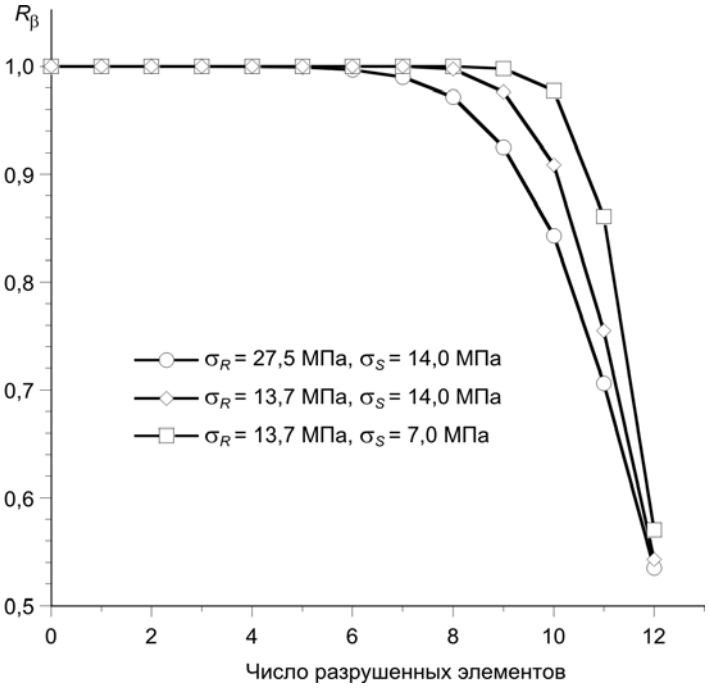


Рисунок 3 – Живучесть фланцевого соединения как функция числа разрушенных шпилек

Список использованных источников

1. Доронин С.В., Лепихин А.М., Москвичев В.В., Шокин Ю.И. Моделирование прочности и разрушения несущих конструкций технических систем. – Новосибирск: Наука, 2005.
2. Махутов, В. П. Петров, Д. О. Резников. Оценка живучести сложных технических систем // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций: Научный информационный сборник / ВИНИТИ. - М. : ВИНИТИ, 2009. - № 3. - С. 47-66.

ЧИСЛЕННАЯ ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОРОНОК ПНЕВМОУДАРНИКОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Косолапов Д. В.
Учреждение Российской академии наук Специальное конструкторско-технологическое бюро «Наука» Красноярского научного центра СО РАН, г. Красноярск, Россия
E-mail: dmitrikos@gmail.com

NUMERICAL ESTIMATION OF THE STRESS-STRAIN STATE OF BORE BITS OF PNEUMATIC PERCUSSION TOOLS AT IMPACT LOADINGS

Kosolapov D. V.
The Institution of the Russian Academy of Science Special Design and Technological Bureau «Science» of Krasnoyarsk Scientific Centre of the SB of RAS, Krasnoyarsk, Russia
E-mail: dmitrikos@gmail.com

The comparative analysis of stress maximum in bore bits of pneumatic percussion tools by means of numerical finite element modelling and the analytical decision within the scope of wave model of longitudinal blow on prismatic bar is fulfilled. The reasons and level of limitation of application of numerical and analytical estimations are shown.

Широко используемые в горном производстве машины импульсного действия для разрушения горных пород, в частности, погружные пневмоударники, в первом приближении могут рассматриваться как ударные системы, состоящие из двух тел – коронки, являющейся волноводом и разрушающей породу, и бойка, наносящего удары по коронке и передающего ей энергию удара. При всей простоте этих ударных систем существуют серьезные затруднения в использовании аналитических подходов к описанию ударного взаимодействия коронки (мишени) и бойка, анализу их напряженно-деформированного состояния. Фундаментальные источники этих затруднений лежат в отсутствии в арсенале механики деформируемого твердого тела расчетных схем и аналитических методов расчета трехмерных тел, близких по форме к деталям пневмоударников (рис. 1, 2), даже для условий статического нагружения. Сложность явлений, происходящих при прохождении и отражении прямых и обратных импульсов в коротком теле сложной формы, приводит фактически к отсутствию применимых на инженерном уровне и обеспечивающих приемлемую точность аналитических подходов к расчету деталей пневмоударников.

При отсутствии полностью адекватных конструкциям деталей пневмоударников расчетных схем и методов расчета вынужденной мерой является использование в качестве некоторого приближения той или иной аналитической модели технической теории удара. В настоящее время известно [1] несколько десятков только волновых моделей продольного удара, отличающихся особенностями постановки задачи, используемым математическим аппаратом и интерпретацией результатов. Рассмотрим в качестве примера одну из таких моделей, отличительной особенностью которой является то, что для нее получены выражения для максимумов напряжений, формирующихся в заделке мишени при прохождении и отражении ударной волны.

Речь идет о волновой модели продольного удара по призматическому стержню [2]. Предполагается, что поверхности соприкосновения ударяющего тела и стержня являются идеально гладкими параллельными плоскостями. Скорость ударяющего тела в момент удара постоянная. Считается что материал соударяющихся тел абсолютно упругий. Кроме того, предполагается, что ударяющее тело (боек) является абсолютно жестким, недеформируемым объектом, мгновенно передающим мишени энергию удара. Это позволяет абстрагироваться от размеров и формы бойка.

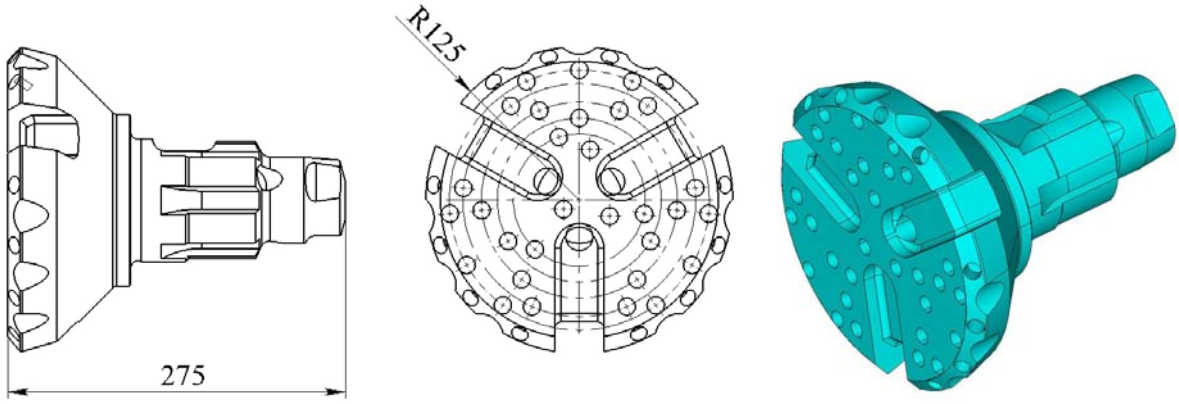


Рисунок 1 – Коронка пневмоударника

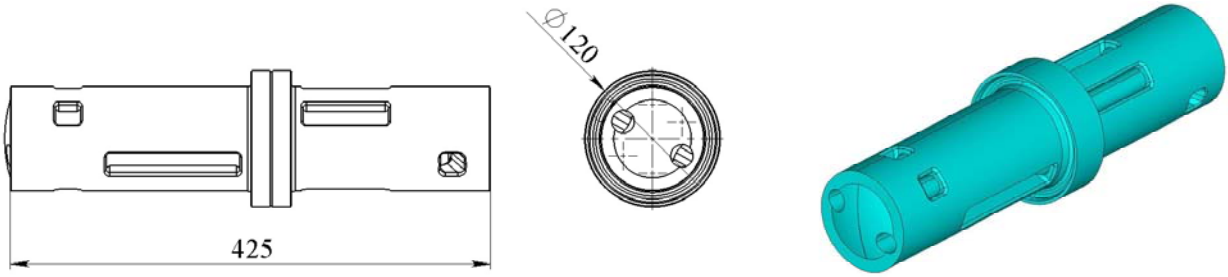


Рисунок 2 – Боек пневмоударника

Рассматриваемая модель позволяет учесть серию ударных волн, формирующихся при взаимодействии бойка и мишени, которые движутся к закрепленному концу мишени и отражаются от него.

Задача исследования заключается в оценке возможности применения описанной модели продольного удара к деталям пневмоударников реальной конфигурации, а также возможности воспроизведения численными методами расчетной схемы, фактически реализуемой в этой модели. В качестве модельной задачи рассматривается расчетная схема ударного взаимодействия бойка массой $m_б$ = 15,7 кг и коронки массой $m_к$ = 29,1 кг при скорости соударения V = 6 м/с (рис. 3). Соответствующая ей расчетная схема для волновой модели продольного удара (рис. 4) из реальных параметров рассматриваемой ударной системы учитывает только массы соударяющихся тел и скорость бойка в момент соударения.

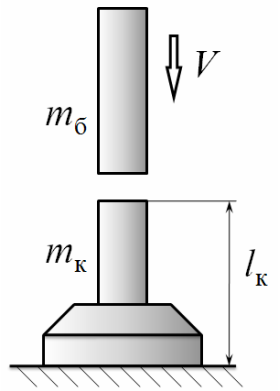


Рисунок 3 – Модель взаимодействия реальных конструкций бойка и коронки

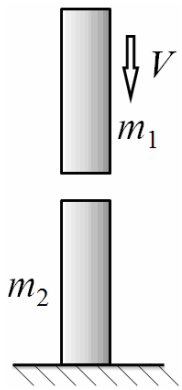


Рисунок 4 – Расчетная схема волновой модели продольного удара по призматическому стержню

Для этой модели при соотношении масс соударяющихся тел $m = m_1/m_2 = m_б/m_к = 0{,}54 < 5$ максимальные сжимающие напряжения у закрепленного конца мишени составляют

$$\sigma_{max} = 2E\frac{V}{a}\left(1+e^{-2/m}\right),$$

где a – скорость распространения звуковых волн вдоль стержня (мишени). При подстановке параметров получаем σ_{max} = 491,8 МПа. Полученное значение напряжений следует рассматривать как теоретически возможный максимум напряжений при ударе недеформируемым бойком с плоским торцом, обеспечивающем мгновенную передачу энергии ударного импульса и генерирование в мишени ударной волны с плоским фронтом (рис. 5). Именно указанные условия трансформации кинетической энергии бойка в энергию ударного импульса обеспечивают напряженно-деформированное состояние (НДС) мишени, характеризующееся значением σ_{max}.

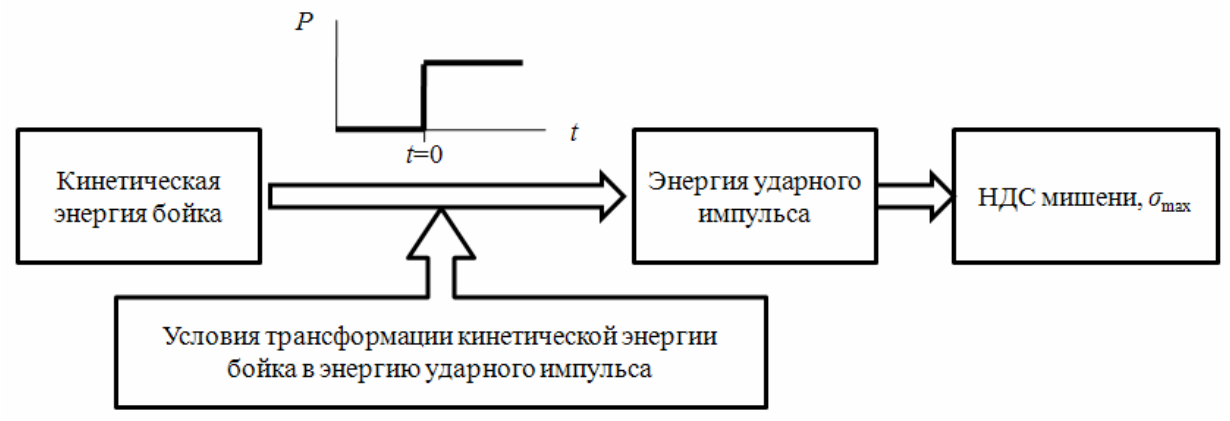


Рисунок 5 – Условия формирования НДС мишени в волновой модели продольного удара

В отличие от идеализированной расчетной схеме, в которой отсутствуют потери энергии и осуществляется мгновенное преобразование кинетической энергии бойка в энергию ударного импульса в соответствии с рис. 5, в реальной физической ударной системе часть кинетической энергии бойка затрачивается на деформирование (и колебания) самого бойка, а оставшаяся часть кинетической энергии бойка преобразуется в энергию ударного импульса, но не мгновенно, а в течение некоторого промежутка времени (длительности удара) (рис. 6).

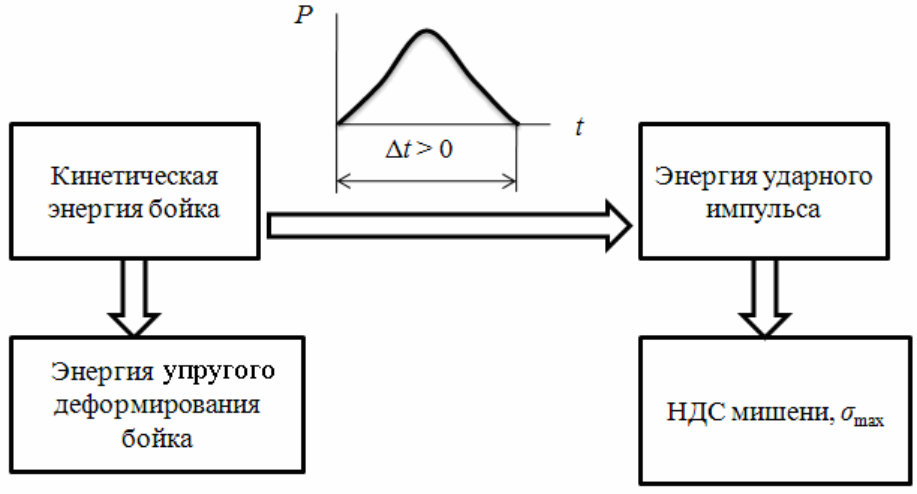


Рисунок 6 – Условия формирования НДС мишени в физической ударной системе

Это приводит к существенно отличным условиям формирования НДС мишени и, очевидно, к меньшим значениям максимума напряжений по сравнению с вычисленным в соответствии с рассматриваемой волновой моделью удара.На первом этапе выполнена оценка расхождения результатов конечно-элементного моделирования с теоретическим максимумом напряжений в соответствии с рассматриваемой волновой моделью. Для этого решены следующие задачи.

Анализ ударного взаимодействия бойка и мишени реальной конфигурации, соответствующей бойку и коронке пневмоударника. Задача решена для расчетной схемы на рис. 3. Полученные на закрепленном торце коронки максимальные напряжения составляют σ_{max} = 45 МПа. При этом эти напряжения наблюдаются в центре закрепленного торца коронки. От центра к периферии наблюдается снижение напряжений практически до нуля по закону, очень близкому к линейному. Невысокий уровень напряжений обусловлен резким увеличением диаметра коронки (D = 275 мм) против диаметра ее хвостовой части (d = 70 мм), по которой наносится удар бойком. С учетом линейной эпюры напряжений справедлива следующая усредненная оценка напряжений при условном приведении диаметра торцевой части к диаметру хвостовой части: σ_{max} = (275/70)45 ≈ 177 МПа. Эти значения можно рассматривать как близкие к действительным для ударной системы «реальный боек – реальная коронка».

Анализ ударного взаимодействия идеализированных бойка и мишени. Данная задача является «промежуточной» между моделированием бойка и мишени реальной конфигурации и волновой моделью продольного удара по призматическому стержню.

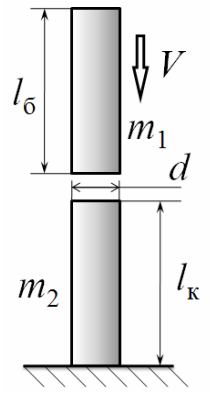


Рисунок 7 – Модель взаимодействия идеализированных бойка и коронки

Рассматривается ударное взаимодействие цилиндрических бойка и мишени, размеры которых (d, $l_б$, $l_к$) выбраны близкими к таковым реальных деталей с учетом того, чтобы массы соударяющихся тел соответствовали реальным массам бойка $m_б$ и коронки $m_к$, использованным при расчете теоретического максимума напряжений в соответствии с волновой моделью продольного удара (рис. 7). В этом случае обеспечивается неизменная величина кинетической энергии бойка.

Полученные в этой задаче на закрепленном торце идеализированной коронки максимальные напряжения составляют σ_{max} = 169 МПа. Эти значения можно рассматривать как близкие к действительным для ударной системы «идеализированный боек – идеализированная коронка» с параметрами материала, массы и энергии, совпадающими или максимально приближенными к таковым для ударной системы «реальный боек – реальная коронка».

Таким образом, полученные путем численного моделирования значения максимумов напряжений в месте заделки мишени, составляющие 45 (177) МПа для бойка и мишени реальной конфигурации, 169 МПа для идеализированных бойка и коронки, оказываются значительно меньше теоретического максимума σ_{max} = 491,8 МПа. Возникает вопрос о возможности моделирования ударной системы, у которой условия формирования НДС мишени приближались бы к схеме, показанной на рис. 5. Для этого необходимо уменьшить энергию упругого деформирования бойка и длительность удара.

В реальной физической ударной системе боек представляет собой объект с определенными жесткостными характеристиками и распределенными параметрами, т.е. его масса распределена в некотором объеме в соответствии с геометрией (формой и размерами) бойка. Следовательно, изменение НДС мишени возможно путем варьирования модуля Юнга (в исследовательских целях) материала бойка и его геометрии (рис. 8).

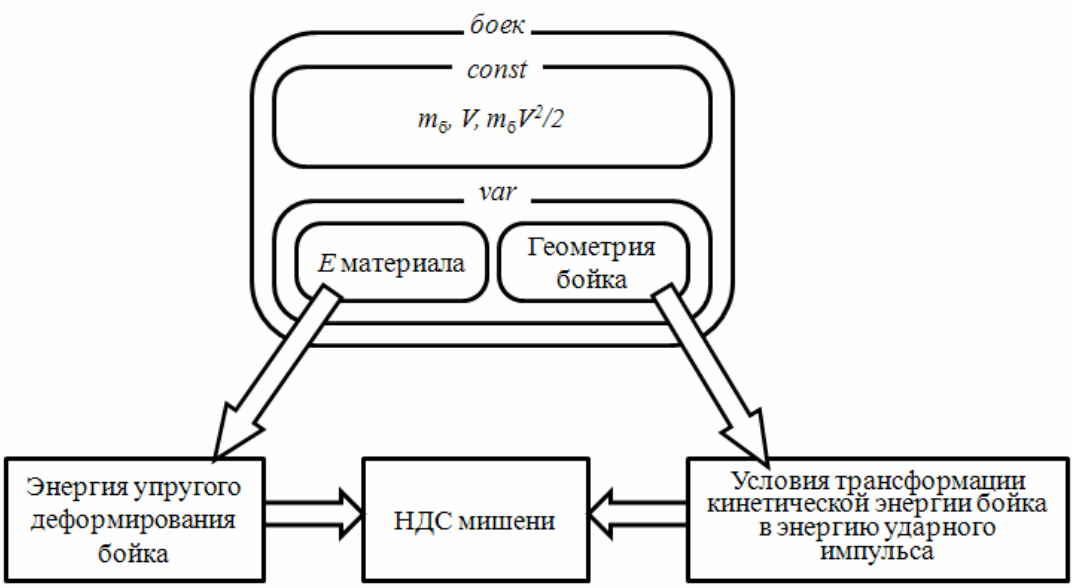


Рисунок 8 – Влияние варьируемых параметров бойка на НДС мишени

На следующем этапе для расчетной схемы на рис. 7 выполнено построение расчетной зависимости максимума напряжений от длины бойка $l = l_б$ (рис. 9). При моделировании уменьшение длины бойка сопровождалось увеличением плотности его материала с тем, чтобы масса и кинетическая энергия бойка оставались неизменными. При уменьшении длины бойка уменьшается длительность удара вследствие меньшего времени прохождения ударной волны, возникшей при резком его останове, что приводит к увеличению напряжений в мишени в месте ее заделки. При этом, очевидно, стремление длины бойка к 0 не позволит достичь теоретического максимума напряжений σ_{max} = 491,8 МПа.

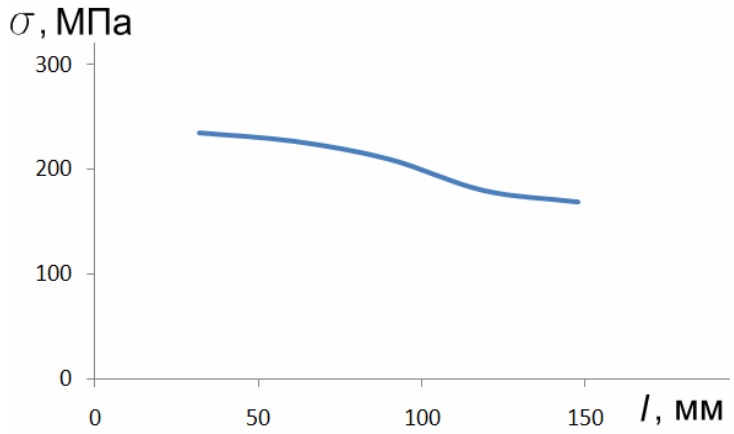


Рисунок 9 – Зависимость максимальных напряжений в мишени от длины бойка.

Следующая серия вычислительных экспериментов выполнена при варьировании модуля Юнга материала бойка. Результаты совпадают с ожидаемыми и заключаются в том, что с увеличением модуля Юнга происходит рост напряжений вследствие уменьшения деформаций бойка и энергии его упругого деформирования.

Важным является тот факт, что проведение вычислительных экспериментов, аналогичных описанным, возможно в ограниченном диапазоне варьирования исходных параметров. В частности, при уменьшении длины бойка ниже определенного предела, и увеличение модуля Юнга его материала выше определенного предела наблюдается неустойчивость вычислительного процесса и получаемые при этом результаты теряют физический смысл.

Выполненные исследования позволили сделать следующие выводы.

Абстрагирование от геометрической формы деталей пневмоударников и идеализация физических свойств их материалов с целью применения рассмотренной волновой модели продольного удара не позволяет получить адекватные оценки их напряженно-деформированного состояния.

Для теоретических моделей продольного удара, при построении которых приняты допущения, значительно идеализирующие физические ударные системы, не удается получить аналогичные численные решения и результаты.

Работа выполнена в рамках междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 31 «Теоретическое и экспериментальное изучение путей повышения эффективности, надежности и долговечности импульсных машин для разрушения горных пород и изменения свойств породного массива»

Список использованных источников

1. Манжосов В.К. Модели продольного удара. – Ульяновск: УлГТУ, 2006. – 160 с.
2. Тимошенко С.П. Колебания в инженерном деле. – М.: «Наука», 1967. – 444 с.

ВЕРОЯТНОСТНЫЕ ЗАДАЧИ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ

Лепихин А. М.
СКТБ "Наука" КНЦ СО РАН, Красноярск, Россия
E-mail: aml@icm.krasn.ru

PROBABILISTIC PROBLEMS OF FRACTURE MECHANICS

Lepikhin A. M.
SKTB "Nayka"KSC SB RAS, Krasnoyarsk, Russia
E-mail: aml@icm.krasn.ru

This paper presents probabilistic models of fracture mechanics. Probabilistic models include probabilistic functions of fracture toughness, stress intensity factor and *J*-integral. Apart from this, modeling of crack size distribution functions is considered in this study.

Механика разрушения занимает особое место в проблематике обеспечения прочности и долговечности конструкций машин и сооружений. Благодаря ее развитию, были решены фундаментальные задачи обоснования прочности конструкций ядерных реакторов, газовых турбин, парогенераторов, сосудов высокого давления и пр. Основная задача механики разрушения заключается в нахождении условий равновесия или распространения трещин в элементах конструкций [1, 2]. В линейной постановке эту задачу можно считать принципиально решенной. Здесь предложен ряд методов и моделей, позволяющих оценивать долговечность элементов конструкций с трещинами. Основной интерес исследователей в настоящее время смещается в область нелинейных задач разрушения [3]. Наряду с этим, все большее внимание уделяется исследованию стохастических аспектов разрушений. Системная стохастичность определяется случайными вариациями неоднородных и нестационарных многомерных и многопараметрических полей внешних воздействий, механических свойств материалов и геометрических характеристик элементов конструкций. Нагрузки, как правило, представляют собой нестационарные потоки, порождающие трехмерные нестационарные и негомогенные стохастические поля напряжений и деформаций. Стохастическими являются процессы зарождения и роста трещин в условиях длительных нестационарных воздействий темпера-

турных и радиационных полей, неоднородных квазистатических и циклических нагрузок. Общий комплекс исследований стохастических эффектов разрушения выделился в отдельное направление, определяемое как вероятностная механика разрушения (ВМР). Основное достоинство ВМР заключается в том, что она позволяет учесть указанные выше источники неопределенности в явном виде, оценить их эффекты, дать вероятностные оценки прочности и ресурса. Своеобразной «платой» за это являются более сложные формулировки задачи и методы ее решения, а также необходимость статистических представлений исходных данных.

В большинстве случаев в литературных источниках рассматривается основная задача ВМР – вычисление вероятностей разрушения конструкций с трещинами при заданных случайных вариациях базисных переменных. К таким переменным относятся нагрузки и воздействия, характеристики механических свойств, размеры дефектов и т.п. Если вести обобщенный вектор базисных переменных $X = \{x_i,\ i = 1,\ n\}$ с компонентами x_i, то основная задача ВМР может быть выражена в следующем виде

$$P_f(X) = \int_{\Omega_f} f(X)dX, \quad \Omega_f = \{X|g(X) \le 0\} \tag{1}$$

где P_f – вероятность разрушения, $f(X)$ – совместная функция плотности распределения вероятностей компонент вектора X, Ω_f – область разрушений, выделенная на параметрическом пространстве X уравнением предельного состояния $g(X)$.

В общем случае формулировка (1) в явном или неявном виде включает время t. Оно отражается в нестационарности полей напряжений и деформаций, размеров трещин, характеристик механических свойств. Положим, что задано n-мерное поле $v(r,\ t)$ перемещений, деформаций или напряжений в рассматриваемой области G конструкции. Примем, что по условиям обеспечения прочности и ресурса допустимые состояния конструкции задаются неравенством $v(r,\ t) < v_c$. Выделим в области G множество точек, для которых $v(r,\ t) \ge v_c$. Обозначим через $\lambda(v_c;\ r,\ t)$ математическое ожидание числа выбросов поля $v(r,\ t)$ за уровень v_c в единице объема в единицу времени. Используя аппарат теории выбросов случайных полей, приходим к более корректной формулировке основной задачи ВМР в следующем виде:

$$P_f(G,t) = 1 - exp\left\{-\int_G \int_t \lambda(v_c;r,t)\,drdt\right\} \tag{2}$$

В зависимости от выбранных компонент поля $v(r,\ t)$ и критерия v_c это соотношение может определять вероятность нарушения требований обеспечения прочности или ресурса. Заметим, что наличие трещин здесь отражается как локальное возмущение поля $v(r,\ t)$. Эти возмущения можно выразить локальными характеристиками напряженно-деформированного состояния - коэффициентами интенсивности напряжений, коэффициентами интенсивности деформаций или плотностями энергии деформаций. И вот здесь возникает ряд специфических задач ВМР, требующих особого внимания. Для их рассмотрения обратимся к некоторым исходным положениям механики разрушения.

В качестве основной математической модели механики разрушения рассматривается однородная и изотропная по упругим свойствам среда со стационарными полями внутренних напряжений, содержащая предельно острый дефект – трещину. Компоненты напряжений σ_{ij} в окрестности вершины трещины определяются асимптотическими формулами в виде [1]

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}}\varphi_{ij}(r,\theta) \tag{3}$$

где r, θ – полярные координаты; φ – известные функции; K – коэффициент интенсивности напряжений, не зависящий от координат r, θ.

В задачах разрушения формулы (3) дополняются критериальным условием вида $K \le K_c$, где K_c – характеристика трещиностойкости материала. Неравенство означает отсутствие роста трещин, равенство определяет предельное состояние, при котором возможен рост трещин.

При неупругом деформировании материала в вершине трещины по закону $\sigma_i = A\sigma_i^m$ компоненты напряжений и деформаций в пластической зоне перед вершиной трещины определяются из HRR-решения [3, 4]

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = A\left(\frac{J}{AI_m}\right)^{\frac{m}{1+m}} \frac{1}{r^{\frac{m}{1+m}}}\varphi_{ij}(r,\theta) \qquad (4)$$

$$\varepsilon_{ij}(r,\theta) = \left(\frac{J}{AI_m}\right)^{\frac{m}{1+m}} \frac{1}{r^{\frac{m}{1+m}}}\phi_{ij}(r,\theta) \qquad (5)$$

где A, m – постоянные материала, J – инвариантный энергетический интеграл, I_m – безразмерная функция показателя упрочнения металла m.

J-интеграл отражает среднюю характеристику поля напряжений и деформаций внутри пластической зоны у вершины трещины. Исходя из этого для случая упруго-пластического деформирования критериальное условие разрушения записывается в виде $J \le J_c$, где J_c – характеристика трещиностойкости материала. Следует отметить, что для случая хрупкого разрушения имеет место следующее соотношение $J_c = K_c^2(1-\nu)/E$.

Опираясь на представленные модели и соотношения сформулируем указанные выше специфические задачи ВМР. Первая задача заключается в получении функций распределения вероятностей характеристик трещиностойкости материалов $F(K_c)$, $F(J_c)$. Вторая задача состоит в определении вероятностных свойств $F(K)$, $F(J)$ коэффициентов интенсивности напряжений K или J-интеграла при заданных нагрузках и воздействиях. Третья задача заключается в построении вероятностных моделей роста усталостных трещин, предопределяющих трансформации функций распределения вероятностей $F(K)$, $F(J)$ во времени. Рассмотрим особенности решения этих задач.

Решение первой задачи требует проведения достаточно трудоемких испытаний статистически значимых партий (не менее 50 шт.) образцов с трещинами по ГОСТ 25.506-85. Сложность задачи определяется многообразием марок сталей и сплавов, видов термообработки, технологических переделов, условий нагружения, воздействий внешней среды и т.п. В качестве примера на рис. 1 представлены функции трещиностойкости K_c стали 15Х2МФА от температуры испытаний. В настоящее время накоплен определенный статистический материал по характеристикам трещиностойкости ряда конструкционных сталей и сплавов /5, 6/. Большинство исследователей указывают, что функции распределения вероятностей $F(K_c)$, $F(J_c)$ могут быть представлены в виде двух или трехпараметрического закона Вейбулла (рис. 2). С учетом этих результатов целесообразно ввести понятие "мастер-функции" распределения трещиностойкости в виде трехпараметрического закона Вейбулла

$$F(K_c) = 1 - \exp\left\{-\left(\frac{K_c - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^z\right\} \qquad (6)$$

где K_0, $K_{\min}$, z – статистические параметры, устанавливаемые экспериментально.

Исследования показывают, что для малоуглеродистых и низколегированных сталей и различных зон сварных соединений параметр z относительно стабилен и в первом приближении может быть принят равным 4. Параметры $K_{\min}$ и K_0 более изменчивы. Их оценки можно получить непосредственно из экспериментов. Для снижения числа испытаний следует учесть, что параметр K_0 связан с приведенной температурой $(T_э - T_0)$ зависимостью вида

$$K_0 = A + B\exp\left[\delta(T_э - T_0)\right] \qquad (7)$$

где A, B, δ – экспериментально устанавливаемые параметры, T_0 – первая критическая температура, $T_э$ – температура эксплуатации.

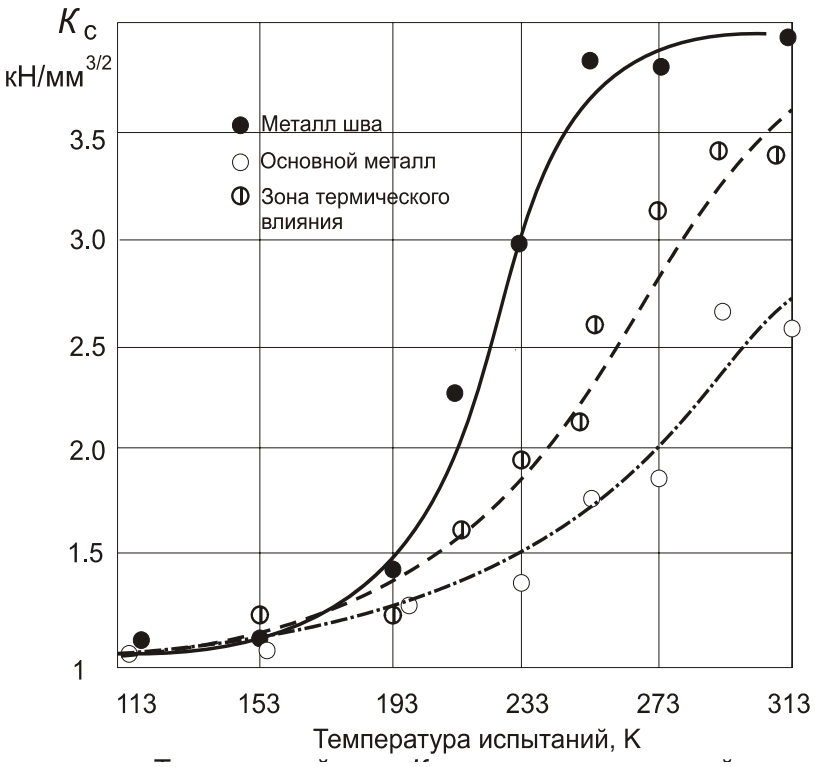


Рисунок 1 – Функции трещиностойкости K_c сварных соединений из стали 15Х2НМФА (*по данным ЦНИИТМАШ*)

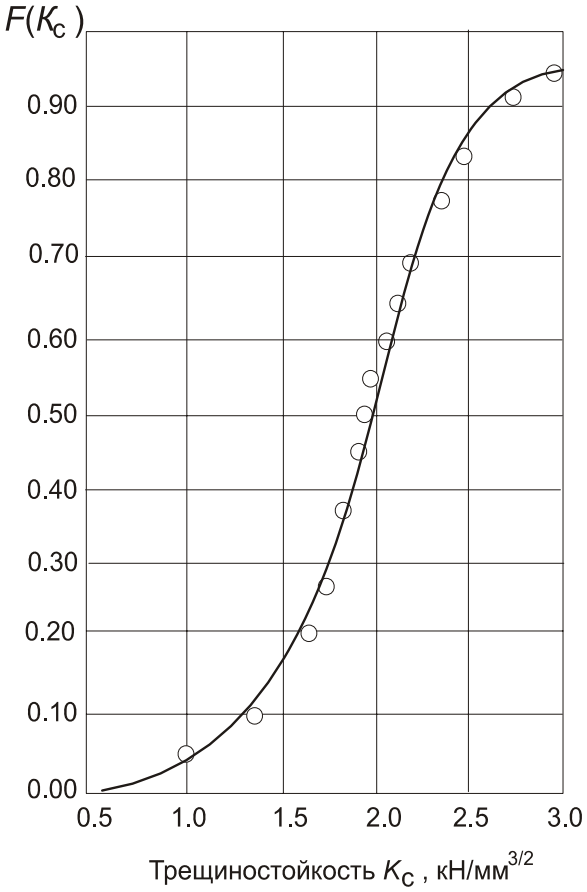


Рисунок 2 – Функция распределения трещиностойкости $F(K_c)$ для стали 15Х2НМФА

Вторая задача оказывается не менее сложной. Функции распределения вероятностей $F(K)$, $F(J)$, по сути, представляют собой совместные функции распределений определяющих параметров, входящих в выражения (3), (4) и (5), т.е.

$$F(K) = F(\sigma, A, m, E, l) \tag{8}$$

Прямое аналитическое описание $F(K)$ и $F(J)$ в форме (8) оказывается крайне сложным. Проиллюстрируем это на следующем примере. Как известно, в конструкциях формируется сложная кинетика локальных полей напряжений и деформаций. В общем случае напряжения представляют собой случайный процесс $\sigma(t)$ со сложной структурой нулевых значений и экстремумов. Плотность распределения вероятностей $f_{\max}(\sigma)$ максимумов для такого процесса может быть представлена в виде

$$f_{\max}(\sigma) = \frac{1}{2kS}\left[\sqrt{\frac{2(k^2-1)}{\pi}}\exp\left\{-\frac{\sigma}{2S^2}\frac{k^2}{(k^2-1)}\right\}+ \right.$$
$$\left. +\frac{\sigma}{S}\left\{1+\Phi\left(\frac{\sigma}{S\sqrt{k^2-1}}\right)\right\}\exp\left\{-\frac{\sigma^2}{2S^2}\right\}\right] \tag{9}$$

где k – параметр сложности процесса, учитывающий число нулей и экстремумов; Ф() – интеграл вероятностей; S – среднее квадратическое отклонение напряжений σ.

С целью упрощения задачи примем $k = 1$, что приводит (9) к форме распределения Релея

$$F_{\max}(\sigma) = 1 - \exp\left\{-\frac{\sigma^2}{2S^2}\right\} \tag{10}$$

Приняв во внимание, что $K_I = \sigma_{\max}\sqrt{\pi l}$, где l – размер трещины, на основании (10) получаем распределение максимумов коэффициента интенсивности напряжений

$$F_{\max}(K_I) = 1 - \exp\left\{-\frac{K_I^2}{2\pi S^2 l}\right\} \tag{11}$$

Далее необходимо учесть вероятностный характер размеров дефектов через плотность распределения вероятностей $f(l)$, что приводит к следующему интегральному выражению

$$F_{max}(K) = \int_0^{\infty}\left[1 - exp\left\{-\frac{K_I^2}{2\pi S^2 l}\right\}\right] f(l)\,dl \tag{12}$$

Поскольку реальные трещины имеют три размерности (l_x, l_y, l_y) и произвольную ориентацию в пространстве, то далее необходимо учесть и их вероятностные характеристики. Таким образом, задача нахождения функций $F(K)$, $F(J)$ методами теории вероятностей становится крайне громоздкой.

Альтернативные метод решения задачи нахождения указанных функций заключается в использовании методов численного моделирования и статистических испытаний. В работе [6] она решалась на примере растяжения пластины с центральной и краевой трещиной. Задача для пластины с центральной трещиной решалась в упругой постановке с помощью аппарата МГЭ в форме разрывных смещений и метода Монте–Карло. В качестве исходных случайных величин рассматривались распределенная по закону Вейбулла длина трещины и распределенные по нормальному закону приложенные напряжения. По результатам моделирования был получен массив из 225 значений K_I (МПа√мм). Статистическая обработка данного массива с использованием пакета STATISTICA показала, что функция плотности распределения вероятностей $f(K_I)$ имеет нормальный вид (рис. 3)

$$f(K_I) = \frac{1}{S_K\sqrt{2\pi}} \exp\left\{-\frac{1}{2}\left(\frac{K_{cp} - K_1}{S_K}\right)^2\right\}, \quad (13)$$

где K_{cp} , S_K – среднее значение и среднее квадратическое отклонение.

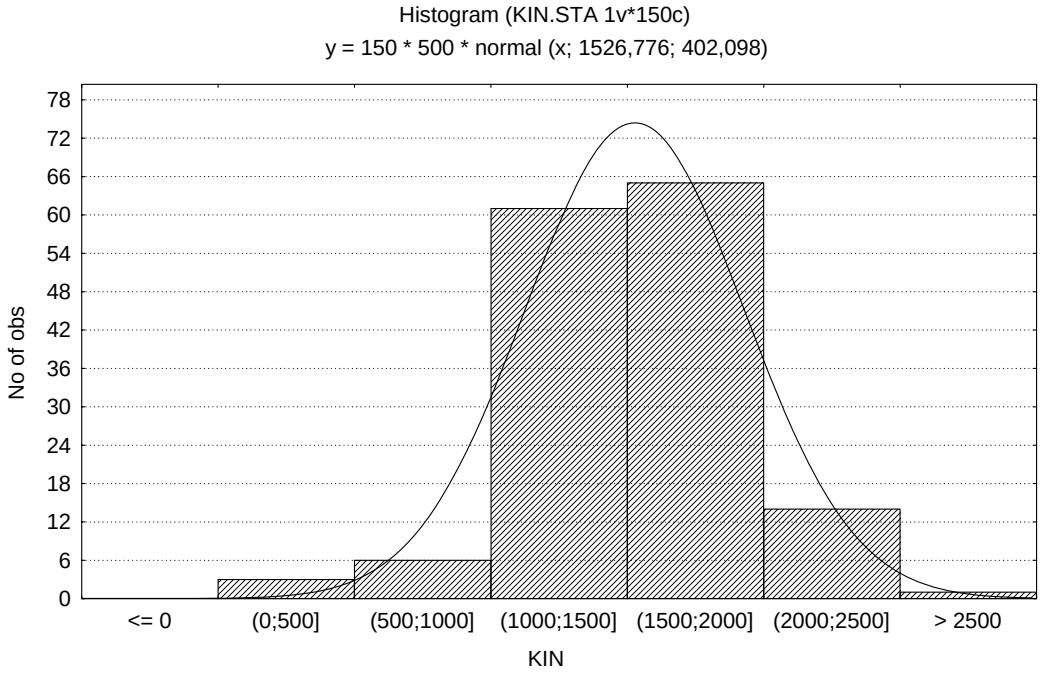


Рисунок 3 – Гистограмма и функция плотности распределения вероятностей коэффициента интенсивности напряжений K_I (МПа√мм)

Задача о растяжении пластины с краевой трещиной решалась с помощью аппарата МКЭ и метода Монте–Карло. В упругой постановке оценивался коэффициент интенсивности напряжений K_I, а в упругопластической постановке оценивался J-интеграл. Как и в предыдущем примере в качестве случайной величины рассматривались длина краевой трещины, задаваемая законом Вейбулла, и напряжения, распределенные по нормальному закону. Статистическое моделирование включало 250 реализаций модели. Статистическая обработка показала, что функция плотности вероятностей $f(K)$ имеет нормальное распределение. Функция плотности распределения вероятностей $f(J)$ хорошо аппроксимируется как нормальным законом распределения вероятностей, так и двухпараметрическим законом Вейбулла (рис. 4)

$$f(J) = \frac{\gamma}{\delta}\left(\frac{J}{\delta}\right)^{\gamma-1} exp\left\{-\left(\frac{J}{\delta}\right)^{\gamma}\right\} \quad (14)$$

Выделить какие-либо предпочтения указанных законов на исследованных массивах данных не удается. На основании этих результатов в качестве базовой модели для функций $f(K)$ и $f(J)$ можно принять нормальное распределение или распределение Вейбулла. Однако данный вопрос требует дальнейшего исследования с учетом роли других случайных переменных, входящих в базовые соотношения для характеристик K и J.

Весьма сложной задачей является моделирование роста трещин. В рассматриваемом контексте она заключается в получении преобразования функций распределений дефектов по схеме

$$f(l_0, t) \to f(l, t), \quad (15)$$

где t_0 – момент времени, для которого определяется исходная дефектность; t – расчетное время.

В литературных источниках данная задача не нашла должного отражения. Основное внимание исследователей сосредоточено на моделировании случайных траекторий $l(t)$ отдельной трещины при случайном нагружении с оценкой вероятностных функций распределений $f(l|t)$ в фиксированный момент времени t или ресурса $f(t|l)$ до достижения заданного размера трещины.

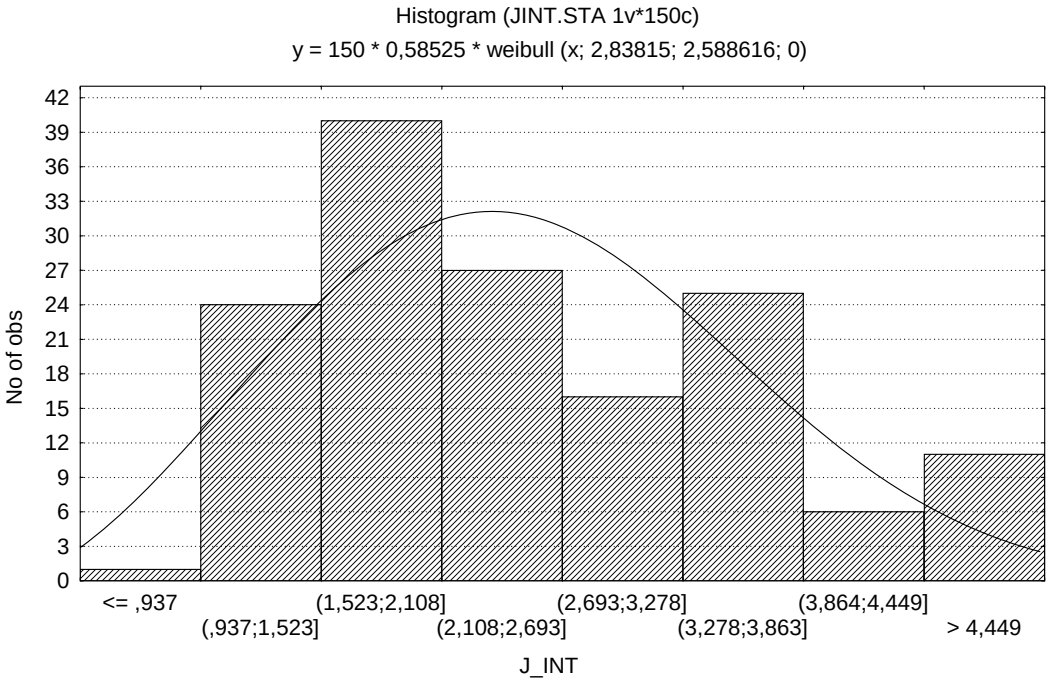


Рисунок 4 – Гистограмма и плотность распределения вероятностей значений *J*-интеграла (Н/мм)

Преобразование (15) можно осуществить по двум схемам: в предположении, что вид функции $f(l,\ t)$ сохраняется во времени, а меняются лишь ее параметры; в предположении, что меняется сам вид функции. В первом случае возможна замена преобразования функции преобразованиями ее параметров. Во втором случае нужно непосредственно решать задачу (15).

Рассмотрим схему с преобразованием параметров. На основании результатов /6/ положим, что функция $f(l, t)$ соответствует двухпараметрическому закону Вейбулла

$$f(l,t) = \frac{\beta}{\theta}\left(\frac{l}{\theta}\right)^{\beta-1} exp\left\{-\left(\frac{l}{\theta}\right)^{\beta}\right\} \qquad (16)$$

Примем в качестве времяпреобразующего фактора этого распределения приращение размера трещины Δl за малый отрезок времени Δt. Как показывают исследования, размеры приращений за малый отрезок времени являются нормально распределенной случайной величиной. Можно показать, что сумма таких приращений за время Δt также будет иметь нормальное распределение. Тогда, полагая, что размер дефекта есть сумма размера исходного дефекта l_0 и приращения трещины Δl, $l(t) = l_0 + \Delta l\ (t)$, для среднего размера m_l и дисперсии D_l дефекта в момент времени $t + \Delta t$ можно записать

$$m_l(t+\Delta t) = m_l(t) + m_l(\Delta t)\,, \qquad (17)$$

$$D_l(t+\Delta t) = D_l(t) + D_l(\Delta t)\,. \qquad (18)$$

Из свойств вейбулловского распределения следует

$$m_l(t) = \theta(t)\Gamma\{1+\beta^{-1}(t)\}\,, \qquad (19)$$

$$D_l(t) = \theta^2(t)[\Gamma\{1+2\beta^{-1}(t)\} - \Gamma^2\{1+\beta^{-1}(t)\}]\,, \qquad (20)$$

где $\Gamma\{x\}$ – гамма-функция.

Отсюда получаем выражение для вычисления параметра $\theta(t)$ в заданный момент времени t

$$\theta(t) = \frac{m_l(0) + m_l(t)}{\Gamma\{1 + \beta^{-1}(t)\}}, \tag{21}$$

где $m_l(0)$ – средний размер исходных дефектов; $m_l(t)$ – средний размер трещин.

Параметр $\beta(t)$ может быть вычислен методом последовательных приближений из соотношения

$$V_l(t) = \frac{[\Gamma\{1 + 2\beta^{-1}(t)\} - \Gamma^2\{1 + \beta^{-1}(t)\}]^{1/2}}{\Gamma\{1 + \beta^{-1}(t)\}}, \tag{22}$$

где $V_l = \sqrt{D_l}/m_l$ – коэффициент вариации размеров дефектов.

Таким образом, для решения задачи прогнозирования плотности $f(l, t)$ достаточно иметь статистические оценки среднего значения $m_l(t)$ и дисперсии $D_l(t)$ размеров трещин.

Другим перспективным направлением вероятностного моделирования роста трещин можно считать использование специальных вероятностных феноменологических моделей. С позиций теории случайных процессов рост трещин можно представить тремя вероятностными моделями: дискретной со случайными приращениями в случайные моменты времени; непрерывной со случайными приращениями на фиксированных отрезках времени; дискретно-непрерывной со случайными приращениями обоих типов. Скачкообразный рост имеет место при циклическом нагружении. Диффузионный и диффузионно-скачкообразный рост реализуются при нагрузках зависящих от времени с неявным характером цикличности, а также в условиях коррозионных повреждений.

Для вероятностного моделирования роста трещин в аналитическом плане наиболее перспективно использовать аппарат теории случайных диффузионных процессов. Для перехода к диффузионным представлениям положим, что приращение Δl размера дефекта l имеет вид

$$\Delta l = l(t + \Delta t) - l(t) = a(l,t)\Delta t + b(l,t)\{w(t + \Delta t) - w(t)\}, \tag{23}$$

где a – коэффициент сноса; b – коэффициент диффузии; w – n-мерная винеровская компонента.

Функции $a(l, t)$ и $b(l, t)$ характеризуют среднюю скорость роста трещины и ее дисперсию. При переходе от (23) к дифференциалам получаем

$$dl_j(t) = a(l,t)dt + b(l,t)dw(t). \tag{24}$$

Модель (24) позволяет записать динамику плотностей распределения дефектов $f(l, t)$ в виде уравнения Фоккера-Планка-Колмогорова

$$\frac{df(l,t)}{dt} = a(l,t)\frac{\partial f(l,t)}{\partial l} + \frac{b(l,t)}{2}\frac{\partial^2 f(l,t)}{\partial l^2}. \tag{26}$$

Следует заметить, что эта модель имеет определенные трудности физической интерпретации параметров. Так, если физический смысл функций a и b вполне определен, то определить смысл компоненты w в рамках существующих представлений механики разрушения весьма сложно. Пока можно полагать, что она отражает микроструктурные флуктуации.

В заключение можно отметить следующее. Рассмотренные вероятностные задачи являются базовыми для формирования как самой вероятностной механики разрушения, так и дальнейшего развития моделей и методов теории надежности и безопасности конструкций технических систем. Для решения этих задач требуется возобновление широких экспериментальных исследований статистических характеристик статической и циклической трещиностойкости сталей и сплавов, а также совершенствование вычислительных моделей и технологий вероятностного анализа напряженно-деформированного состояния конструкций с трещинами и трещиноподобными дефектами.

Список использованных источников

1. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упруго-пластического разрушения. – М.: Наука, 1985. – 503 с.
2. Си Г., Либовиц Г. Математическая теория хрупкого разрушения / Разрушение. Т.2. – М.: Мир, 1975. – С. 83-203.
3. Левин В.А., Морозов Е.М., Матвиенко Ю.Г. Избранные нелинейные задачи механики разрушения. – М.: Физматлит, 2004. – 408 с.
4. Rice J.R., Rosengren G.F. Plane strain deformation near a crack tip in a power low hardening materials // J.Mech.Phys.Solids. – 1968. – V.16. – P. 1-12.
5. Kim Wallin. Master curve analysis of the ‘‘Euro’’ fracture toughness dataset // Engineering Fracture Mechanics, – 2002 – N46, – P. 451-481.
6. Лепихин А.М., Махутов Н.А., Москвичев В.В., Черняев А.П. Вероятностный риск-анализ конструкций технических систем. – Новосибирск: Наука, 2003. – 174 с.

МОДЕЛЬ УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Мошняков М. Г.
СамГТУ, Самара, Россия
E-mail: Mihdeath@mail.ru

MODEL OF CONSOLIDATING OF ALLOY ON BASIS OF ALUMINIUM

Moshnyakov M. G.
SamGTU, Samara, Russia
E-mail: Mihdeath@mail.ru

The model of consolidating of aluminium alloys is presented in the article, for example alloy of D16, due to a senescence. In a model the analogy of degree of consolidating is conducted from distance between excretions and speed of flow of liquid in a pipe depending on a diameter.

В сплаве на основе Al упрочнение создается за счет создания препятствий на пути движения дислокаций. При движении под действием напряжения линия дислокации изгибается около препятствий (например, выделений), принимая характерную волнообразную форму [1].

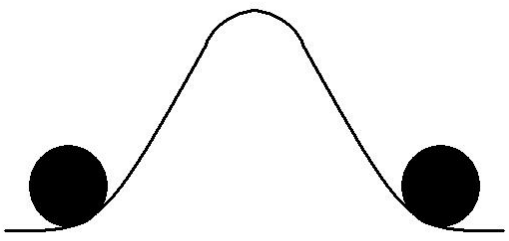


Рисунок 1 – выгибание дислокации около выделений [1].

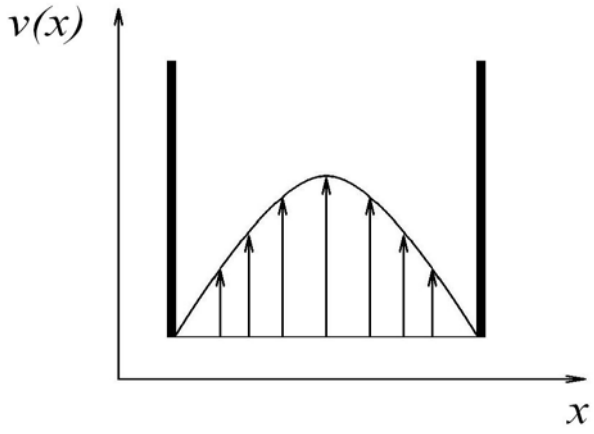


Рисунок 2 – профиль скорости жидкости при течении в трубе

Сравним поведение дислокации с поведением жидкости, текущей в трубе. Известно [2], что за счет трения о стенки трубы профиль скорости жидкости имеет следующий вид

Как видно из рисунков 1 и 2, профиль скорости жидкости напоминает профиль дислокации, изогнутой около выделений. Поэтому можно провести аналогично между течением жидкости в трубе и взаимодействием дислокации с выделениями.

Поток жидкости через трубу определяется формулой Пуазейля, учитывающей трение о стенки трубы

$$\frac{V}{t} = \pi r^4 \frac{\Delta p}{8\eta l} \quad , \tag{1}$$

где V – объем жидкости, прошедшей за время t через трубу, Δp – перепад давления, l – длина трубы, η – вязкость жидкости. С другой стороны поток жидкости может быть записан как

$$\frac{V}{t} = \pi r^2 \nu_c \quad , \tag{2}$$

где ν_c – средняя скорость течения жидкости. Как видно из (1) и (2), средняя скорость равна

$$\nu_c = r^2 \frac{\Delta p}{8\eta l} \quad , \tag{3}$$

т.е. с ростом радиуса трубы скорость движения жидкости возрастает.

Однако следует учесть, что при больших r или большой скорости движения жидкости профиль скорости жидкости будет иметь вид

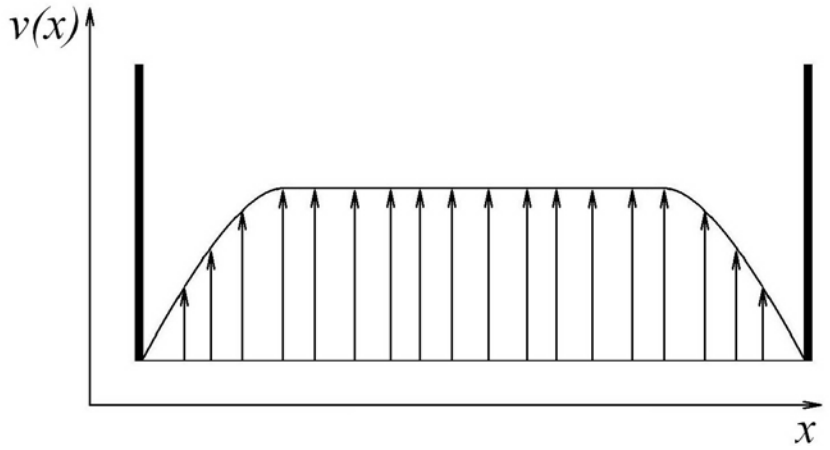


Рисунок 3 – профиль скорости жидкости при большом радиусе трубы

В этом случае трение о стенки будет играть несущественную роль в движении жидкости, основную роль будут иметь процессы турбулентности (перемешивания слоев жидкости) поэтому если мы хотим, что бы трение о стенки заметно влияло на движение жидкости, то, следовательно, диаметр трубы должен быть достаточно малым.

С другой стороны, сила вязкого трения жидкости равна

$$F = \eta \frac{\Delta v}{\Delta x} S \quad , \tag{4}$$

где S – площадь контакта двух соседних слоев. Считается, что площадь контакта двух соседних слоев равна

$$S \approx 2\pi x l \quad . \tag{5}$$

Получаем что чем больше диаметр трубы (при течении жидкости с трением о стенки), тем больше будет внутреннее трение. Поэтому размер трубы не должен быть слишком ма-

лым. Характер течения жидкости определяется безразмерным параметром – числом Рейнольдса Re, которое равно

$$\mathrm{Re} = \frac{2\rho r v_c}{\eta} \quad , \tag{6}$$

где ρ – плотность жидкости. Чтобы вязкость играла существенную роль, необходимо чтобы

$$\mathrm{Re} << 1 \quad . \tag{7}$$

Примем для определенности, что

$$\mathrm{Re} \approx 0{,}1 \quad , \tag{8}$$

откуда получаем, что

$$\frac{2\rho r v_c}{\eta} \approx 0{,}1 \quad , \tag{9}$$

или с учетом формулы (3),

$$\frac{2\rho r^3 \Delta p}{8\eta^2 l} \approx 0{,}1 \quad . \tag{10}$$

Следовательно, трение о стенки трубы будет самым заметным при условии

$$r^3 \approx \frac{\eta^2 l}{\rho \Delta p} \quad , \tag{11}$$

Перейдем от течения жидкости к движению дислокации в кристалле с выделениями. Течение жидкости без перемешивания слоев является аналогом сдвиговой деформации, которая происходит под действием силы

$$F \approx G\varphi S \quad , \tag{12}$$

где G – модуль сдвига, φ – угол сдвига. Сравнивая формулы (4) и (12), можно заметить, что для перехода от течения жидкости к сдвигу твердого тела нужно перейти от величины вязкости η к величине $G\frac{\Delta x}{\Delta v}$. Если Δx – это толщина одного слоя жидкости, то для твердого тела можно принять, что Δx равна вектору Бюргерса b.

С учетом выше изложенного

$$r^3 \approx \frac{G^2 b^2 l}{\rho \Delta v^2 \Delta p} \quad . \tag{13}$$

Исходя из уравнения Бернулли

$$\frac{\rho v_1^2}{2} + p_1 = \frac{\rho v_2^2}{2} + p_2 \quad , \tag{14}$$

получаем, что

$$\rho \frac{\Delta v^2}{2} = \Delta p \quad . \tag{15}$$

Следовательно

$$r^3 \approx \frac{G^2 b^2 l}{\Delta p^2} \quad . \tag{16}$$

Считая, что $L \approx r$, имеем

$$r^2 \approx \frac{G^2 b^2}{\Delta p^2} \quad . \tag{17}$$

В твердом теле дислокация движется под действием механических напряжений, так же как жидкость движется под действием перепада давления в трубе. Поэтому можно заменить Δp на напряжение σ, в результате получим

$$r^2 = \frac{G^2 b^2}{\sigma^2} \quad . \tag{18}$$

Окончательно имеем

$$r = \frac{Gb}{\sigma} \quad . \tag{19}$$

Таким образом, согласно нашим рассуждениям, сопротивление движению дислокации будет максимальным, если дислокация взаимодействует с выделениями, расстояние между которыми определяется выражением (19).

Полученная нами формула совпадает с выражением, полученным Набарро и Моттом [1] при рассмотрении вопроса упрочнения твердого раствора на основе Al частицами выделений. Согласно расчетам указанных авторов, упрочнение сплава Al–Cu будет максимальным, если в нем образуются зоны Гинье-Престона, расположенные на расстояниях, определяемых по формуле (19). Поэтому проведенные нами рассуждения позволили нам правильно оценить условия максимального упрочнения алюминиевого сплава.

Известно что границы меду матрицей и выделениями могут быть когерентными, полукогерентными и некогерентными [3]. Определим, оставаясь в рамках предложенной модели, какой случай течения жидкости соответствует тому или иному виду границ.

Если граница когерентная, то это означает, что все атомы выделения имеют явно выраженную связь с атомами матрицы. Рассмотрим, какому виду течения жидкости это соответствует.

При ламинарном течении жидкости с малой скоростью профиль скорости жидкости (рисунок 2) обусловлен взаимодействием всех слоев жидкости со стенкой трубы посредством вязкого трения слоев друг о друга. Иначе говоря, все слои жидкости имеют явно выраженную связь со стенкой трубы. Поэтому этот случай является аналогией наличия когерентной границы меду матрицей и выделениями.

Если течение жидкости становится турбулентным (рисунок 3), то в этом случае нет явно выраженной связи слоев в центральной части трубы со стенкой трубы. Поэтому этот случай можно считать аналогией наличия некогерентной границы между матрицей и выделениями.

Максимальное упрочнение алюминиевых сплавов достигается при наличии зон Гинье-Престона, имеющих когерентную границу с матрицей. Согласно нашим рассуждениям, максимальное упрочнение сплава также должно при наличии когерентных границ, являющихся аналогией вязкого течения жидкости с небольшими скоростями. Поэтому выводы, вытекающие из нашей модели, согласуются с экспериментальными данными. Это дает нам право утверждать, что предлагаемая нами модель может быть использована при рассмотрении процессов упрочнения алюминиевых сплавов.

Список использованных источников

1. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. -627с.
2. ЛОйцанский Л.Г. Механика жидкости и газа. – М. Наука, 1970. -904с.
3. Уманский Я.С., Скаков Ю.А. Физика металлов. – М.:Атомиздат, 1978. -352с.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ ОБЪЕМНОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Картанова А. Дж. [1], **Сулайманова С. М.** [1], **Рудаев Я. И.** [2]
[1)] *Кыргызский государственный университет строительства, транспорта и архитектуры, г.Бишкек, Кыргызстан*
[2)] *Кыргызско- Российский славянский университет, г.Бишкек, Кыргызстан*
E-mail: rudaev36@mail.ru

TECHNOLOGICAL PROBLEMS VOLUMETRIC DEFORMATION WITH USE SUPERPLASTICITY

Kartanova A. D.[1], **Sulaimanova S. M.**[1], **Rudaev Ya. I.**[2]
[1)] *Kyrgyz State University of construction, building, transport and architecture, Bishkek, Kyrgyzstan*
[2)] *Kyrgyz-Russian Slavic University, Bishkek, Kyrgyzstan*
E-mail: rudaev36@mail.ru

In work are discussed possibility of control technological process volumetric deformation with use superplasticity. On example of the analytical decision isothermic problems of the direct pressing aluminum twig round section in cone-shaped matrix are installed thermomechanics conditions, under which on output from matrix possible to get the half-finished item with qualitative structured characteristics.

Технологические процессы обработки металлов давлением сопровождаются возникновением развитых пластических деформаций. Традиционные методы формоизменения основаны, как правило, на мощном силовом воздействии на штампуемый материал. Использование сверхпластичности по существу впервые создает возможность применить уникальные свойства металлов и сплавов, заключающиеся в резком снижении сопротивления деформированию в определенных термомеханических режимах.

Математическая формулировка и решение технологических задач с использованием сверхпластичности встречается с серьезными трудностями. В конкретных технологических процессах объемного деформирования наличие сверхпластичности можно установить лишь косвенным путем. Очаг деформации не удается, как правило, полностью перевести в сверхпластическое состояние из-за неоднородности полей температур и скоростей деформаций. Изотермические условия в оптимальном, с точки зрения сверхпластичности, температурном режиме вносят определенные упрощения, поскольку ответственность за осуществление эффекта перекладывается на поле скоростей деформаций. В соответствие со скоростными ограничениями в очаге деформации появляются, помимо сверхпластической, области высокотемпературной ползучести и термопластичности. Последнее подчеркивает необходимость формулировки условий реализации эффекта и разработки моделей, адекватно отражающих опытные данные [1]. В качестве примера использования предложенных в [1] соотношений рассматривается аналитическое решение изотермической задачи прямого прессования алюминиевого прутка круглого сечения в условиях сверхпластичности.

Методами горячего прессования в настоящее время изготавливается достаточно широкий сортамент изделий: прутки диаметром 0,003...0,25 м, трубы диаметром 0,02...0,56 м (с толщиной стенки (1,5...5) $\cdot 10^{-3}$ м) и самые разнообразные профили [2].

Прессование чаще применяют [2] для обработки цветных металлов и, реже, стали, причем прессуются и слитки, и деформированный металл. Указанный процесс обусловлен сравнительно низкими значениями температуры обработки и требуемых усилий. Использование сверхпластичности открывает новые возможности в изготовлении прутков, в том числе с ультрамелкозернистой структурой. При этом не исключается вероятность прессования слитков.

1. Постановка задачи

Рассмотрим задачу установления энергосиловых и кинематических параметров процесса изотермического горячего прессования круглого прутка с использованием сверхпластичности.

В качестве определяющих принимаются [3] соотношения упругопластических процессов малой кривизны

$$\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_0 = \frac{2\sigma_u}{3\dot{\varepsilon}_u}\dot{\varepsilon}_{ij}, \tag{1.1}$$

где $\sigma_{ij}, \dot{\varepsilon}_{ij}$ – компоненты тензоров напряжений и скоростей деформаций; σ_0 – среднее напряжение; σ_u, $\dot{\varepsilon}_u$ – интенсивности напряжений и скоростей деформации.

Зависимость между интенсивностями напряжений и скоростей деформаций, представима [1] в виде

$$\sigma_u = 1 + m_0\left(\dot{\varepsilon}_u - 1\right)^3 + \beta\left(\dot{\varepsilon}_u - 1\right). \tag{1.2}$$

Здесь β – управляющий параметр, который при изотермическом деформировании остается постоянной величиной, причем при сверхпластичности $\beta < 0$.

Соотношения (1.1), (1.2) пригодны [1] для исследования технологических процессов высокотемпературного формообразования полуфабрикатов из промышленных алюминиевых сплавов, включая режимы сверхпластичности. Укажем, что в зависимостях (1.1), (1.2) составляющие напряжений и скоростей деформаций приняты отнесенными соответственно внутренним параметрам состояния $\sigma^*, \dot{\varepsilon}^*$ [1].

В основу постановки задачи положено исследование течения металла в коническом сходящемся канале, считающееся радиальным [4].

Примем, как и в [5], сферическую систему координат $(r\ \alpha\ \varphi)$, причем начало координат разместим в вершине конуса (рис. 1). Зависимости между декартовыми и сферическими координатами имеют вид

$$x = r\cos\alpha\cos\phi;\ y = r\cos\alpha\sin\phi, z = r\sin\phi\ . \tag{1.3}$$

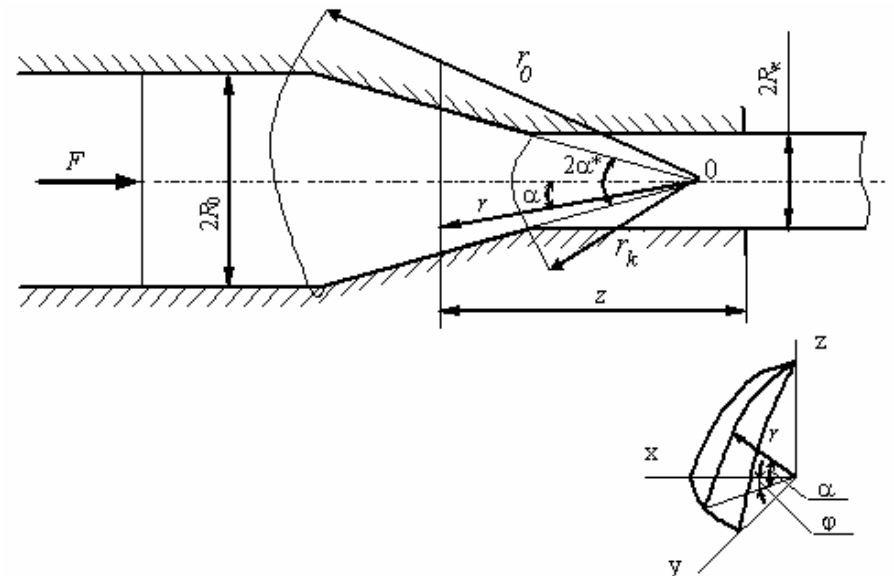


Рисунок 1 – Схема прессования круглого прутка в конической матрице

Условие радиальности течения металла приемлемо согласует экспериментальные и теоретические данные в случае длинных матриц [5]. При принятом допущении [4] дифференциальные уравнения равновесия в сферической системе координат запишутся так:

$$\frac{\partial\sigma_\rho}{\partial\rho}+\frac{1}{\rho}\frac{\partial\tau_{\rho\alpha}}{\partial\alpha}+\frac{1}{\rho}\left[2\sigma_\rho-\left(\sigma_\alpha+\sigma_\varphi\right)+\tau_{\rho\alpha}\mathrm{ctg}\alpha\right]=0;$$
$$\frac{\partial\tau_{\rho\alpha}}{\partial\rho}+\frac{1}{\rho}\frac{\partial\sigma_\alpha}{\partial\alpha}+\frac{1}{\rho}\left[3\tau_{\rho\alpha}+\left(\sigma_\alpha-\sigma_\varphi\right)\mathrm{ctg}\alpha\right]=0. \qquad (1.4)$$

где $\sigma_\rho,\sigma_\alpha,\sigma_\phi,\tau_{\rho\alpha}$ - компоненты тензора напряжений; $\rho = r/R_0$, где R_0 – радиус контейнера (рис.1).

Составляющие скоростей деформаций и перемещений связаны соотношениями

$$\dot\varepsilon_\rho=\frac{\partial\upsilon_\rho}{\partial\rho};\quad \dot\varepsilon_\varphi=\dot\varepsilon_\alpha=\frac{\upsilon_\rho}{\rho};\quad \dot\gamma_{\rho\alpha}=\frac{1}{\rho}\frac{\partial\upsilon_\rho}{\partial\alpha}.; \qquad (1.5)$$

причем $\dot\varepsilon_\rho,\dot\varepsilon_\alpha,\dot\varepsilon_\phi,\dot\gamma_{\rho\alpha}$ – скорости деформаций, а компонента скорости радиального перемещения (v_ρ) принята отнесенной к величине $\dot\varepsilon^* R_0$.

Условие несжимаемости материала в скоростях будет иметь вид

$$\dot\varepsilon_\rho+\dot\varepsilon_\varphi+\dot\varepsilon_\alpha=0. \qquad (1.6)$$

К статическим (1.4) и геометрическим (1.5) уравнениям добавим определяющие соотношения (1.1). Зависимость между интенсивностями напряжений и скоростей деформаций представлена формулой (1.2), причем [5] имеем

$$\sigma_u=\left[\left(\sigma_\rho-\sigma_\alpha\right)^2+3\tau_{\rho\alpha}^2\right]^{1/2};\qquad \dot\varepsilon_u=3^{-1/2}\left[\frac{4}{3}\left(\dot\varepsilon_\rho-\dot\varepsilon_\varphi\right)^2+\dot\gamma_{\rho\alpha}^2\right]^{1/2}. \qquad (1.7)$$

Граничные условия будем формулировать в процессе решения задачи.

2. Основное уравнение задачи

После подстановки (1.5) в (1.6) получаем дифференциальное уравнение для определения скорости радиального перемещения

$$\frac{\partial\upsilon_\rho}{\partial\rho}+2\frac{\upsilon_\rho}{\rho}=0. \qquad (2.1)$$

Решение уравнения (2.1) следующее

$$\upsilon_\rho=-\frac{K(\alpha)}{\rho^2}, \qquad (2.2)$$

причем $K(\alpha)$ произвольная функция угла α, подлежащая определению.

Воспользовавшись (1.5), (2.2), можем записать формулы для безразмерных скоростей деформаций

$$\dot\varepsilon_\rho=\frac{2K(\alpha)}{\rho^3};\quad \dot\varepsilon_\alpha=\dot\varepsilon_\varphi=-\frac{K(\alpha)}{\rho^3};\quad \dot\gamma_{\rho\alpha}=-\frac{K'(\alpha)}{\rho^3}, \qquad (2.3)$$

Зависимости (1.1) с учетом (2.3), а также (1.7) могут быть переписаны так

$$\sigma_\rho=\sigma_0+\frac{4}{3}T(\alpha,\rho)K(\alpha);\quad \sigma_\alpha=\sigma_\varphi=\sigma_0-\frac{2}{3}T(\alpha,\rho)K(\alpha);$$
$$\tau_{\rho\alpha}=-\frac{1}{3}T(\alpha,\rho)K'(\alpha);\quad 3\sigma_0=\sigma_\rho+\sigma_\alpha+\sigma_\varphi; \qquad (2.4)$$
$$T(\alpha,\rho)=\left(1-m_0-\beta\right)L^{-1/2}+\frac{3m_0+\beta}{\rho^3}-\frac{3m_0L^{1/2}}{\rho^6}+\frac{m_0L}{\rho^9},$$

где $$L=L(\alpha)=\frac{1}{3}\left[12K^2(\alpha)+K'^2(\alpha)\right]. \qquad (2.5)$$

Из соотношений (2.2),...,(2.5) следует, что составляющие напряжений, скоростей деформаций и перемещений как функции координат (ρ,α) будут установлены, если станет из-

вестным явное выражение функции $K = K(\alpha)$, которую назовем разрешающей. Для определения указанной функции подставим в уравнения равновесия (1.4) напряжения (2.4). Найденные при этом значения $\partial\sigma_0 / \partial\rho$ и $\partial\sigma_0 / \partial\alpha$ продифференцируем соответственно по α и ρ, приравняв друг другу. После некоторых несложных, но громоздких преобразований, для определения разрешающей функции $K = K(\alpha)$ получим следующее дифференциальное уравнение

$$K'''(\alpha) + K''(\alpha)ctg\alpha + K'(\alpha)\left[6 - (1/\sin^2\alpha)\right] = 0 \qquad 2.6)$$

Путем двойной подстановки (2.6) приводится к гипергеометрическому уравнению, интегрирование которого дает

$$K(\alpha) = \frac{C_1}{2}\sin^2\alpha - C_2\left[(1-\sin^2\alpha)\ln tg\frac{\alpha}{2} + \frac{3}{2}\cos\alpha\right] + C_3. \qquad (2.7)$$

Входящие в (2.7) постоянные интегрирования должны быть установлены из граничных условий. На рассматриваемом этапе решения задачи имеем следующие два краевых условия

$$\tau_{\rho\alpha}\big|_{\alpha=0} = 0; \qquad S = -\chi\tau_{\max}\big|_{\alpha=\alpha^*}, \qquad (2.8)$$

где S – интенсивность сил трения на контакте матрицы и деформируемого материала $(\alpha = \alpha^*)$, $\tau_{\max}$ – максимальное касательное напряжение; χ – коэффициент пропорциональности, определяемый экспериментально [5].

Первое условие (2.8) равносильно в соответствии с (2.4) равенству $K'(0) = 0$. С учетом этого имеем $C_2 = 0$.

Второе условие (2.8), если напомнить, что интенсивность сил трения равна касательному напряжению $\left(S\big|_{\alpha=\alpha^*} = \tau_{\rho\alpha}\big|_{\alpha=\alpha^*}\right)$, дает

$$C_3 = \frac{C_1}{2}\Psi(\alpha^*, \chi), \qquad (2.9)$$

причем $\Psi = \Psi(\alpha^*, \chi)$ есть

$$\Psi = \frac{1}{3\chi}\left(1-\chi^2\right)^{1/2}\sin 2\alpha^* - \sin^2\alpha^*. \qquad (2.10)$$

Теперь для функции $K = K(\alpha)$ можем записать

$$K(\alpha) = \frac{C_1}{2}\left(\sin^2\alpha + \Psi\right) \qquad (2.11)$$

В формулу (2.11) входит неустановленная еще константа C_1, для определения которой следует проанализировать поле скоростей деформаций.

3. Скорости перемещений и деформаций

Считаем [5], что очаг деформации ограничен конической поверхностью матрицы и двумя поверхностями разрыва скоростей, представляющих поверхности вращения (рис. 1). При этом полагаем, что на поверхности разрыва скоростей $\rho_K = \rho_K(\alpha)$ равнодействующая всех сил равна нулю, вследствие чего

$$\int_0^{\alpha} \sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_K}\rho_K^2\sin\alpha\cos\alpha\,d\alpha = 0. \qquad (3.1)$$

Здесь неопределенным является уравнение поверхности $\rho_K = \rho_K(\alpha)$, как, впрочем, и поверхности $\rho_0 = \rho_0(\alpha)$ (рис. 1), необходимого для вычисления безразмерного усилия прессования, определяемого так

$$F = -\int_0^{\alpha} \sigma_\rho \Big|_{\rho=\rho_o} \rho_0^2 \sin\alpha \cos\alpha \, \mathrm{d}\alpha \,. \tag{3.2}$$

Следуя [4,6], запишем уравнения поверхностей разрыва скоростей. На выходе из контейнера функция $\rho_0 = \rho_0(\alpha)$ имеет вид

$$\rho_0 = \left\{ \frac{C_1 \left[2 + 3\Psi - 3(1+\Psi)\cos\alpha + \cos^3\alpha \right]}{3\upsilon_0 \sin^2\alpha} \right\}^{1/2}, \tag{3.3}$$

где $\Psi = \Psi(\alpha^*, \chi)$ определяется формулой (2.10).

Аналогично (3.3) получаем уравнение для поверхности разрыва скоростей на выходе из матрицы в форме

$$\rho_K = \left\{ \frac{C_1 \left[2 + 3\Psi - 3(1+\Psi)\cos\alpha + \cos^3\alpha \right]}{3\upsilon_K \sin^2\alpha} \right\}^{1/2}, \tag{3.4}$$

причем υ_0, υ_K – соответственно нормированные средние скорости перемещения металла в контейнере и на выходе из матрицы.

Запишем теперь выражение для секундного объема материала

$$W_c = \iint_A \upsilon_\rho \, \mathrm{d}A \,, \tag{3.5}$$

где A – площадь сечения матрицы при произвольном радиусе $\rho \in]\rho_K, \rho_0[$, υ_ρ – как и выше, скорость радиального перемещения.

Далее считаем, что объем (3.5) проходит через поверхность разрыва скоростей $\rho_0 = \rho_0(\alpha)$. Подставим в (3.5) формулы (2.2), (2.11). Если учесть, что v_0 рассматривается как средняя скорость течения металла на поверхности разрыва скоростей на границе контейнера и матрицы, то, используя теорему о среднем, несложно получить значение постоянной C_1 и, как следствие, записать окончательное выражение для определения разрешающей функции

$$K(\alpha) = \frac{3\upsilon_0}{2\bar{\Psi}} \left(\sin^2\alpha + \Psi \right), \tag{3.6}$$

причем $\Psi = \Psi(\alpha^*, \chi)$, дается формулой (2.10), а для $\bar{\Psi} = \bar{\Psi}(\alpha^*, \chi)$ получаем

$$\bar{\Psi} = \frac{\sin^2\alpha^* + 3\Psi}{\sin\alpha^*} = 2\left(\frac{\sqrt{1-\chi^2}}{\chi} \cos\alpha^* - \sin\alpha^* \right). \tag{3.7}$$

Компоненты скоростей перемещений и деформаций теперь представимы следующими зависимостями

$$\upsilon_\rho = -\frac{3\upsilon_0}{2\rho^2\bar{\Psi}} \left(\sin^2\alpha + \Psi \right); \quad \dot{\varepsilon}_\rho = \frac{3\upsilon_0}{\rho^3\bar{\Psi}} \left(\sin^2\alpha + \Psi \right);$$

$$\dot{\varepsilon}_\alpha = \dot{\varepsilon}_\varphi = -\frac{3\upsilon_0}{2\rho^3\bar{\Psi}} \left(\sin^2\alpha + \Psi \right); \quad \dot{\gamma}_{\rho\alpha} = -\frac{3\upsilon_0}{4\rho^3\bar{\Psi}} \sin 2\alpha \,. \tag{3.8}$$

4. К определению компонент напряжений

Интегрированием первого дифференциального уравнения равновесия (1.4) с привлечением соотношений (2.4), (2.5) можно установить поле напряжений, соответствующее процессу формообразования. Формулы для составляющих напряжений приведем в окончательном виде, удобном для дальнейшего использования. Имеем

$$\sigma_\rho = \frac{1}{3} \left\{ (1 - m_0 - \beta) L^{-1/2} \left[\left(-\frac{1}{2} \frac{L'K'}{L} + \varphi \right) \ln\frac{\rho}{\rho_k} - 6K \right] \right\} +$$

$$+\frac{1}{3}\left[-\frac{3m_0+\beta}{3}\varphi\left(\frac{1}{\rho^3}-\frac{1}{\rho_k^3}\right)+6\left(3m_0+\beta\right)\frac{K}{\rho_k^3}+\frac{m_0}{2}L^{1/2}\left(-\frac{1}{2}\frac{L'K'}{L}+\varphi\right)\times\right.$$

$$\left.\times\left(\frac{1}{\rho^6}-\frac{1}{\rho_k^6}\right)-18m_0L^{1/2}\frac{K}{\rho_k^6}-m_0L\left(\frac{L'K'}{L}+\varphi\right)\left(\frac{1}{\rho^9}-\frac{1}{\rho_k^9}\right)+6m_0L\frac{K}{\rho_k^9}\right]; \qquad (4.1)$$

$$\sigma_\alpha=\sigma_\varphi=\frac{1}{3}\left[\left(1-m_0-\beta\right)L^{-1/2}\left(-\frac{1}{2}\frac{L'K'}{L}+\varphi\right)\ln\frac{\rho}{\rho_k}-\right.$$

$$-\frac{3m_0+\beta}{3}\left(\varphi+18K\right)\left(\frac{1}{\rho^3}-\frac{1}{\rho_k^3}\right)+m_0L^{1/2}\left(\frac{1}{2}\frac{L'K'}{L}+\varphi+36K\right)\times$$

$$\left.\times\left(\frac{1}{\rho^6}-\frac{1}{\rho_k^6}\right)-\frac{m_0}{9}L\left(\frac{L'K'}{L}+\varphi+54K\right)\left(\frac{1}{\rho^9}-\frac{1}{\rho_k^9}\right)\right];$$

$$\tau_{\rho\alpha}=\frac{1}{3}\left[-\left(1-m_0-\beta\right)L^{-1/2}K'-\left(3m_0+\beta\right)\frac{K'}{\rho^3}+3m_0L^{1/2}\frac{K'}{\rho^6}-m_0L\frac{K'}{\rho^9}\right].$$

Здесь

$$\phi(\alpha)=K''+K'ctg\alpha-12K\,, \qquad (4.2)$$

причем $L(\alpha),K(\alpha)$ определяются соответственно выражениями (2.5), (3.6), а для $\rho_k=\rho_k\left(\alpha\right)$ получено (3.4).

Остается неиспользованным граничное условие (3.1), которое подстановкой $\sigma_\rho\big|_{\rho=\rho_k}$ (4.1) и $K=K\left(\alpha\right)$ (3.6) приводится к кубическому уравнению

$$a_0\left(\alpha^*\right)+a_1\left(\alpha^*\right)\mu+a_2\left(\alpha^*\right)\mu^2+a_3\left(\alpha^*\right)\mu^3=0. \qquad (4.3)$$

Здесь введено обозначение

$$\mu=\upsilon_0\Lambda^3\left(3\overline{\Psi}\right)^{1/2}, \quad (\ \Lambda=\rho_0/\rho_k=(v_k/v_0)^{1/2}), \qquad (4.4)$$

коэффициенты a_i уравнения (4.4) соответственно равны

$$a_0\left(\alpha^*\right)=-\left(1-m_0-\beta\right)\int\limits_{\cos^2\alpha^*}^{1}H_1\left(u\right)H_2\left(u\right)H^{-1/2}\left(u\right)\mathrm{d}u;$$

$$a_1\left(\alpha^*\right)=-\left(3m_0+\beta\right)\int\limits_{\cos^2\alpha^*}^{1}H_1^{-1/2}\left(u\right)H_2\left(u\right)\mathrm{d}u; \qquad (4.5)$$

$$a_2\left(\alpha^*\right)=-3m_0\int\limits_{\cos^2\alpha^*}^{1}H_2\left(u\right)H^{-1/2}\left(u\right)H_1^{-2}\left(u\right)\mathrm{d}u;$$

$$a_3\left(\alpha^*\right)=m_0\int\limits_{\cos^2\alpha^*}^{1}H_2\left(u\right)H\left(u\right)H_1^{-7/2}\left(u\right)\mathrm{d}u,$$

где $u=\cos^2\alpha$, функции $H\left(u\right),\ H_1\left(u\right),\ H_2\left(u\right)$ имеют вид

$$H\left(u\right)=2u^2-\left(5+6\Psi\right)u+3\left(1+\Psi\right)^2; \qquad H_1\left(u\right)=\frac{u^{3/2}-3\left(1+\Psi\right)u^{1/2}+2+3\Psi}{1-u}; \qquad (4.6)$$

$$H_2\left(u\right)=u-1-\Psi,$$

а значение Ψ определяется формулой (2.10).

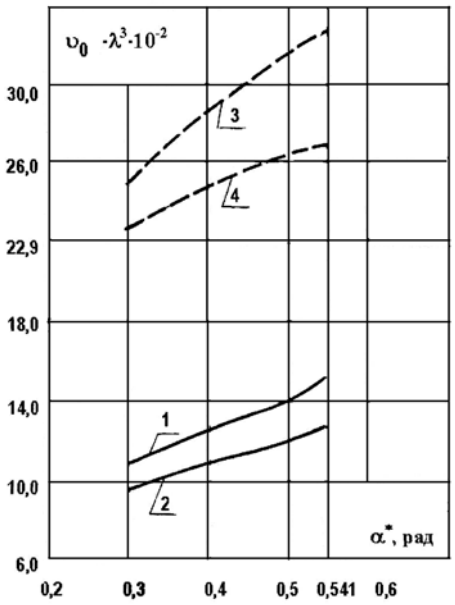


Рисунок 2 – Зависимость скорости прессования от угла α* при β= –0.1561; χ=0,3 (кривые 2 и 4), (кривые 1 и 3); χ=0,5

На рис. 2 пунктирными линиями (3,4) представлены результаты численного решения кубического уравнения (4.3) в виде графиков $v_0\Lambda^3 \sim \alpha^*$. При конкретных расчетах было принято $m_0 = 0,3333$. При этом считается, что процесс прессования происходит в термических условиях сверхпластичности (β = -0,1561).

Принятые для расчета числовые данные взяты для сплава АМг5 [1]. Соотношением (4.4) устанавливается зависимость скорости перемещения металла в контейнере от геометрических, технологических и термических параметров процесса прессования.

5. Вычисление усилия прессования

Для вычисления силы прессования воспользуемся формулой (3.2), которая в соответствии с принятыми обозначениями представлена в безразмерной форме. После подстановки в (3.2) первой формулы (4.1), а также зависимости (3.6), для безразмерного усилия прессования получаем

$$F = \frac{1}{\Psi}\left[B_0\left(\Lambda,\alpha^*\right) + B_1\left(\Lambda,\alpha^*\right)\tilde{\lambda} + B_2\left(\Lambda,\alpha^*\right)\tilde{\lambda}^2 + B_3\left(\Lambda,\alpha^*\right)\tilde{\lambda}^3\right]. \qquad (5.1)$$

Здесь положено

$$B_0\left(\Lambda,\alpha^*\right) = \left(1-m_0-\beta\right)\left\{\left[\int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H_1(u)H_4(u)H^{-1/2}(u)\,\mathrm{d}u - \right.\right.$$

$$\left.\left. - \int_{\cos^2\alpha^*}^{1} \left(u^2-u\right)H_1(u)H_3(u)H^{-3/2}(u)\,\mathrm{d}u\right]\ln\Lambda + +3\int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H_1(u)H_2(u)H^{-1/2}(u)\,\mathrm{d}u\right\};$$

$$B_1\left(\Lambda,\alpha^*\right) = -\frac{3m_0+\beta}{3}\left[\left(1-\Lambda^3\right)\int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H_4(u)H_1^{-1/2}(u)\,\mathrm{d}u + +9\Lambda^3\int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H_2(u)H_1^{-1/2}(u)\,\mathrm{d}u\right];$$

$$B_2\left(\Lambda,\alpha^*\right) = \frac{m_0}{2}\left\{\left(1-\Lambda^6\right)\left[\int_{\cos^2\alpha^*}^{1}\left(u^2-u\right)H_3(u)H^{-1/2}(u)\,\mathrm{d}u + \right.\right.$$

$$\left.\left. + \int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H^{1/2}(u)H_4(u)H_1^{-2}(u)\,\mathrm{d}u\right] + 18\Lambda^6\int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H^{1/2}(u)H_2(u)H_1^{-2}(u)\,\mathrm{d}u\right\}; \qquad (5.2)$$

$$B_3\left(\Lambda,\alpha^*\right) = -m_0\left\{\left(1-\Lambda^6\right)\left[\int_{\cos^2\alpha^*}^{1}\left(u^2-u\right)H_3(u)H_1^{-7/2}(u)\,\mathrm{d}u + \right.\right.$$

$$\left.\left. + \int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H(u)H_4(u)H_1^{-7/2}(u)\,\mathrm{d}u\right] + 3\Lambda^9\int_{\cos^2\alpha^*}^{1} H(u)H_2(u)H_1^{-7/2}(u)\,\mathrm{d}u\right\},$$

причем через $\tilde{\lambda}$ обозначено

$$\tilde{\lambda} = \mu/\Lambda^3\ , \qquad (5.3)$$

кроме этого,

$$H_3(u) = 4u - \left(5+6\Psi\right); \quad H_4(u) = 9u - \left(7+6\Psi\right), \qquad (5.4)$$

где, как и выше, $\Lambda = \rho_0 / \rho_k; H(u); H_1(u); H_2(u)$ определяются формулами (4.6), а для $\Psi, \bar{\Psi}$ получено (2.10),(3.7).

Таким образом, найдено решение граничной задачи прессования круглого прутка в конической матрице в изотермических условиях. Установлены явные выражения для скоростей перемещений и деформаций, определено поле напряжений и записана формула для вычисления усилия прессования. Следует отметить, что усилие существенным образом зависит от термомеханических параметров деформируемого материала, скорости прессования, условий на контакте материала и стенки матрицы. Графики зависимости усилия прессования F от угла α^* представлены на рис.3 *а, б* пунктирными линиями (3, 4) и отвечают параметрам процесса для сплава АМг5.

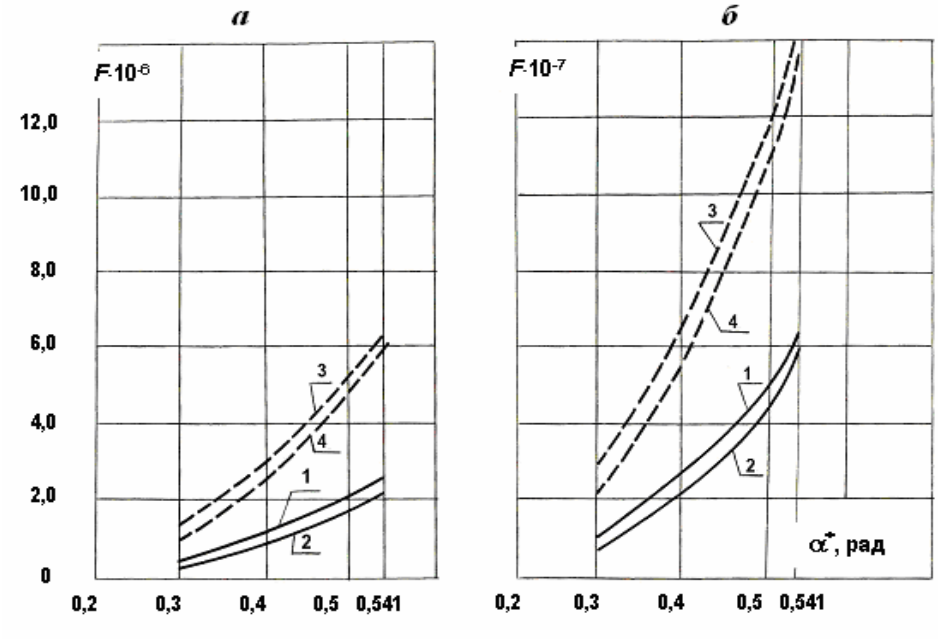


Рисунок 3– Зависимость усилия прессования от угла α^* при β= –0.1561; *а*) Λ = 1,5; χ=0,3 (кривая 1); χ=0,5 (кривая 2); *б*) Λ = 2,5; χ=0,3 (кривая 1); χ=0,5 (кривая 2); пунктирные линии соответствуют усилиям прессования без оптимизации (кривая 3– χ=0,3; кривая 2– χ=0,5).

6. Об оптимизации процесса прессования при использовании сверхпластичности

Трудности, встречаемые при математической формулировке и решении технологических задач объемного формоизменения с применением сверхпластичности, обсуждены выше. Поэтому целесообразно выработать технологическую стратегию [7] с обеспечением оптимальности некоторых критериев.

Нельзя не согласиться с мнением [8], утверждающим, что из множества общепризнанных критериев оптимальности выбирается лишь один из них или априорно задается путь приведения их к единственному критерию.

Использование сверхпластичности способствует выдвижению нетрадиционных критериев оптимизации.

Так, на изменение силовых, термических и кинематических параметров процесса очаг деформации откликается изменением объема и расположения области сверхпластичности, которая, понятно, составляет часть очага деформации. Иными словами, при таком подходе оптимизационная задача разбивается на две части. В первой из них определению подлежат условия, при которых объем зоны сверхпластичности будет максимальным. Вторая сторона задачи состоит в обеспечении оптимального расположения указанной зоны в очаге деформации.

Будем считать температуру процесса выбранной оптимально, т.е., по крайней мере, не выходящей за термический диапазон реализации эффекта сверхпластичности. Исключив температуру, обратим внимание на анализ поля скоростей деформаций, внешней характеристикой которого может служить средняя скорость прессования υ_0 – управляющая переменная [8].

В качестве целевой функции выбираем объем зоны сверхпластичности в очаге деформации. Будем считать, что указанный объем (W^{cn}) при оптимальном сочетании силовых, термических и кинематических условий достигает максимума

$$W^{cn} = \iiint\limits_{(W)} \mathrm{d}W \to \max. \tag{6.1}$$

В сферических координатах (1.3) вместо (6.1) можем записать

$$\int\limits_0^{\alpha} \rho^3 \cos\alpha \,\mathrm{d}\alpha \to \max. \tag{6.2}$$

К условию (6.2) добавим ограничения на сверхпластическую область по скоростям деформаций. Для этого рассмотрим выражение для интенсивности скоростей деформаций (1.7). С учетом (2.3), (2.5) вторую формулу (1.7) можно переписать так

$$\dot{\varepsilon}_u = \frac{L^{1/2}}{\rho^3}. \tag{6.3}$$

Упомянутые скоростные ограничения представляются [1] в виде

$$\dot{\varepsilon}^* \left[1 - \left(-\frac{\beta}{3m_0} \right)^{1/2} \right] \le \dot{\varepsilon}_u \le \dot{\varepsilon}^* \left[1 + \left(-\frac{\beta}{3m_0} \right)^{1/2} \right], \tag{6.4}$$

причем, как и выше, β – управляющий параметр (при сверхпластичности $\beta<0$),

$\dot{\varepsilon}^*$ – внутренний параметр состояния, в изотермических условиях являющиеся постоянными,

m_0 – константа материала.

Неравенство (6.4), используя (6.3), (2.6), можно привести к виду

$$\rho_л \le \rho \le \rho_n \tag{6.5}$$

причем

$$\rho_n = \left\{ \left[1 + \left(-\beta / 3m_0 \right)^{1/2} \right]^{-1} \left(\frac{12K^2 + K'^2}{3} \right)^{1/2} \right\}^{1/3};$$
$$\rho_л = \left\{ \left[1 - \left(-\beta / 3m_0 \right)^{1/2} \right]^{-1} \left(\frac{12K^2 + K'^2}{3} \right)^{1/2} \right\}^{1/3}, \tag{6.6}$$

а через ρ_n, $\rho_л$ обозначены соответственно нижнее и верхнее значения нормированного радиуса $\rho = r / R_0$, ограничивающие область сверхпластичности.

При этом произвольная величина $\rho \in]\rho_л, \rho_n[$ может быть определена так

$$\rho = \frac{1}{\Pi} \left(\frac{12K^2 + K'^2}{3} \right)^{1/6}, \tag{6.7}$$

где $\Pi \in \left] \left(1 - \left(-\beta / 3m_0 \right)^{1/2} \right);\ \left(1 + \left(-\beta / 3m_0 \right)^{1/2} \right) \right[$.

Теперь можно утверждать, что получена задача вариационного исчисления, для решения которой в соответствии с (6.2), (6.7) необходимо построить функционал

$$\tilde{\Phi} = \int\limits_0^{\alpha^*} \left(12K^2 + K'^2 \right)^{1/2} \cos\alpha \,\mathrm{d}\alpha. \tag{6.8}$$

Введя обозначение $n = \sin\alpha$, вместо (6.8) получим

$$\tilde{\Phi} = \int\limits_0^{\sin\alpha^*} \left[12K^2(n) + K'^2(n) \right]^{1/2} \mathrm{d}n. \tag{6.9}$$

Случай (6.9) относится к разряду, когда подынтегральная функция зависит только от

$K(n), K'(n)$, т.е.

$$J = J\left(K, K'\right) = \left[12K^2\left(n\right) + K'^2\left(n\right)\right]^{1/2}. \tag{6.10}$$

При этом первый интеграл уравнения Эйлера вычисляется сразу и имеет вид

$$J - K'J = C, \tag{6.11}$$

где C – произвольная постоянная интегрирования.

Теперь уравнение (6.11) с учетом (6.10) приводится к дифференциальному уравнению с разделенными переменными

$$K' - \frac{12}{C}K\left(K^2 - \frac{C^2}{12}\right)^{1/2} = 0. \tag{6.12}$$

Интеграл уравнения (6.12) с учетом $n = \sin\alpha$ и краевого условия $\tau_{r\alpha}\big|_{\alpha=0} = 0$ будет равен

$$K\left(\alpha\right) = \frac{C}{\sqrt{12}\cos\left(\sqrt{12}\sin\alpha\right)}. \tag{6.13}$$

Из (6.13) следует ограничение на величину угла $\alpha = \alpha^{**}$, образующего в радиальном направлении границу области сверхпластичности,

$$\alpha \le \alpha^{**} = \arcsin\frac{\pi}{2\sqrt{12}}. \tag{6.14}$$

Таким образом, объем зоны сверхпластичности будет максимальным, если имеют место условия (6.5), (6.14).

Перейдем теперь ко второй части оптимизационной проблемы, связанной с отысканием рационального расположения сверхпластической области. При этом будем предполагать, что конечной целью процесса прессования является получение высококачественного прутка с ультрамелкозернистой структурой. Поэтому сверхпластическую зону будем стремиться поместить так, чтобы исключить на выходе из матрицы скоростные условия, выходящие за рамки диапазона сверхпластичности. Поверхность разрыва скоростей перемещений здесь определяется уравнением (3.4), которое с использованием обозначений (4.6) может быть представлено в форме

$$\rho_k^2 = \frac{H_1\left(u\right)}{\Lambda^2\bar{\Psi}}, \tag{6.15}$$

причем для $\bar{\Psi}$ имеем (3.7).

Уравнение, ограничивающее область сверхпластичности по верхнему пределу скоростей, можно представить в соответствии с (6.6), (3.6) в виде

$$\rho_n^3 = \frac{\sqrt{3}\upsilon_0 H^{1/2}\left(u\right)}{\bar{\Psi}\left[1 + \left(-\beta/3m_0\right)^{1/2}\right]}, \tag{6.16}$$

где $H\left(u\right)$ определяется первой формулой (4.6).

Условие пересечения поверхностей (6.15), (6.16) представляется равенством

$$\frac{H_1^3\left(u\right)}{H\left(u\right)} = \frac{\mu^2}{\left[1 + \left(-\beta/3m_0\right)^{1/2}\right]^2}, \tag{6.17}$$

где для μ получено (4.4).

Несложно показать, что оптимальным следует принять такое взаимное расположение поверхностей $\rho_k\left(\alpha\right)$ и $\rho_n\left(\alpha\right)$, чтобы на продольной оси обеспечить выполнение условия

$$\rho_k\left(0\right) = \rho_n\left(0\right). \tag{6.18}$$

Равенство (6.18) по существу есть требование касания поверхностей

$\rho_k = \rho_k(\alpha)$, $\rho_n = \rho_n(\alpha)$. Поэтому положим в (6.17) $\alpha = 0$ $(u = 1)$. С учетом первой и второй формул (4.6) получим оптимальное значение параметра $\mu = \mu_{опт}$ в виде

$$\mu_{опт} = \frac{3}{2\sqrt{2}}\left(\frac{\Psi}{\overline{\Psi}}\right)^{1/2} \Lambda^{-3}\left[1+\left(-\beta/3m_0\right)^{1/2}\right]. \qquad (6.19)$$

Теперь оптимальная скорость прессования, следуя (4.5), (6.19), определится так

$$\upsilon_{опт} = \frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{2}}\left(\frac{\Psi}{\overline{\Psi}}\right)^{1/2} \Lambda^{-3}\left[1+\left(-\beta/3m_0\right)^{1/2}\right]. \qquad (6.20)$$

На рис. 2. сплошными линиями (1,2) показаны графики зависимости оптимальной скорости (v_0) прессования от угла наклона матрицы (α^*).

Как видно из представленных графиков скорость прессования при удовлетворении, кроме температурных, еще и скоростных условий сверхпластичности, необходимых для изготовления прутка с ультрамелким зерном, значительно снижается (примерно в 2,5,...,3,0 раза).

На рис.3. показаны графики зависимостей усилия прессования от угла α^* при $\beta = -0{,}1564$. При этом рис.3. а соответствует $\Lambda = 1{,}5$, а рис.3. б – $\Lambda = 2{,}5$.

Анализ графических зависимостей, приведенных на рис. 3, показывает, что усилия прессования с введением оптимально расположенной области сверхпластичности снижаются сравнительно с полученными значениями из решения краевой задачи. Увеличение Λ, при прочих равных условиях означающее удлинение конической части матрицы, приводит к значительному возрастанию усилия прессования. Так, усилия при $\Lambda = 1{,}5$ возрастают примерно на порядок для более длинных матриц. Введение же сверхпластичности снижает усилие в 3...4 раза.

В заключение укажем, что конкретные расчеты проводились для параметров, соответствующих сплаву АМг5. Качественно решение не изменится и для других сплавов, проявивших сверхпластические свойства при сжатии.

Отметим также, что задача состоит из двух частей – постановки и решения граничной технологической задачи изотермического прессования прутка круглого сечения в конической матрице и примера оптимизации процесса прессования при конечной цели – получить пруток с ультрамелкозернистой структурой. При этом показано, что удовлетворение только температурных условий реализации сверхпластичности без учета скоростного фактора не может отвечать принятой цели изготовления высококачественного продукта.

Список использованных источников

1. Рудаев Я.И. Введение в механику динамической сверхпластичности.– Бишкек: КРСУ, 2003.–134с.
2. Солнцев Ю.П., Веселов В.А., Демьянцевич В.П. др. Металловедение и технология металлов.–М.: Металлургия, 1988.–572с.
3. Кийко И.А. Пластическое течение металлов //Научные основы прогрессивной техники и технологии.– М.: Машиностроения, 1985.– с.102–133.
4. Соколовский В.В. Теория пластичности. – М.: Высшая школа, 1969. – 608с.
5. Малинин Н.Н. Технологические задачи пластичности и ползучести. – М.: Высшая школа, 1979. – 119с.
6. Рудаев Я.И. Моделирование прессопрокатки листа с использованием сверхпластичности //Научно-технические ведомости СПб ГПУ, 2005.–с.57-64.
7. Кийко И.А., Морозов Н.А., Казаков В.Г. Принципы и методы адаптационного математического моделирования и его применение в автоматизированных системах управления (АСУТП) обработки металлов давлением //ДАН СССР.– 1978. – т.241.–№2.– с.318-321.
8. Готлиб Б.М. Адаптивное управление процессами обработки металлов давлением. – М.: металлургия, 1986. – 144с.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Дудова Н. Р., Мишнев Р. В., Дудко В. А., Кайбышев Р. О.
Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия
E-mail: dudova@bsu.edu.ru

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-CHROMIUM MARTENSITIC STEEL

Dudova N. R., Mishnev R. V., Dudko V. A., Kaibyshev R. O.
Belgorod State University, Belgorod, Russia
E-mail: dudova@bsu.edu.ru

The microstructure and mechanical properties of high-chromium steel were investigated in the present study. Modification of chemical composition was realized on the base of well-known P92 steel by additional alloying 3%Co and increasing boron content to 0.008%. The heat treatment of steel consisted of austenitizing at 1060°C followed by tempering at 770°C during 3 h. Creep tests at 650°C under applying stress of 140 MPa showed that the steel investigated demonstrated significantly higher time to rupture (1425 h). Microstructure analysis revealed that higher creep strength can be attributed to nano-sized (60 nm) carbides $Me_{23}C_6$ that are more stable against the coarsening during creep test. The steel is characterized by high impact toughness. The results obtained allow choosing this steel for further structural and mechanical characterization in order to recommend for power-plant material.

Введение

Жаропрочные мартенситные стали с 9–12% Cr используются при производстве паровых турбин энергоблоков [1]. Переход на сверхкритические параметры пара (повышение температуры до 650°C и давления до 30 МПа) требует разработки новых сталей, работоспособных при повышенных температурах. Основным требованием к новым материалам является их долговременное сопротивление ползучести при повышенных температурах (600-650°C). За последние 30 лет было разработано несколько типов высокохромистых сталей мартенситного класса, демонстрирующих работоспособность при температурах ≤600°C [2–4]. Наиболее удачной сталью оказалась сталь P92, разработанная японской компанией Nippon Steel [5]. Она может эксплуатироваться при температурах до 620°C [6].

Для повышения сопротивления ползучести необходимо обеспечить более стабильную мартенситную структуру, которая зависит от размера, распределения, устойчивости к коагуляции частиц вторых фаз. Модификация химического состава сталей должна быть направлена на повышение твердорастворного и дисперсионного упрочнения стали не только за счет карбидных частиц $Me_{23}C_6$, но и за счет наноразмерных карбонитридных частиц типа MeX. Одним из путей улучшения прочностных свойств мартенситных сталей является дополнительное легирование сталей кобальтом и повышение содержания бора [4, 7, 8]. Механизм упрочняющего влияния этих элементов до сих пор точно не установлен. Некоторые исследователи предполагают, что кобальт понижает скорость диффузии и обеспечивает твердорастворное упрочнение [9]. Бор обнаруживается в составе карбидов $Me_{23}C_6$, выделенных вблизи границ, и таким образом, вероятно, сдерживает коагуляцию карбидов в процессе ползучести или длительного отжига [10].

В данной работе проводилось изучение структуры и механических свойств высокохромистой мартенситной стали модифицированного химического состава, который был разработан на основе стали P92 путем добавления 3% кобальта и повышения содержания бора.

Методика проведения исследований

Сталь 10Х10К3В2МФБР (0,1%C; 0,06%Si; 0,1%Mn; 10,0%Cr; 0,17%Ni; 0,7%Mo; 0,05%Nb; 0,2%V; 0,003%N; 0,008%B; 2,0%W; 3,0%Co; остальное - Fe), изготовленная ООО «Ласмет», г. Челябинск, в состоянии поставки представляла собой горячекованную полосу с размерами сечения 65×140 мм. Термообработка стали проводилась по следующему режиму: закалка от 1060°С и отпуск при температуре 770°С в течение 3 часов с последующим охлаждением на воздухе. Механические испытания на растяжение проводили на плоских образцах с длиной рабочей части 12 мм и поперечным сечением 7×3 мм с помощью универсальной испытательной машины «Instron 5882» при температурах 20–700°С. Скорость деформации составляла $10^{-3}c^{-1}$. Испытания на длительную прочность проводили до разрушения при температуре 650°С и напряжении 140 МПа с использованием машины рычажного типа ATS2330 на плоских образцах с базой 25 мм и сечением 7×3 мм, изготовленных согласно стандарту ASTM E139-00. Для сравнительного анализа уровня сопротивления ползучести исследуемой стали проводили испытания на длительную прочность стали 10Х9В2МФБР (аналоге стали Р92). Ударную вязкость KCV определяли на стандартных образцах сечением 10×10 мм и длиной 55 мм с использованием маятникового копра «Instron IMP460». Твердость по Бринеллю измеряли с помощью цифрового твердомера фирмы Wolpert 3000BLD. Микротвердость измеряли с использованием цифрового микротвердомера Wolpert 402MVD. Микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе Quanta 200, просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100. Фольги для исследований были изготовлены методом струйного электрохимического полирования с использованием 10%-го раствора хлорной кислоты в уксусной при напряжении 23 В на установке Tenupol-5 фирмы Struers. Идентификация фазового состава различных частиц в стали проводилась с помощью локального химического анализа и метода микродифракции электронов.

Результаты исследований

Микроструктура стали. Микроструктура отпущенного мартенсита исследуемой стали 10Х10К3В2МФБР, сформированная в результате закалки от 1060°С и отпуска при температуре 770°С, представлена на рис.е 1. Средний размер исходных аустенитных зерен (ИАЗ) составляет около 35 мкм. Мартенситные рейки шириной около 0,5 мкм образуют пакеты и блоки.

Оптические исследования выявили присутствие около 2% зерен δ-феррита (рис. 1а). Было установлено, что микротвердость δ-феррита (2,9 ГПа) и мартенситной матрицы (4,5 ГПа) значительно различаются в состоянии после закалки. После отпуска разница в их микротвердости становится незначительной (3 и 3,2 ГПа, соответственно, для δ-феррита и мартенситной матрицы).

Исследование ПЭМ и идентификация частиц вторых фаз методом микродифракции электронов показало, что по высокоугловым границам исходных аустенитных зерен, а также по границам пакетов и мартенситных реек выделены карбиды типа $Me_{23}C_6$ (рис. 1*в, г)*. Удельная доля карбидов составляет около 2%. Также отмечаются карбиды и внутри реек. Размер карбидов достаточно мал, около 60 нм. Плотность дислокаций составляет около $7{,}5\times10^{13}$ $м^{-2}$.

Механические свойства. Влияние температуры испытания (20–700°С) на механические свойства показано на рис. 2*а*. С увеличением температуры предел текучести и временное сопротивление уменьшаются. При температурах, соответствующих рабочим температурам паровых турбин 600–650°С, данная сталь демонстрирует примерно одинаковые значения $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_в$ – около 300–370 МПа. Относительное удлинение при этих температурах составляет 20–25%. Твердость стали составляет 220 НВ.

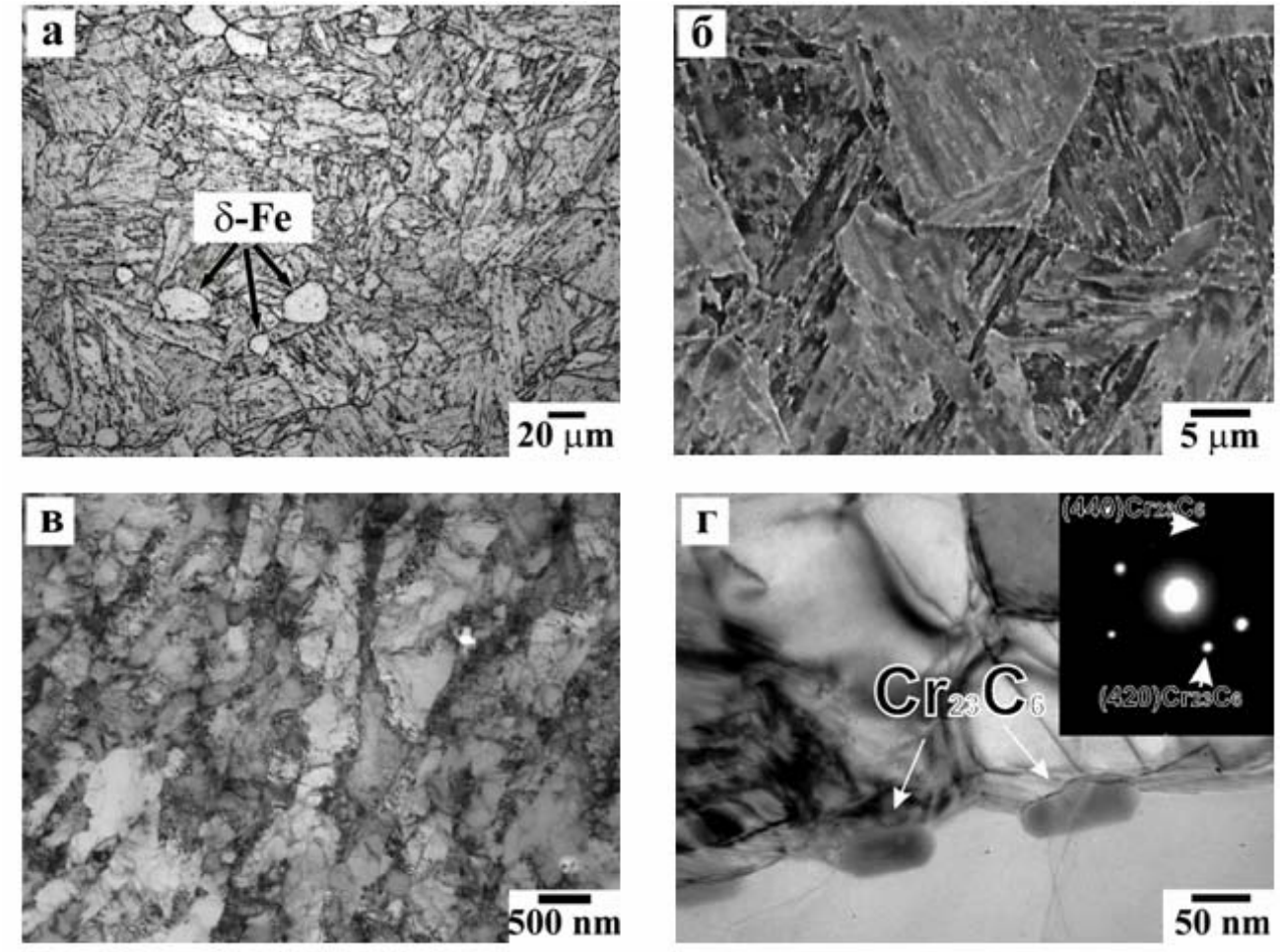
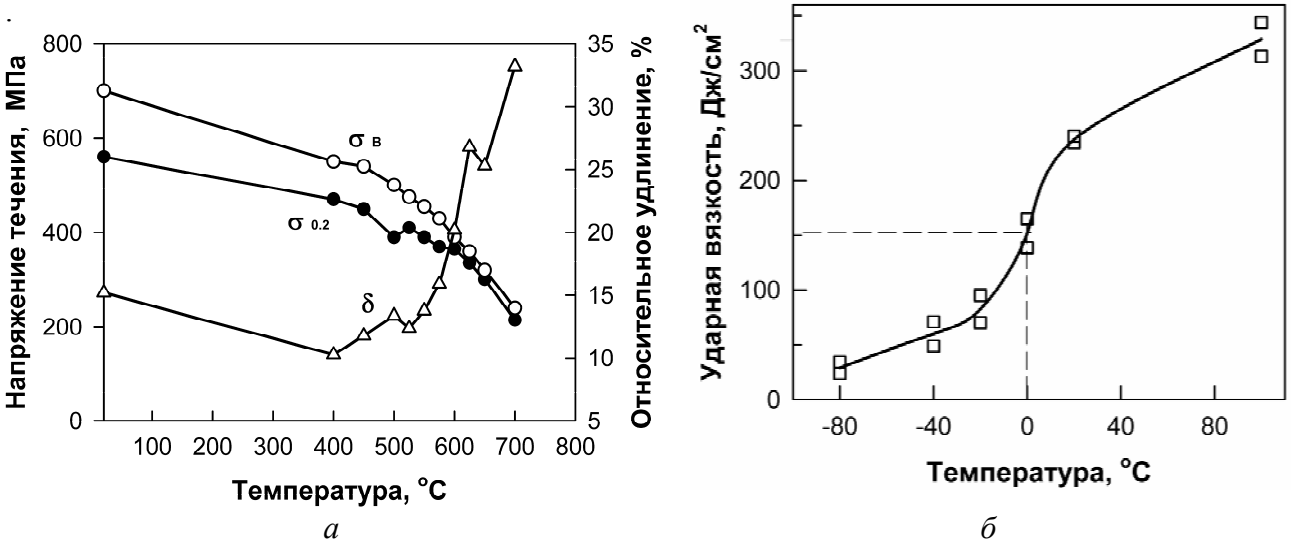


Рисунок 1 – *а* – Исходная структура стали 10Х10К3В2МФБР после закалки с 1060С и отпуска 770°С: *а* – оптика, *б* – РЭМ, *в,г* - ПЭМ



а *б*

Рисунок 2 – Зависимость механических свойств: ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_в$, δ) (а) и коэффициента ударной вязкости KCV (б) от температуры испытания.

Определение коэффициента ударной вязкости KCV при различных температурах (рис. 2 *б*) показало достаточно высокие значения ударной вязкости. При комнатной температуре KCV = 240 Дж/см^2, что в несколько раз превышает минимально допустимое (40 Дж/см^2) значение ударной вязкости для турбинных сталей. Установленная по графику зависимости ударной вязкости от температуры испытания температура хрупко-вязкого перехода соответствует примерно 0°С. Значение KCV при этом тоже достаточно высокое (150 Дж/см^2).

Были проведены предварительные испытания исследуемой стали 10Х10К3В2МФБР и стали Р92 на ползучесть при температуре 650°С и приложенном напряжении 140 МПа. Как видно из рисунка 3, время до разрушения исследуемой стали (1425 часов) в несколько раз превышает таковое для стали-прототипа (77 часов). Минимальная скорость ползучести исследуемой стали (5×10^{-9} с$^{-1}$) на 1,5 порядка меньше, чем для стали Р92.

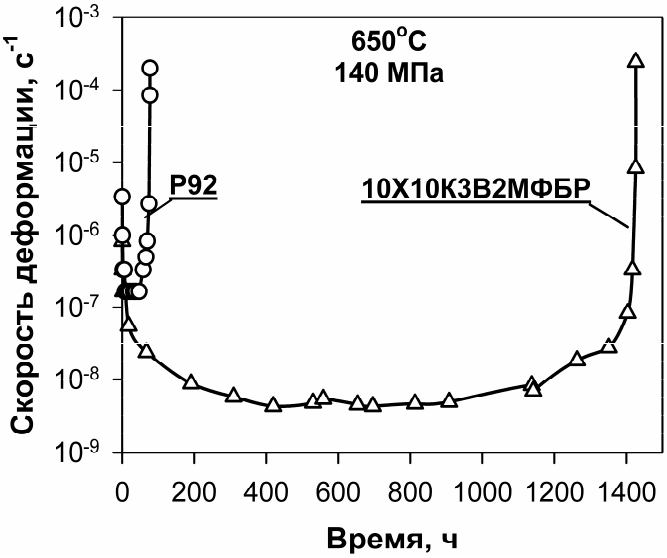


Рисунок 3 – Зависимость скорости деформации от времени при испытании на ползучесть (650°С, 140 МПа) для стали 10Х10К3В2МФБР и Р92.

Обсуждение результатов

Проведенные исследования стали 10Х10К3В2МФБР, подвергнутой закалке от 1060°С и отпуску при температуре 770°С в течение 3 часов, показывают существенное улучшение сопротивления ползучести стали в результате модификации химического состава. Так, при температуре 650°С и приложенном напряжении 140 МПа время до разрушения стали 10Х10К3В2МФБР увеличилось почти в 20 раз по сравнению со сталью Р92.

Повышенная стабильность мартенситной структуры при испытании на ползучесть, по-видимому, обеспечивается достаточно мелкими карбидами $Me_{23}C_6$, выделенными по границам исходных аустенитных зерен, пакетов и мартенситных реек.

Полученные в данном исследовании значения структурных параметров и механических свойств, удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам для изготовления деталей паровых турбин. Так, удельная доля δ-феррита в стали не превышает допустимые 3%. Температура хрупко-вязкого перехода (0°С) не превышает допустимые 40-60°С. Первые результаты испытаний на длительную прочность и ползучесть позволяют рекомендовать данную сталь для проведения дальнейших исследований и получения базы данных по механическим свойствам стали с целью возможного ее использования в качестве материала для лопаток и роторов турбин. Необходимо также проведение дальнейших детальных исследований микроструктуры стали для того, чтобы выявить механизм упрочняющего влияния кобальта и бора.

Выводы

1. В микроструктуре высокохромистой мартенситной стали 10Х10К3В2МФБР с содержанием 3% кобальта и повышенным содержанием бора выявлены наноразмерные карбиды $Me_{23}C_6$, средний размер которых составляет 60 нм.

2. Показано положительное влияние легирования 3%Co и повышения содержания бора на сопротивление ползучести стали.

Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (НК-745П «Оптимизация содержания бора в теплотехнических сталях мартенситного класса»).

Список использованных источников

1. D.V. Thornton, K.H. Mayer. Advances in Turbine Materials, Design and manufacturing. The Institute of Materials, London, 1997, p. 203.
2. Fujita T. Advances in 9-12%Cr heat resistant steels for power plant. In: Viswanathan R, Baker WT, Parker JD, editors. Proceedings of the 3rd Conference on Advanced Material Technology for Fossil Power Plants. London (UK): The Institute of Materials; 2001. p. 33-65.
3. Maruyama K., Sawada K., Koike J.-I. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel // ISIJ Int. 2001. V. 41. No. 6. p. 641-653.
4. F. Abe, V. Taneike, K.Sawada. Alloy Design of Creep Resistant 9Cr Steel using a Dispersion of Nano-Sised Carboniredes. // International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2007, p. 3-12.
5. Landolt-Bornstein. Creep properties of heat resistant steels and superalloys Group VIII // Advanced Materials and Technologies. 1990. V. 2B. P. 140-143, 192-198.
6. Taneike M., Sawada K., Abe F. Effect of carbon concentration on precipitation behavior of $Me_{23}C_6$ carbides and MX carbonitrides in martensitic 9Cr steel during heat treatment // Metall. Mater. Trans. 2004. V. 35A. P. 1255-1262.
7. Helis L., Toda Y., Hara T., Miyazaki H., Abe F. Effect of cobalt on the microstructure of thempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants // Mater. Sci. Eng. 2009. V. A510-511. p. 88-94.
8. Foldyna V., Kubon Z., Jakobova A., Vodarek V. Microstructural development and stability in high chromium ferritic power plant steels, The Institute of Materials, London. 1997. p. 73.
9. Landolt-Bornstein. Numerical data and functional relationships in science and technology new series. Diffusion in solid metals and alloys. 1990. V. 26. P. 51, 298. p. 347-349.
10. Albert S.K., Kondo M., Tabuchi M., Yin F., Sawada K., Abe F. Improving the creep preperties of 9Cr-3W-3Co-NbV Steels and their weld joints by the addition of boron // Metall. Mater. Trans. 2005. V. 36A. p. 333-343.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Сурикова Н. С.[1,2], Золотухин Ю. С.[1], Клопотов А. А.[2]
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,. Томск, Россия*
[2]*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия*
E-mail: surikova@ispms.tsc.ru

STRUTURE TRANSFORMATIONS IN TINI-BASED ALLOYS ON SEVERE PLASTIC DEFORMATIONS

Surikova N. S., Zolotuhin Yu. S., Klopotov A. A.
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, , Russia
Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russia
E-mail: surikova@ispms.tsc.ru

Transmission electron microscopy study of the structure transformations in single crystals of TiNi(Fe,Mo) alloys on severe plastic deformation by cold rolling and all-round pressure has been carried out in dependence on degree of deformation. Micromechanisms of plastic deformation and fragmentation in during of formation of nanocrystalline and quasi–amorphous states have been analysed.

Введение

Установлено [1], что металлические материалы в ультрамелкозернистом и нанокристаллическом состояниях обладают комплексом уникальных свойств, представляющих как научный, так и практический интерес. Наиболее перспективным, с точки зрения промышленного использования, способом получения таких материалов является интенсивная пластическая деформация (ИПД), осуществляемая холодной прокаткой, кручением под высоким давлением, равноканальное угловое прессование (РКУП) и различные комбинации этих методов в сочетании с промежуточными термообработками. Из анализа ряда исследований [1-3], проведенных на сплавах никелида титана, следует, что эволюция структуры и последовательность фазовых превращений при образовании нанокристаллических и квази-аморфных состояний при ИПД в этих сплавах определяется составом материала, температурой деформации и уровнем приложенного напряжения. Однако микромеханизмы деформационной фрагментации и аморфизации в никелиде титана, без изучения которых невозможно эффективное конструирование нанокристаллических ансамблей, до конца не выяснены.

В наших работах [4, 5], выполненных на монокристаллах никелида титана, где детально исследована ориентационная зависимость механизмов пластической деформации, показано, что двойникование в упорядоченной B2 фазе является одним из основных механизмов деформации. Его появление обусловлено структурно-фазовой настабильностью B2 решетки никелида титана в полях высоких локальных напряжений. Формирование двойников и малоугловых полос локализованной деформации (ПЛД) можно объяснить с помощью механизма локальных прямых плюс обратных B2→B19′→B2 мартенситных превращений, происходящих в сплавах на основе TiNi под нагрузкой [6–8]. В рамках данной работы продолжается электронно-микроскопическое исследование по выяснению роли механизмов локализации деформации и механического B2 двойникования, в процессах формирования нанокристаллического и квази-аморфного состояний в сплавах на основе никелида титана при ИПД, начатое в [9, 10].

Материал и методики эксперимента

Экспериментальные исследования проводили на монокристаллах сплавов TiNi(Fe,Mo), выращенных по методу Бриджмена без затравок в атмосфере гелия. Заготовки для выращивания кристаллов были выплавлены с использованием губчатого титана и никеля

марки Н1. После выращивания кристаллы гомогенизировали при T = 1273 К в течение 20 час с последующей закалкой в ледяную воду. После закалки монокристаллы имели структуру В2 фазы с кристаллической решеткой типа CsCl и содержали небольшое (< 5 %) количество крупных частиц на основе карбидов и окислов титана. Температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений в сплаве I, определенные по кривым температурной зависимости электросопротивления, составляли, соответственно, – $M_н$ = 237 К, $M_к$ = 216 К, $A_н$ = 228 К и $A_к$ = 273 К, а в сплаве II – $M_н$ = 266 К, $M_к$ = 249 К, $A_н$ = 271 К и $A_к$ = 299 К. Ориентацию монокристаллов для исследования определяли рентгенографическим способом на установке ДРОН-3.

В качестве ИПД использовали холодную прокатку и всестороннее *abc* – прессование. Прокатку образцов монокристалла сплава I в форме пластин шириной 10 мм осуществляли при комнатной температуре со степенью обжатия за один проход ~2 %. Максимальная величина накопленной деформации при прокатке составила ~ 80%. Плоскость и направление прокатки имели кристаллографические индексы – $(1\,\bar{3}\,1)$ и [053], соответственно. Многократное одноосное прессование со сменой оси деформации проводили на кристалле сплава II также при комнатной температуре в интервале скоростей 10^{-3}–10^{-2} $с^{-1}$. В эксперименте были использованы пресс-формы, позволяющие сохранять первоначальную форму кристалла для последующих циклов прессования. Каждый цикл включал однократное одноосное прессование, для следующего цикла ось деформации поворачивали на 90^0. Образцы для *abc* – прессования имели форму близкую к кубу с гранями параллельными плоскостям {100} В2 фазы. Структурные исследования выполняли аналогично [4–6].

Результаты и их обсуждение

Характерные дефекты структуры (рис. 1), формирующейся при малых степенях холодной прокатки в кристаллах сплава I детально описаны в [6].

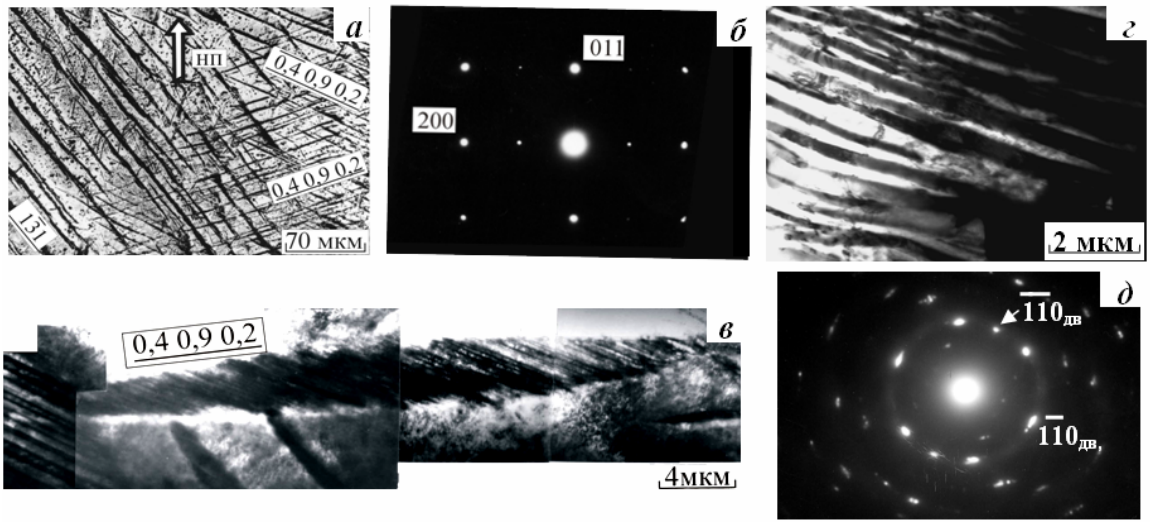


Рисунок 1 – *а* – Металлографическая картина полос деформации в монокристалле сплава I после прокатки, ε ≈ 7%; *б* –микродифракция от ПЛД (*в*) и окружающего ее объема; *в* – малоугловая ПЛД с габитусом, близким к габитусу мартенсита, и внутренней субструктурой; *г* – пачка $(1\,\bar{3}\,1)$-двойников В2 фазы; *д* – микродифракция к (*г*): зона (111) матрицы параллельна (001) зоне $(1\,\bar{3}\,1)$-двойника.

Это малоугловые ПЛД (углы разориентации до 10^0) с габитусом мартенсита В19′ (плоскости $\{0{,}4\ 0{,}9\ 02\}_{B2}$) (рис. 1 *б, в*), механические двойники В2 фазы с плоскостями $\{113\}_{B2}$ (рис. 1 *г, д*) и зоны локализованного дислокационного скольжения a<100>{011} и a<100>{001}. Внутри и в окрестности ПЛД и двойников обнаруживается высокая (10^{10}–

10^{11}см$^{-2}$) скалярная плотность дислокаций. Кроме того, особенностью дефектной структуры является состояние с высокими непрерывными разориентировками кристаллической решетки В2 фазы и высокими локальными внутренними напряжениями. Локальные напряжения оценивали [6] по формуле: $\sigma_{лок.} \approx \chi_{ij} \times E \times (\Delta h/2)$, где E – модуль Юнга, Δh – характерные размеры зоны дислокационного заряда. В образцах, прокатанных до $\varepsilon \approx 7\%$, кривизна решетки χ_{ij} в зонах двойникования составляла ~10 – 20 град/мкм, что при $\Delta h \approx 0.2$ мкм дает величину $\sigma_{лок.} \approx E/60 - E/30$.

С ростом степени прокатки двойникование в В2 фазе становится преобладающим механизмом деформации, увеличивается объем материала, испытавший двойникование, и число кристаллографических систем двойников (рис. 2 *а–е*). В отдельных областях образца, из структуры, представленной на рис 1 *г*, формируется «елочная» структура путем дальнейшего {113}-двойникования как областей матрицы, так и уже существующих двойников В2 фазы(рис. 2 *б–е*). Размер фрагментов двойников в такой структуре составляет от 50 до 100 нм, что говорит о формировании здесь нанокристалического состояния. Внутри фрагментов наблюдается более тонкая ячеистая субструктура, которая видна в темных полях при больших увеличениях.

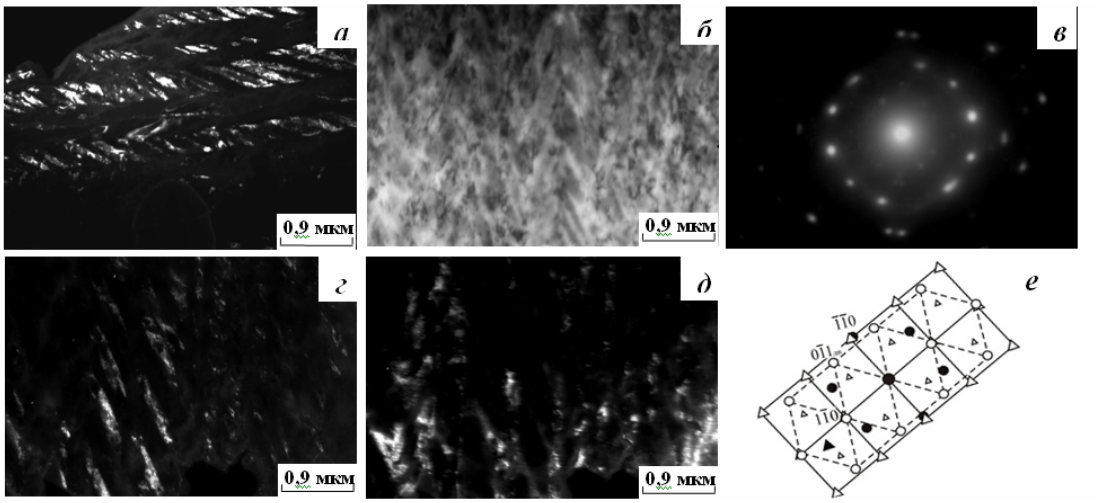


Рисунок 2 – Множественное В2-двойникование в монокристаллах сплава I после прокатки до ε~15%. *а* – две системы {113}-двойников в матрице, темное поле в рефлексе двойника одной из систем; *б* – «елочная» структура, светлое поле; *в* – микродифракция от двойников и матрицы к (б); *г* – темное поле в рефлексе $[0\bar{1}1]_{дв}$ первой системы {113}-двойников, зона $[111]_{дв}$; *д* – темное поле в рефлексе $[0\bar{1}1]_{дв}$ второй системы {113}-двойников, зона $[\bar{1}11]_{дв}$; *е* – схема микродифракции к *в*: треугольники – рефлексы в [001] зоне матрицы, белые кружки – рефлексы в [111] зоне первой системы {113}-двойников, черные кружки – рефлексы в $[\bar{1}11]$ зоне второго {113}-двойника.

Из рис. 3 видно, что дальнейшее увеличение степени деформации приводит к формированию в зонах матрицы (зона <111>) и {113}– двойникования (зона <001>) разных структурно-фазовых состояний. Азимутальное размытие рефлексов в зонах матрицы и двойников В2 фазы (рис. 3 *б, г, е*), свидетельствует о появлении в этих областях слабо разориентированной субструктуры, связанной с интенсивным действием дислокационных механизмов деформации. Высокая плотность дислокаций, неоднородное напряженное состояние с высокими локальными напряжениями приводят к образованию в материале, во-первых, объемов новых промежуточных фазовых состояний, имеющих значение параметров решетки между параметрами аустенита и мартенсита В19′, о чем свидетельствует сложная форма рефлексов (рис. 3 *б*, внизу слева*)*. Во-вторых, – к появлению слабоупорядоченной (отсутствие рефлекса $<010>_{B19'}$) (рис.3 *б*, низ, середина) и упорядоченной мартенситной фазы В19′ (рис.3 *г*). В

третьих, – к формированию двух диффузных колец соответствующих отражениям $<110>_{B2}$ аустенита и $<010>_{B19'}$ мартенсита (рис.3 *б, г*). Последнее свидетельствует о дальнейшем диспергировании структуры и появлению мартенситной фазы как в матрице, так и в двойниках B2 фазы. Судя по наличию текстурных максимумов на диффузных кольцах, даже после прокатки до 80 % (рис. 4), в материале сохраняется преимущественная ориентация кристаллитов.

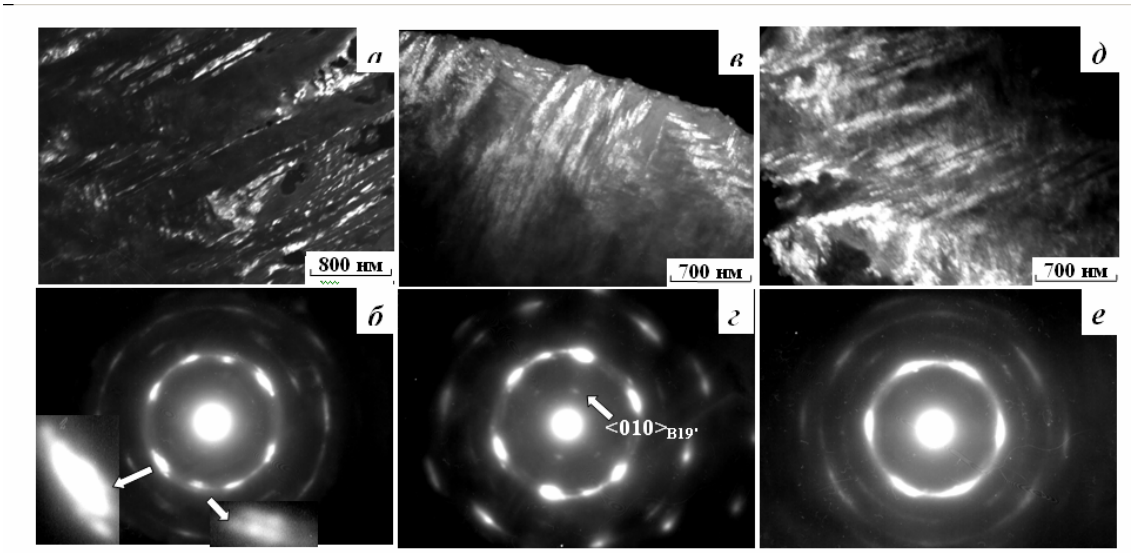


Рисунок 3 – Структура кристаллов сплава I после прокатки до ε~45% . *а, в, д* – темнопольные изображения в рефлексе двойников (*а*) и матрицы (*в, д*), *б, г, е* – картины микродифракции к ним, соответственно.

После 70–80 % прокатки на дифракциях (рис. 4), полученных от деформированного материала присутствуют диффузные кольца, соответствующие только отражениям аустенитной фазы, причем наблюдается кольцо сверхструктурного отражения <100>..

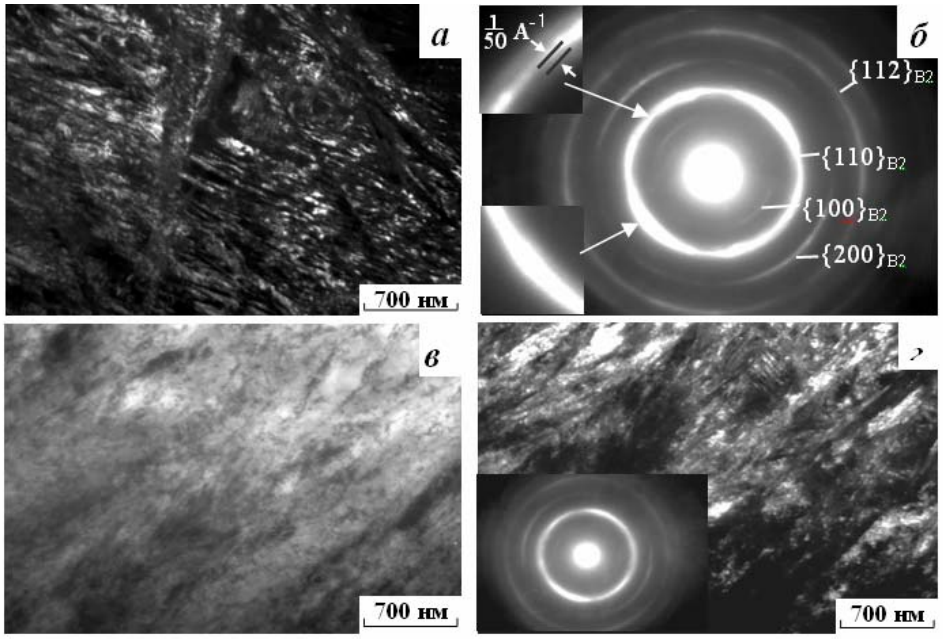


Рисунок 4 – Формирование аморфно-кристаллического состояния в монокристаллах сплава I после холодной прокатки до ε~70–80 %. *а* – темное поле в текстурном максимуме на кольце; *б* – микродифракция к (а); *в* – светлопольное изображение: г – темное поле в текстурном максимуме 110_{B2} и микродифракция с этого участка.

Этот факт говорит о том, что в сильно деформированном материале существует высокая степень порядка. Оценка минимального размера кристаллита, проведенная по полуширине диффузного кольца $\{110\}_{B2}$, дает значение $d \approx 40 - 50$Å. При таком размере кристаллитов относительный объем занятый границами, которые имеют аморфную структуру, составляет примерно 30 – 40 %. Следовательно, состояние материала при прокатке до деформаций ε~80 % можно считать аморфно-кристаллическим

Исследование деформированной структуры кристаллов сплава II после всестороннего прессования показало (рис. 5), что на начальных стадиях деформации большую роль в размножении малоугловых разориентировок (~ 7^0) в структуре играет прямое плюс обратное мартенситное B2→B19'→B2 превращение, происходящее под напряжением, с сохранением двойниковой субструктуры мартенсита.

На рис. 5 *а* приведено темнопольное изображение двух систем малоугловых полос, а на рис. 5 *б*, соответствующая им микродифракция с зоной [001] B2 фазы.

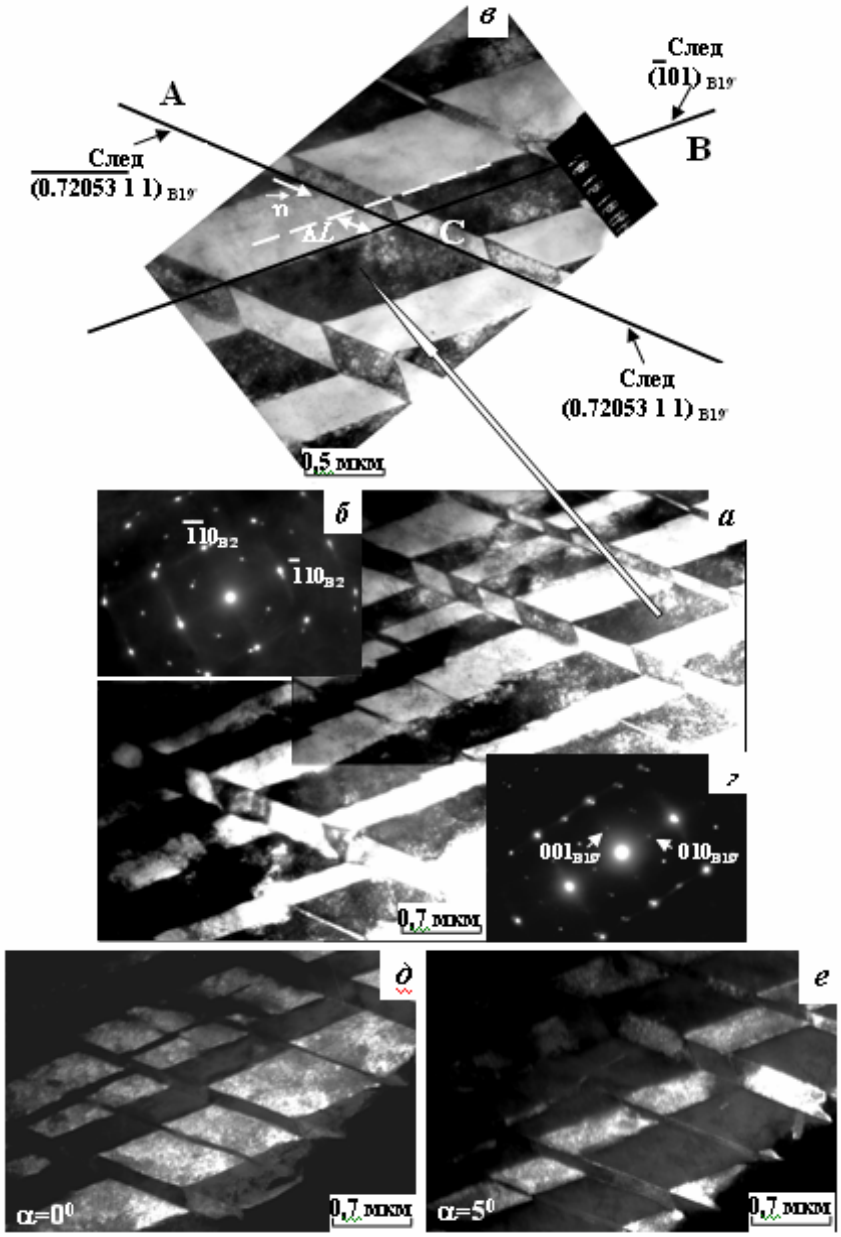


Рисунок 5 – Малоугловые ПЛД в B2 фазе, сформировавшиеся при всестороннем прессовании в результате прямого плюс обратного мартенситного превращения из двойников мартенсита, ε~14 %.

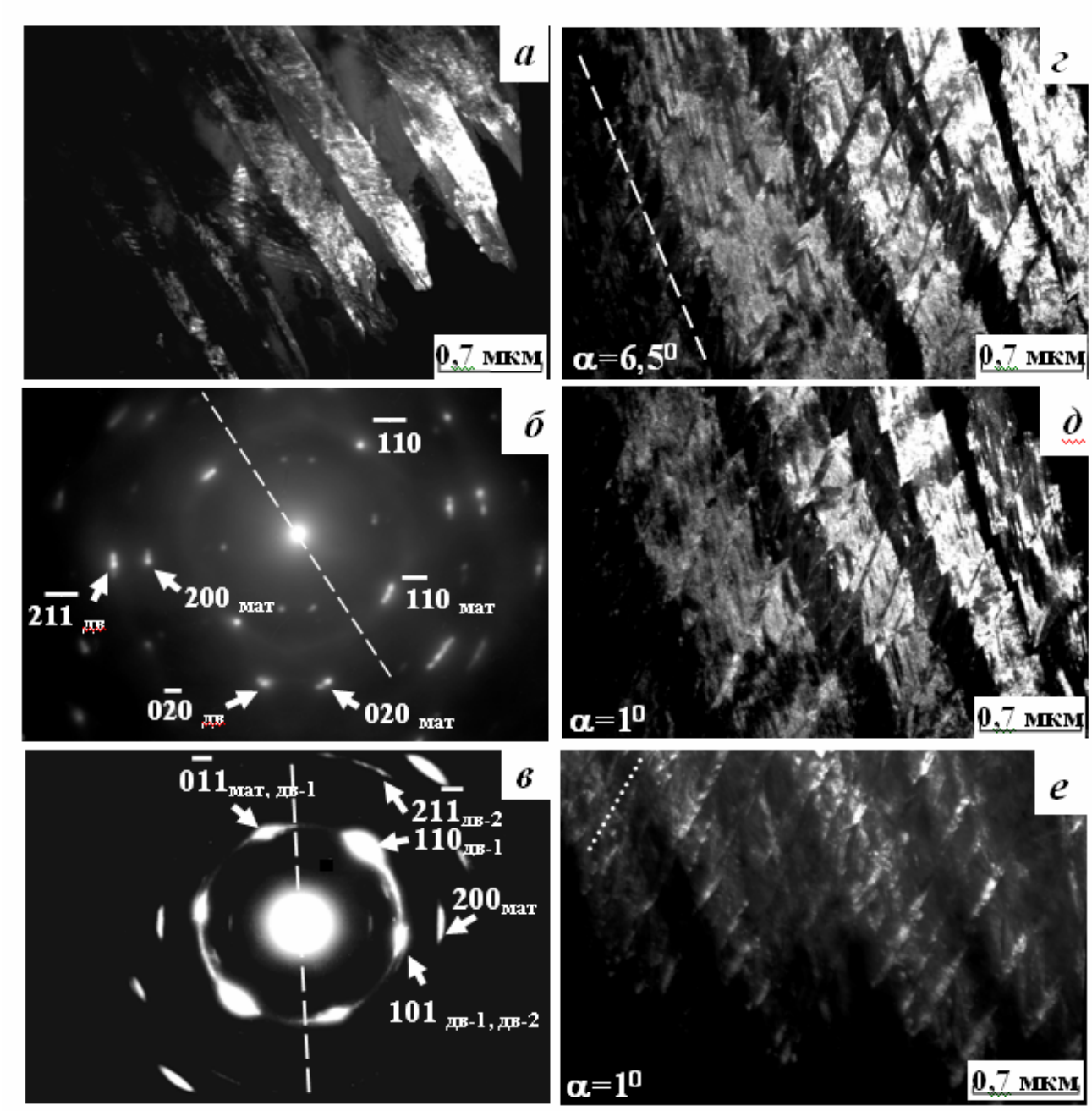


Рисунок 6 – Фрагментация в сдвойникованной структуре B2 фазы, ε~32 %
а – двойники деформации B2 фазы с габитусными плоскостями ($\bar{4}11$), ε~14 %, т. п. в двойниковом рефлексе $0\,\bar{2}\,0_{дв}$; *б* – совместная микродифракция к (*а*): ось зоны матрицы [001] параллельна оси зоны [102] двойников, направление $[200]_{мат} \| [2\,\bar{1}\,\bar{1}]_{дв}$; (в – е) – структура с зоне множественного двойникования после ε~32 %. *в* – микродифракция, в отражающем положении находятся три зоны: зона $[001]_{мат}$, зона $[\bar{1}11]_{дв}$ широких двойников B2 фазы и зона $[\bar{1}31]_{дв}$ мелких двойников; *г, д* – т. п. в общем азимутально размытом рефлексе 110 от широких {113}-двойников B2 фазы и матрицы при разных углах наклона фольги; е — т. п. в совместном азимутально размытом отражении $101_{дв\text{-}1,\ дв\text{-}2}$ от широких и мелких двойников. Пунктирной линией показаны следы двойников.

Чтобы понять природу возникновения ПЛД, на рис 5 *в* приведена схема пересечения двух систем двойников (*A* и *B*) мартенсита B19′с образованием третьего типа двойников (*C*), а на рис. 5 *г* для удобства анализа показана микродифрация от плоскости $(100)_{B19'}$ мартенсита (существовавшего под напряжением), которая по ориентационному соотношению была па-

раллельна $(001)_{B2}$ плоскости B2 фазы. Кристаллографический анализ показал, что двойники мартенсита B19′ <011> типа II (*A*) пересекают ранее образовавшиеся двойники{011} типа I (*B*) [11]. Необходимым условием для образования двойника <011> типа II (*C*) является то, что плоскости K_1 двойников *A* и *C* пересекают плоскость K_1 двойника *B* в одном направлении и имеют одинаковую величину и направление вектора сдвига η (рис. 5 *в*). Границы двойников сохраняются в структуре аустенита после обратного мартенситного превращения, очевидно потому, что они провзаимодействовали с дислокационным скольжением в окружающей их матрице, а материал бывших двойников мартенсита при этом приобрел небольшую разориентацию. На рис. 5 *д* и *е* приведены темные поля в рефлексе $\bar{1}\,\bar{1}0$ аустенита при разных углах наклона фольги α в колоне микроскопа, показывающие малоугловой характер ПЛД.

В отличие от прокатки при всестороннем прессовании в деформированной структуре кристаллов наблюдается (рис. 6) две системы двойникования в B2 фазе с габитусными плоскостями {113} и {411}.

Видно, что внутри {411)-двойников (рис.6 *а*) и внутри широких {113}-двойников (рис.6 *г–е*) существует малоугловая субструктура, которая выявляется при наклонах фольги в гониометре на разные углы. Кроме того, материал в зоне широких двойников подвергался вторичному двойникованию также по системе {113}-двойникования (рис. 6 *е*), что приводило к интенсивной фрагментации материала.

При деформациях ~ 50 % в зонах матрицы и двойников также, как при прокатке наблюдается мартенситная фаза, часто сдвойникованная, о чем свидетельствует анализ микродифракционных картин (рис. 7 а). Между мартенситом и материалом матрицы или B2-двойников существуют стандартные кристаллографические соотношения. При увеличении степени деформации в структуре материала происходит обратное мартенситное превращение B19′→B2, так же обнаруженное в работе [12], и формируется квази-аморфное состояние (рис. 7 *г, е*).

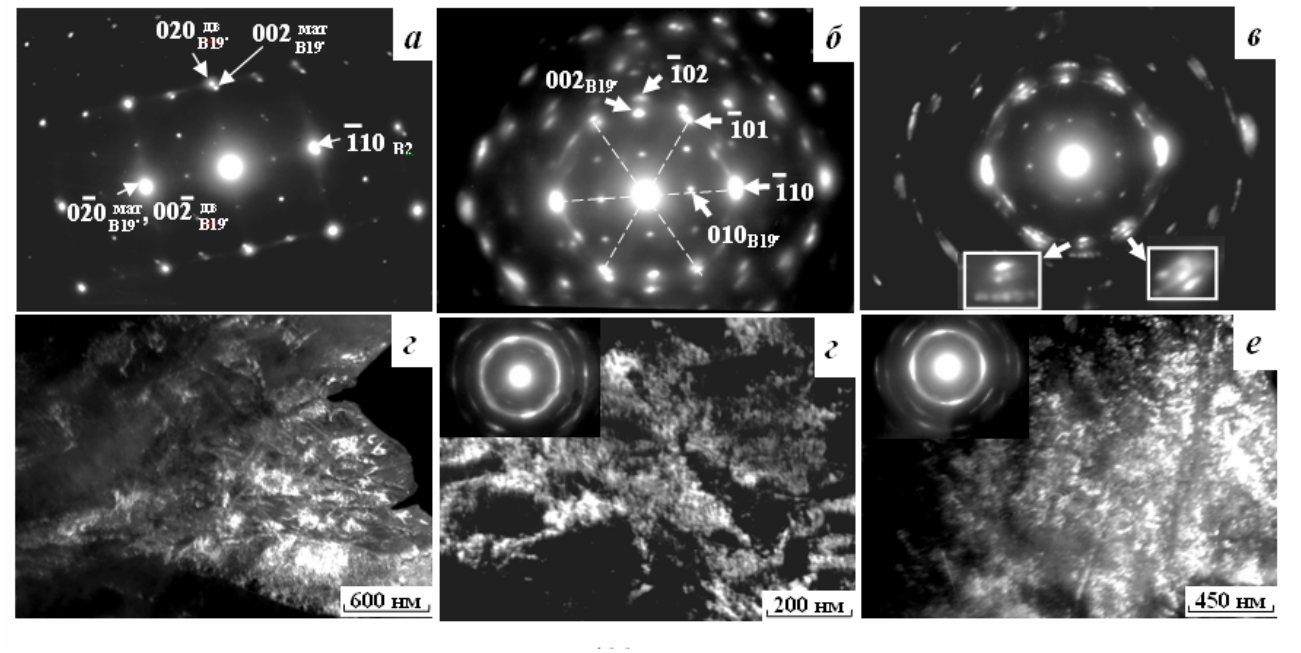


Рисунок 7 – Структурные превращения при всестороннем прессовании до ε~50–60%
а – в – микродифракционные картины от различных участков ранее сдвойникованной структуры, свидетельствующие о появлении в этих зонах сдвойникованного по плоскостям $\{011\}_{B19'}$ (рис. 7 *а*) и ориентированного (рис.7 *б, в*) мартенсита; *б* – темное поле в рефлексе мартенсита; *г, е* – темнопольные изображения в участках диффузного кольца 110_{B2} и микродифракции к ним, показывающие формирование нанокристаллических и квази-аморфных состояний.

Из проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Неустойчивость кристаллической решетки B2 фазы в сплавах TiNi(Fe,Mo) в предмартенситной области температур, где происходит снижение упругих модулей, приводит к развитию новых нетрадиционных коллективных мод деформации и переориентации решетки, таких как механическое двойникование в B2 фазе и формирование ПЛД путем B2→B19′→B2 превращений

2. Указанные механизмы, наряду с дислокационным скольжением, осуществляют интенсивную фрагментацию в сплавах никелида титана, приводя к формированию нанокристаллических и квази-аморфных состояний.

Авторы работы выражают благодарность профессорам Гюнтеру В.Э. и Чумлякову Ю.И. за материалы, предоставленные для исследования, и профессору Тюменцеву А.Н. за полезное обсуждение полученных результатов.

Список использованных источников

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ « Академкнига», 2007. – 398 с.
2. Pushin V.G., Valiev R.Z., Yurchenko L.I. Processing of nanostructured TiNi-shape memory alloys: methods, structures, properties, application. / J. Phys. IV France. – 2003. – V. 112. – P. 659–662.
3. Khmelevskaya I. Yu., Prokoshkin S.D., Dobatkin S.V., Tatyanin E.V., Trubitsyna I.B. Studies of composition, deformation temperature and pressure effects on structure formation in severely deformed TiNi–based alloys.// Mater. Scien. Eng. A.. – 2006. – V. 438–440. – P. 472–475.
4. Сурикова Н.С., Чумляков Ю.И. Механизмы пластической деформации монокристаллов никелида титана. // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 89. – № 2. – С. 98–107.
5. Сурикова Н.С., Чумляков Ю.И. Особенности деформации и разрушения монокристаллов никелида титана в закаленном состоянии //Физическая мезомеханика. – 2000. – Т. 3. – № 1. – С. 93–102.
6. Tyumentsev A.N., Surikova N.S., Litovchenko I.Yu. et. al. Mechanism of deformation and crystal lattice reorientation in strain localization bands and deformation twins of the B2 phase of titanium nickelide // Acta mater. – 2004. – V. 52. – № 7. – P. 2067–2074.
7. Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Лысенко О.В. Мартенситное превращение под напряжением в [001] кристаллах никелида титана и его связь с механическим двойникованием B2 фазы. //Изв. вузов. Физика. – 2009. – Т. 52. – № 6.– С. 58-67.
8. Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Лысенко О.В., Литовченко И.Ю., Коротаев А.Д.. Дисторсии кристаллической решетки в процессе механического двойникования B2 фазы никелида титана механизмом локальных обратимых мартенситных превращений //Физика металлов и металловедение. – 2006. – Т. 101. – № 3. – С. 247–254.
9. Сурикова Н.С., Тюменцев А.Н., Корзникова Г.Ф. Особенности структурных превращений в процессе формирования нанокристаллических и аморфных состояний в B2 фазе никелида титана при пластической деформации кручением под давлением. //Перспективные материалы. – 2009. – Спец. выпуск (7). (Материалы открытой школы-конференции стран СНГ - Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы. 4-9 августа 2008 г., Уфа). – С. 305–309.
10. Сурикова Н.С., Клопотов А.А., Корзникова Е.А. Механизмы пластической деформации и формирования микро- и нано-кристаллического состояния в сплавах никелида титана при интенсивной пластической деформации. // Физика металлов и металловедение. – 2010 (в печати).
11. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. // Prog. Mater. Scien. – 2005. –V.50. –P. 511-678.
12. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Пилюгин В.П., Гундырев В.М., Пацелов А.М. Формирование аморфной структуры в никелиде титана при пластической деформации. //Физика металлов и металловедение. – 2005. – Т. 99. – №4. – С. 90–100.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ПРУТКОВ ТИТАНА ВТ1-0

Лопатин Н. В., Дьяконов Г. С., Салищев Г. А.
Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия
E-mail: lopatin@bsu.edu.ru

EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND WORKABILITY OF TITANIUM RODS

Lopatin N. V., Diakonov G. S., Salishchev G. A.
Belgorod state university, Belgorod, Russia
E-mail: lopatin@bsu.edu.ru

The microstructure evolution and mechanical properties of rolling titanium rods were investigated. Rolling leads to refinement of initial coarse grains (20 μm) to nanostructure size (180 nm). The volume fraction of high angel grain boundary in the rod microstructure was 60%. The ultimate stress of the rod was 1084 MPa, flow stress was 964 MPa, elongation was 12% and reduction area was 48%. The effect of anneal temperatures on microhardness values, mechanical properties, workability and microstructure was investigated.

Исследованиям влияния структуры на механические свойства и деформируемость технически чистого титана в процессах обработки металлов давлением (ОМД) уделяется особое внимание. В первую очередь, это связано с зависимостью параметров технологической деформируемости от среднего размера зерна титана. При этом усилия формообразования определяются прочностью материала, а деформируемость – диаграммой пластичности.

Механические свойства и диаграммы пластичности крупнокристаллического технически чистого титана ВТ1-0 известны [2]. Однако неясной остается зависимость этих свойств от структурного состояния, что не позволяет использовать эти данные при анализе технологической деформируемости процессов ОМД направленных на изготовление наноструктурных полуфабрикатов. В этой связи целью данной работы является исследование влияние структуры на механические свойства и деформируемость титана ВТ1-0.

Для решения поставленной цели были проведены два этапа работ. На первом этапе были изготовлены наноструктурные заготовки; исследовано влияние нагрева на микротвердость титана; выбраны режимы отжига, обеспечивающие формирование различного структурного состояния. На втором этапе был проведен анализ механических свойств и деформируемости титана в зависимости от структурного состояния.

Методика проведения исследований

Прутки диаметром 20 мм из титанового сплава ВТ1-0 были взяты в состоянии поставки согласно ОСТ1 90173-75. Химический состав сплава (вес.%): Al 0,01, Si 0.002, Fe 0.12, C 0.005, O_2 0.143, N_2 0.003, H_2 0.0008. С целью получения наноструктурного состояния пруток деформировали методом комбинированной прокатки до диаметра 8 мм.

Влияние нагрева на прочность титана было определено по результатам измерения микротвердости деформированных образцов, отожженных в интервале температур 50..450°С в течение 1 часа. Микротвердость измеряли с использованием микротвердомера Wolpert 402MVD в соответствии с ГОСТ 9450-76. Нагрузка при вдавливании пирамидки составила 50 гр., время выдержки 10 с. В результате анализа были выбраны режимы отжига, обеспечивающие различное микроструктурное состояние металла (табл. 1).

Механические испытания на растяжение образцов проводили, согласно ГОСТ 11701-84 на универсальной испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре со скоростью перемещения траверсы 1 мм/мин. Измерение геометрических размеров образцов бы-

ло выполнено с помощью инструментального микроскопа Olympus STM6. Механические испытания на кручение были выполнены согласно ГОСТ 1545-80.

Таблица 1 – Режимы термической обработки

№	Температура отжига, °С
1	350
2	380
3	420

Металлографические исследования исходных и деформированных образцов были выполнены с использованием метода анализа дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) реализованного на растровом микроскопе Quanta 600 3D. Часть образцов исследовали с использованием детектора обратно рассеянных электронов (BSED).

Электролитическое полирование образцов проводили с использованием электролита 80% $(CH_3CO)_2O$, 20% $HClO_4$ при напряжении 25 В.

Для исследования тонкой структуры использовали просвечивающей электронный микроскоп JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Тонкие фольги были вырезаны из осевой области прутка вдоль направления прокатки, механически утонены и подвергнуты электролитическому утонению при температуре Т= -30°С и напряжении полировки 30 В с использованием электролита следующего химического состава: 60 мл $HClO_4$, 600 мл метанола (CH_3OH), 360 мл бутанола (C_4H_9OH).

С целью оценки деформируемости титана были рассчитаны диаграмма пластичности. Значения степени деформации сдвига при растяжении определяли по уравнению[6]:

$$\Lambda_p = 2\sqrt{3}\ln\left(\frac{1}{1-\psi}\right)e^{-1.2K}, \quad (1)$$

где K – параметр напряженного состояния, ψ – относительное сужение.

Степень деформации сдвига при скручивании определяли из уравнения:

$$\Lambda_{Pкр} = \pi \cdot \frac{d \cdot \gamma}{l \cdot 360}, \quad (2)$$

где γ – угол скручивания в градусах; d – диаметр рабочей части образца, мм; l – длина рабочей части образца, мм.

Расчет диаграмм пластичности проводили путем определения постоянных множителей, согласно уравнению [2]:

$$\Lambda_P = \chi \exp(\lambda K), \quad (3)$$

где χ и λ – постоянные.

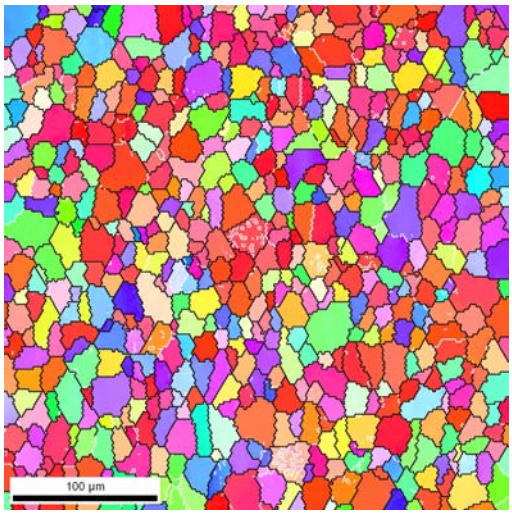


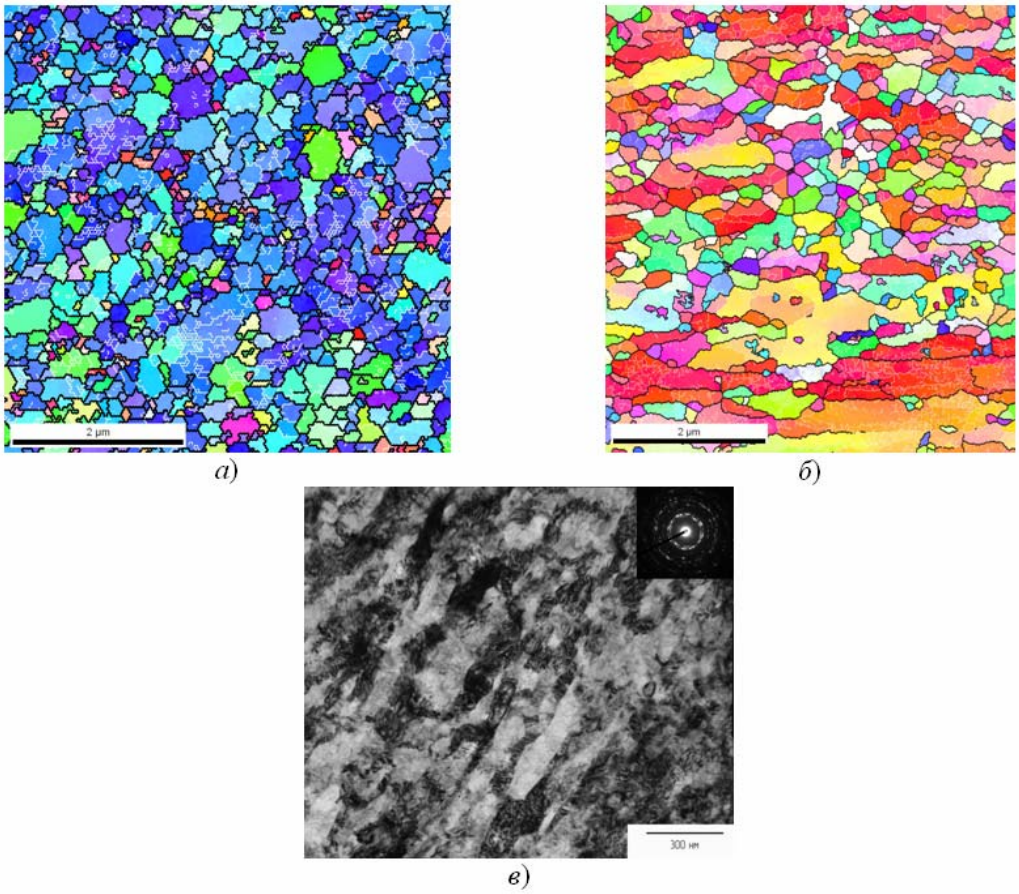
Рисунок 1 – Микроструктура титана ВТ1-0 в состоянии поставки.

Результаты исследований и их обсуждение

1. *Структура и микротвердость титана*

В состоянии поставки титановые прутки были горячекатаные и отожженные. Микроструктура состояла из равноосных зерен со средним размером 18,4 мкм. Доля высокоугловых границ составила 90%.

Для получения наноструктурного состояния в прутках была проведена комбинированная прокатка с суммарной степенью деформации 84%. В результате были получены прутки диаметром 8 мм. Микроструктура в продольном и поперечном сечениях представлена на рис.2.



а) *б)* *в)*

Рисунок 2 – Микроструктура титана ВТ1-0 после комбинированной прокатки (*а* – EBSD поперечное сечение, *б*) EBSD – продольное сечение, в) просвечивающая электронная микроскопия – продольное сечение)

Анализ микроструктуры показал, что после пластической деформации равновесные в состоянии поставки зерна значительно измельчились. Микроструктура в поперечном сечении прутка состояла из зерен со средним размером 180 нм, при этом значение размера зерен варьируется в интервале от 50 до 900 нм. Отметим, что объемная доля крупных зерен размером более 300 нм в структуре не превышает 15%. Доля высокоугловых границ в структуре составляет 67%.

В продольном сечении микроструктура состояла из вытянутых вдоль направления прокатки зерен, поперечный размер которых был в интервале 0,1…0,5 мкм, а их длина – 0,2…1 мкм. При этом крупные зерна были разбиты на фрагменты с размером около 120 нм. Ширина крупных зерен 0,6 мкм и длина не более 2 мкм, объемная доля в продольном сечении которых составила 25,2%.

Известно, что значение микротвердости титана зависит как от плотности дефектов кристаллического строения, так и от уровня внутренних напряжений. Таким образом, измерения микротвердости после термической обработки позволяю определить температуру отжига необходимую для снятия внутренних напряжений и определения начала рекристаллизации металла и роста зерен. На рис. 3 представлен график изменения микротвердости. Видно, что существенное снижение микротвердости происходит после отжига при температуре более 400°С, что объясняется рекристаллизацией материала. При этом снижение температуры начала рекристаллизации титана является характерной особенностью наноструктурного состояния[7]. Для получения материала с различной прочностью и пластичностью, а также средним размером зерна были выбраны температуры отжига равные 350°С, 380°С и 420°С, характеризующие сохранение и снижению микротвердости на 11%.

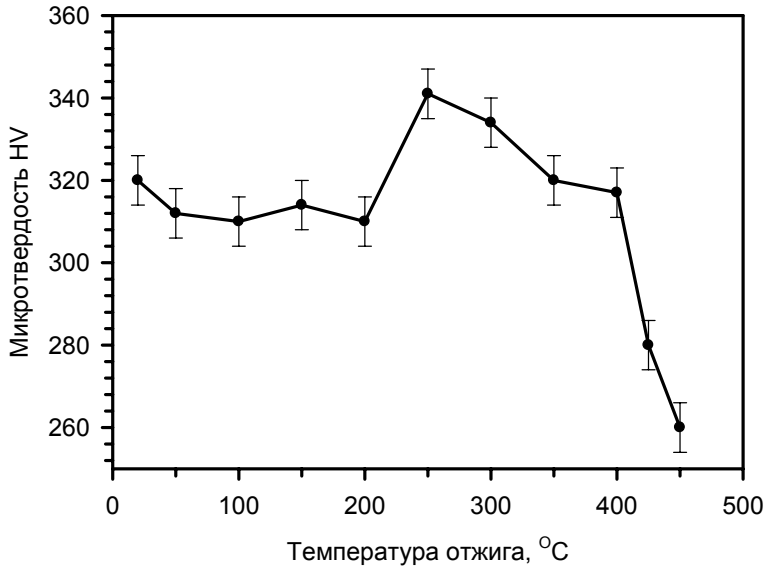


Рисунок 3 – Изменение микротвердости наноструктурного титана ВТ1-0 после термической обработки.

На рис. 4 (*а, б*) представлена микроструктура титана отожженного при 350°С. Видно, что отжиг привел к снижению плотности дефектов внутри зерен и к росту среднего размера зерна. Размер зерен изменяется в пределах от 0,05 до 0,3 мкм, средний размер зерна составил 0,23 мкм. В продольном сечении наблюдаются равноосные и вытянутые в направлении прокатки зерна. Размер равноосных зерен изменяется в интервале от 0,1 до 0,4 мкм, вытянутых до 2 мкм вдоль направления прокатки.

Повышение температуры отжига до 380°С привело к росту отдельных зерен и увеличению среднего размера зерна до 0.3 мкм (рис.4 *в, г*). Количество вытянутых зерен в продольном сечении сократилось, сформировалась равноосная структура. Дальнейшее увеличение температуры отжига до 450°С привело к развитию собирательной рекристаллизации. Сформировалась разнозернистая структура с крупными микрокристаллическими зернами средним размером около 1,15 мкм, окруженные субмикрокристаллическими зернами со средним размером 350 нм. Средний размер крупных и мелких зерен составил 0.5 мкм. Микроструктура в продольном сечении прутка равноосная, разнозернистая. Видна металлографическая текстура.

2. *Механические свойства и деформируемость титана*

Для оценки влияния структуры на механические свойства были проведены испытания на растяжение образцов (табл. 2). Из полученных результатов видно, что при формировании наноструктурного состояния прочность выросла в 2.5 раза по сравнению с исходным состоянием. Отжиг наноструктурного титана привел к пропорциональному падению прочности. При этом зависимость прочности от среднего размера зерна соответствует уравнению Холла Петча ($\sigma_T = \sigma_0 + k\left(D\right)^{-1/2}$) со значениями постоянных параметров σ_0 = 322 МПа и k = 0,0031 МПа мкм$^{1/2}$.

В табл.2 представлены данные по механическим свойствам титана, полученным для различного структурного состояния. Видно, что с измельчение размера зерна с 18.4 до 180 нм привело к снижению деформируемости. Отметим, что значение относительного сужения снизилось на 20%, а относительного удлинения на 75%.

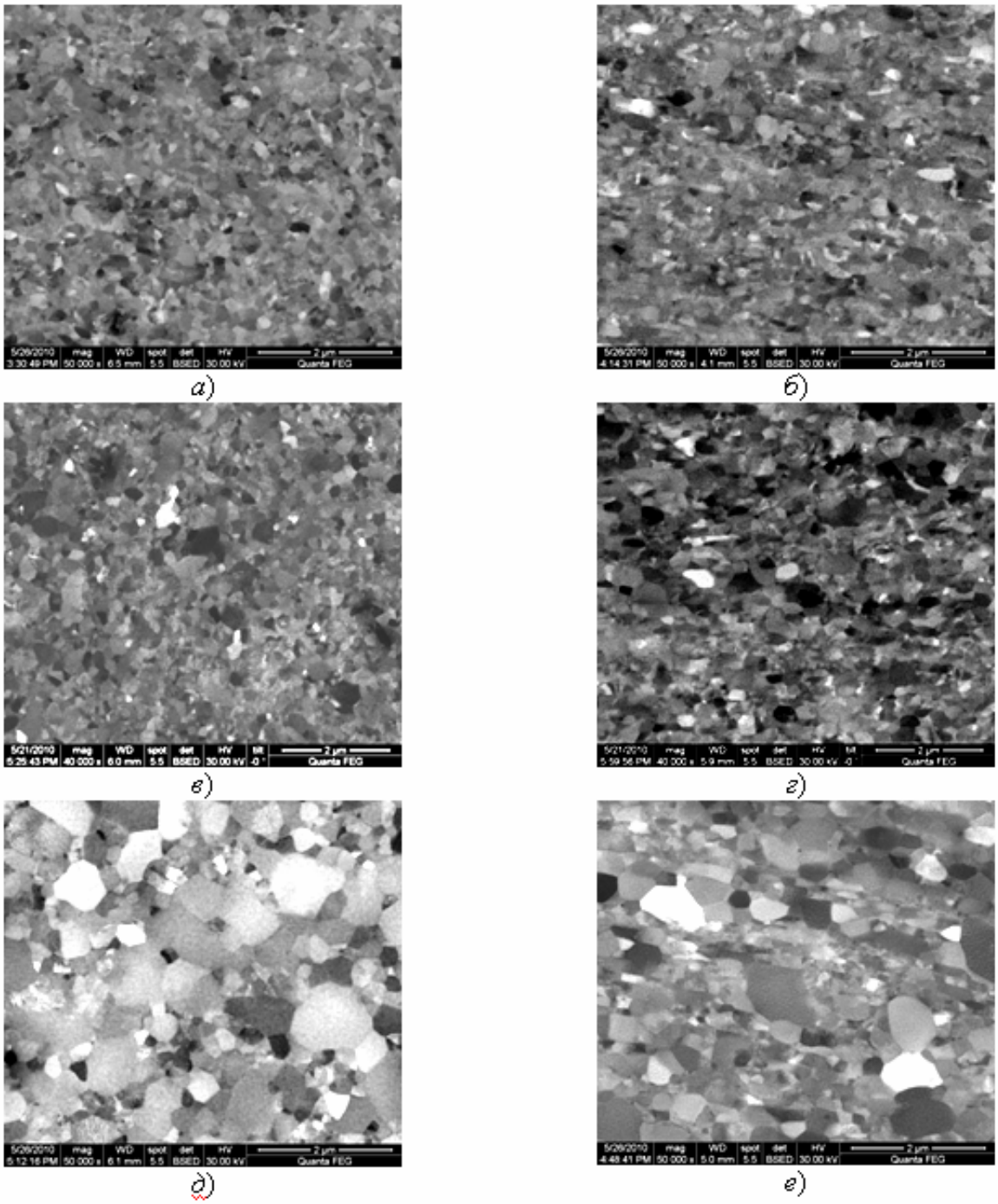


Рисунок 4 – Микроструктура титана ВТ1-0 после комбинированной прокатки и отжига (*а,в,д* – поперечное сечение, *б,г,е* – продольное сечение, *а,б* – отжиг 350°С, *в,г* – отжиг 380°С, *д,е* – отжиг 420°С)

Значительное уменьшение относительного сужения видимо, вызвано изменением параметров упрочнения реологической модели материала и как следствие ранней локализацией деформации [8]. Данное предположение подтверждает пропорциональное снижение деформируемости по результатам испытания на скручивание. Отжиг наноструктурного материала при 350°С привел к росту относительного сужения на 4 единицы, что можно объяснить некоторым увеличением среднего размера зерна и снижением уровня остаточных напряжений. Увеличение температуры отжига до 385°С и 420°С вызвало соответственно снижение и сохранение уровня относительного сужения. Отметим увеличение степени деформации при скручивании после отжига при 420°С.

Таблица 2 – Механические свойства прутков из титана ВТ1-0

№	Состояние	σ_T, МПа	σ_B, МПа	δ,%	ψ,%	$\Lambda_{Pкр}$	Средний размер зерна, мкм
1	Прокатка	964	1084	12	48	0,80	0,18
2	Прокатка+отжиг 350°С	810	1070	14	52	0,91	0,23
3	Прокатка+отжиг 385°С	-	970	12	46	0,88	0,3
4	Прокатка+отжиг 420°С	-	830	18	48	1,06	0,5
5	Состояние поставки	-	428	49	60	1,22	18

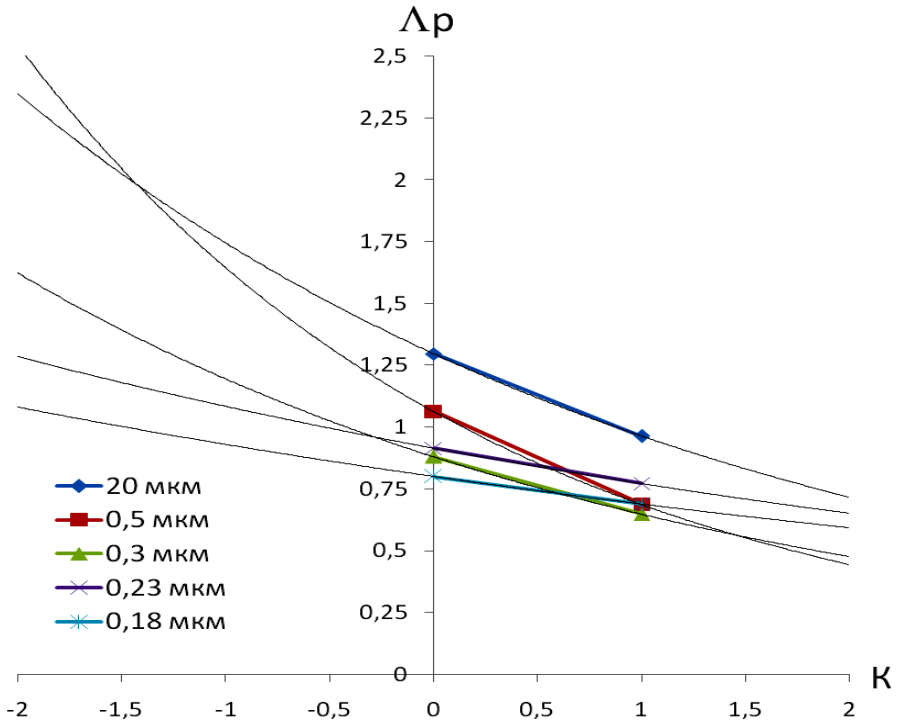


Рисунок 5 – Диаграммы пластичности тинана ВТ1-0 в зависимости от среднего размера зерна.

Как известно, диаграммы пластичности определяют зависимость пластичности материала от схемы напряженного состояния при пластической деформации. Согласно данным работы [2] зависимость пластичности от параметра жесткости напряженного состояния определяется уравнением(3). Для построения зависимости (3) достаточно провести испытания на растяжение и скручивание, при которых значение параметра жесткости равно 1 и 0 соответственно. С изменением схемы напряженного состояния на сдвиг деформируемость титана в зависимости от структурного состояния изменилась. С увеличением размера зерна деформируемость возросла, при этом угол наклона кривой диаграммы пластичности в области K = 0...1 для материала с размером зерна более 0.23 мкм (28,4 градуса) был больше угла наклона крупнокристаллического материала (24, градуса). В этой связи, следует ожидать превышения деформируемости такого материала по сравнению с крупнокристаллическим аналогом при высоких значениях гидростатического давления. С другой стороны угол наклона кривой для материала с размером зерна менее 0.23 мкм(9,4 градуса) был меньше чем у крупнокристаллического аналога, что указывает на ограниченную деформируемость наноструктурных материалов, в том числе при высоких гидростатических давлениях. Постоянные параметры уравнения (3) представлены в табл. 3.

Таблица 3 – Постоянные коэффициенты диаграмм пластичности

№	Состояние	Размер зерна, мкм	χ	λ
1	Состояние поставки	18	1,298	-0,307
2	Прокатка	0,18	0,8	-0,15
3	Прокатка+отжиг 350С	0,23	0,915	-0,17
4	Прокатка+отжиг 385С	0,3	0,88	-0,3
5	Прокатка+отжиг 420С	0,5	1,064	-0,43

Выводы

1. Формирование наноструктуры в титане со средним размером зерна в поперечном сечении равном 180 нм привело к увеличению предела прочности до 1084 МПа, снижению пластичности до δ=12% и относительного сужения до ψ=48% по сравнению с крупнокристаллическим аналогом

2. Зависимость прочности от размера зерна соответствует уравнению Холла-Петча со значением постоянных параметров σ_0=352, κ=338.

3. Угол наклона кривой диаграммы пластичности в области К=0…1 для титана со средним размером зерна менее 0.23 мкм соответствует 9.4 градусам. С увеличением среднего размера зерна до 0.5 мкм возрастает до 28.4 градусов.

Работа выполнена в рамках реализации ФЦП « Научные и педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы», направление «Механика» в рамках мероприятия 1.2.2 программы (ГК №П1106 от 2 июня 2010г.)

Список использованных источников

1. Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Galeyev R.M., Valiakhmetov O.R., Mironov S.Yu., Semiatin S.L., Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing Scripta Mater 51 (2004) 1147–1151
2. Богатов А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов. Учебное пособие для вузов. Екатеринбург ГОУ ВПО УГТУ-УПИ – 2002 с329.
3. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением М: металлургия 2001, 836с.
4. Огородников В.А. Оценка деформируемости металлов при обработке давлением. – Киев: Вища школа, 1983. – 174 с.
5. Дель Г.Д. Пластичность деформированного материала // Физика и техника высоких давлений. 1983. №11. С. 28-32
6. Лабутин А.А., Коротаев Ф.Ф., Гуляев Г.П. О прогнозировании ресурса разрушения при пластической деформации металлов. Исследования в области пластичности и ОМД. Тула, 1975, вып. 3, с.95–98.
7. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena.Second edition. Elservier,2004, 574 p.
8. Мочалов Н.А., Галкин А.М., Мочалов С.Н., Парфенов Д.Ю. Пластометрические исследования металлов.–М.: Инntер Инженеринг, 2003.–318 с.

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ

Крылова С. Е., Фирсова Н. В.
Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) ГОУ ВПО ОГУ, г. Орск,Россия
E-mail: d33d1@yandex.ru

INFLUENCE OF PROCESSES OF THERMAL PROCESSING ON STRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF THE STEEL

Krylova S. E., Firsova N. V.
Orsk Institute of the Humanities and Technology, Orsk, Russia
E-mail: d33d1@yandex.ru

Among the metal materials applied to manufacturing of the tool, the important place occupy the steels used for manufacturing of stamps of hot and cold deformation. Operational properties of a steel for the stamps intended for performance of various technological processes of hot deformation, because of a variety of temperaturno-power service conditions of stamps not can be the general that shows necessity of their specialization.

Обеспечение высокой стойкости штампов в условиях интенсификации производства и увеличения требований к качеству поковок возможно на базе решения комплекса вопросов, включающих отработку конструкции штампов, создание высокопрочных, теплостойких и износостойких штамповых материалов и покрытий, эффективных смазок и охлаждающих жидкостей, разработку прогрессивной технологии изготовления гравюры штампа. Дифференцированный выбор марки стали и режима ее термической обработки (а, следовательно, и соответствующего комплекса эксплуатационных свойств) необходим даже для различных частей и деталей одного штампа: пуансона, матрицы, рабочих вставок, знаков, выталкивателей и т. д. При разработке требований к свойствам штамповой стали в первую очередь анализируют температурно-силовые условия эксплуатации штампов, устанавливают преимущественный вид износа и определяют основные и второстепенные эксплуатационные свойства, включая их количественные показатели.

Сталь 6ХВ2С применяемая для изготовления ударного инструмента и штампов горячего деформирования, обладает определенным комплексом эксплуатационных свойств: удовлетворительной прочностью, твердостью и износостойкостью поверхности в сочетании с достаточной вязкостью и пластичностью металлической основы, имеет высокую прокаливаемость (до 70-80 мм) и закаливаемость. Удельная теплоемкость при 20–100°С – 462 Дж/(кг·°С). По структурному признаку является доэвтектоидной. Структура доэвтектоидных сталей после отжига состоит из пластинчатого и, реже, зернистого перлита с небольшими участками феррита. Кроме того, в структуре, наряду с цементитом, присутствует карбид МС.

Химический состав стали определялся в центральной лаборатории комбината ОАО “Уральская Сталь” соответствует ГОСТ 14959-79 и приведен в табл. 1.

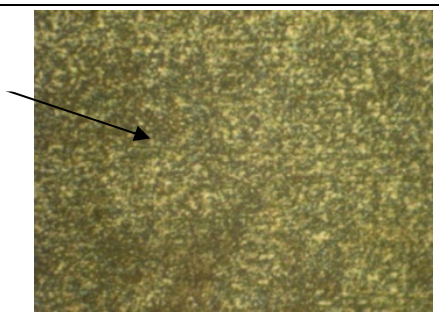
Таблица 1 – Плавочный химический состав стали 6ХВ2С, % (ГОСТ 14959-79)

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	W	Cu
0,62	0,71	0,3	0,3	0,02	0,015	1,05	0,28	2,4	0,23

В исходном состоянии (горячая прокатка ГОСТ 1577-93 с последующим изотермическим отжигом и механической обработкой) микроструктура – зернистый перлит, полученный в результате процесса сфероидизации под влиянием большого числа вторичных карбидов. В зернистом перлите карбиды более крупные, медленнее растворяются при нагреве и

эффективно задерживают рост зерна, из-за чего стали с такой структурой обладают большей прочностью и менее чувствительны к образованию трещин. В результате легирования хромом и кремнием перлит содержит мало углерода и превращение перлит – аустенит незначительно насыщает твердый раствор. Оно достигается растворением вторичных карбидов при нагреве выше A_1. Поэтому влияние перлита на структуру закаленной стали менее заметно. Микроструктура и свойства стали в исходном состоянии представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Структурные характеристики стали в исходном состоянии

Микроструктура стали	Свойства
П 	Твердость 17,8 HRC, микротвердость металлической основы 2710 Н/мм^2, балл зерна 7, предел прочности 810 МПа, условный предел текучести 687 МПа, относительное удлинение 3,2 %, относительное сужение 24 %, ударная вязкость 12 Дж/см^2, убыль массы в процессе износа 0,218 г/мин
Примечание: П – перлит	

Для получения высоких прочностных характеристик данную сталь подвергают закалке и отпуску. После закалки сталь должна иметь наряду с высокой плотностью дислокаций мелкозернистую структуру. Чем меньше размер зерна в закаленной стали, тем выше сопротивление малым пластическим деформациям и выше сопротивление отрыву, определяющее склонность к хрупкому разрушению.

После закалки структура характеризуется наличием мартенсита и остаточного аустенита, а при повышенном содержании углерода – еще и избыточных карбидов. Отпуск обеспечивает образование трооститной структуры. Предлагаемые режимы упрочняющей термической обработки штамповой стали 6ХВ2С указаны в таблице 3.

Таблица 3 – Режим термической обработки

Номер режима	Температура закалки, ºС	Температура отпуска, ºС	Время отпуска в солях при 350 ^{0}С, ч
1	860	150	0,5
2		200	1,0
3		250	1,5
4		300	2,0

Для определения наиболее оптимальной температуры закалки образцы закаливали с различных температур: 860, 900, 940, 980 ºС. Выбрав наиболее оптимальную температуру закалки, произвели два различных вида отпуска: обычный на воздухе и с выдержкой в соляной ванне при температуре 350 ºС. Состав соляной ванны: едкий натр (85 %) + едкое кали (15 %).

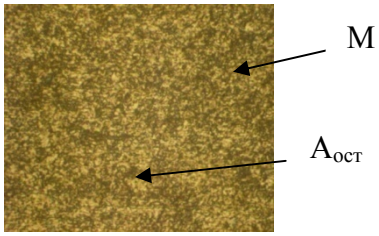
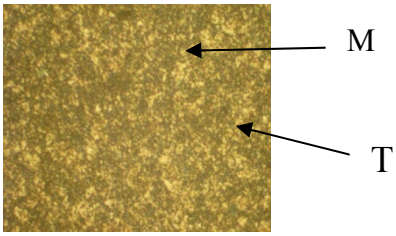
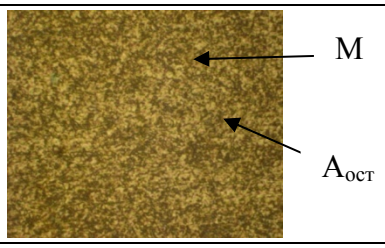
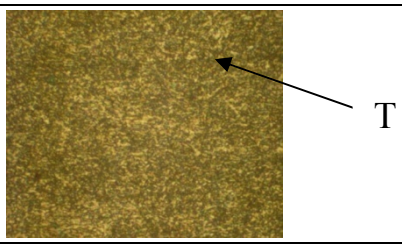
Исследование структуры стали проводилось методом микроанализа при помощи оптического микроскопа МИМ-7. Полученные структуры (табл. 4) наглядно демонстрируют фазовые превращения в данной стали. При закалке 860 и 900 ºС образовался бесструктурный мартенсит и остаточный аустенит. Остаточный аустенит образовался вследствие того что мартенситное превращение для данной стали не заканчивается при охлаждении +20 ºС.

Количество аустенита зависит от его состава, получаемого при высоком нагреве, условиях охлаждения и в меньшей степени от величины зерна.

При закалке 940 ºС сталь при нагревании полностью переведена в аустенитное состояние, но охлаждена с недостаточно большой скоростью, и часть аустенита успела претерпеть распад с образованием троостита, а остальная часть аустенита превратилась в мартенсит, что способствовало образованию троостомартенситной структуры.

При закалке 980 ^{o}С образовалась структура тростит. Увеличение скорости охлаждения привело к понижению критических точек по сравнению с равновесной диаграммой – распад аустенита произошел при температуре несколько ниже. При этом скорость диффузии уменьшилась, частички цементита не успели вырасти, твердость повысилась. Структуры с более мелкими частичками цементита (по сравнению с цементитом перлита) называются сорбитом и троосторитом.

Таблица 4 – Микроструктура стали после различных температур закалки с охлаждением в масло

Температура закалки, °С	Микроструктура	Температура закалки, °С	структура
860		940	
900		980	
Примечание: М – мартенсит, $А_{ост}$ – остаточный аустенит, Т – троостит			

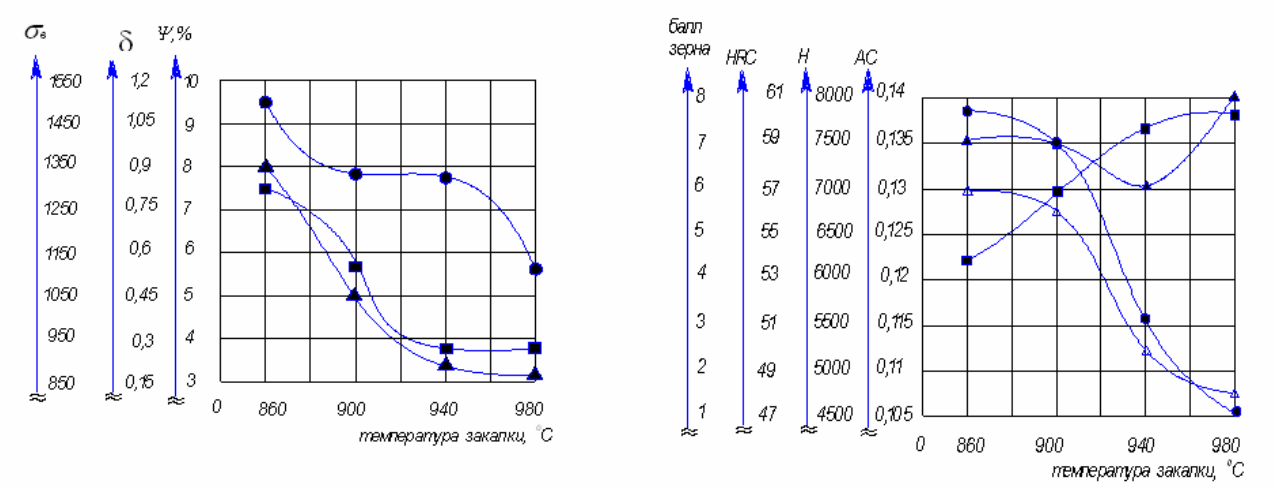
После структурных исследований определяли механические свойства закаленных образцов, а именно твердость, микротвердость, предел прочности, относительное удлинение и сужение, убыль и массы.

При увеличении температуры закалки происходит рост зерна и уменьшаются механические свойства. Износостойкость не всегда коррелирует с твердостью, в данном случае количество остаточного аустенита является вязкой и пластичной составляющей, удерживающей при износе карбиды. Кроме того, в процессе износа аустенит остаточный претерпевает мартенситное превращение на поверхности испытуемых образцов, что приводит к повышению абразивной стойкости (рис. 1).

При проведении исследований установлено, что разрушение образцов после закалки происходило по вязко-хрупкому механизму (волокнисто-кристаллическому). На поверхности образцов наблюдается вязкий неоднородный излом, имеющий рыхлое, волокнистое строение с вырывами на поверхности.

Из исследований видно, что самыми оптимальными свойствами обладает образец, закаленный при температуре 860 ^{0}С.

Для снятия внутренних закалочных напряжений и для получения высокой твёрдости и износостойкости после закалки с оптимальной температуры 860 °С в масло произвели отпуск при температурах 150 ºС, 200 ºС, 250 ºС, 300 ºС. Выдержка составляла 30 минут с последующем охлаждении на воздухе. Микроструктура и свойства стали представлены в табл. 5.

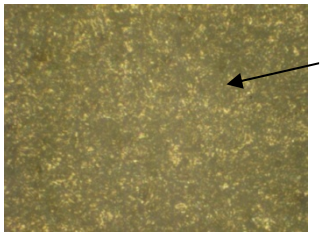
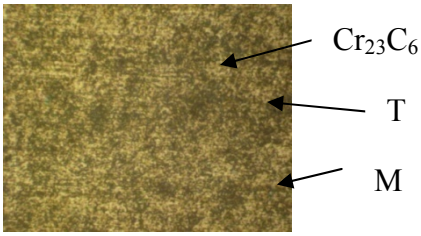
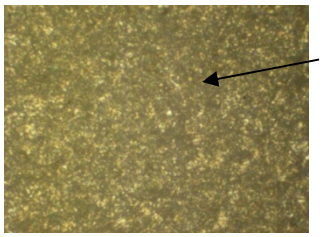
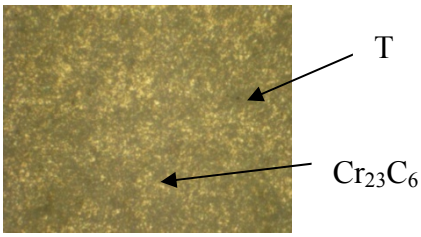


● – предел прочности $\sigma_в$, МПа
■ – относительное сужение ψ, %
▲ – относительное удлинение δ, %

● – твердость, HRC
Δ– микротвердость Н, Н/мм^2
▲ – балл зерна
■ – убыль массы АС, г/мин

Рисунок 1 – Зависимость свойств стали от температуры нагрева при закалке в масло

Таблица 5 – Микроструктура стали после классического отпуска

Температура отпуска, °С	Микроструктура	Температура отпуска, °С	Микроструктура
150		250	
200		300	
Примечание: М – мартенсит, Т – троостит			

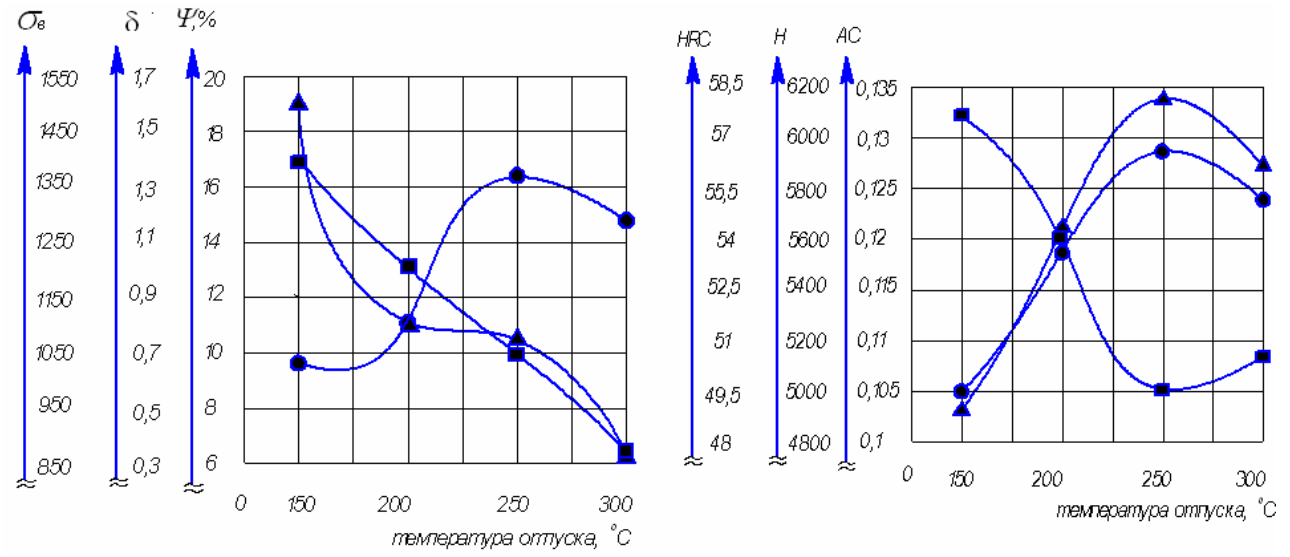
При нагреве до 150 °С и 200 °С происходит перераспределение углерода в мартенсите, при этом наряду с твердым раствором исходной концентрации по углероду, в котором не произошло выделение карбидов, появляется мартенсит, содержащий значительно меньше углерода (0,25-0,38 %). Образуются пластинки карбидов толщиной несколько атомных диаметров. На образование карбидов углерод расходуется только из участков мартенсита, окружающих кристаллы выделившихся карбидов. Концентрация углерода на этих участках резко падает, тогда как удаленные участки сохраняют концентрацию углерода. В стали присутствуют карбиды и два α-твердых раствора мартенсита (с высокой и низкой концентрацией углерода). Скорость диффузии мала, карбиды не увеличиваются, распад мартенсита сопровождается зарождением новых карбидных частиц. При этом несколько снижается тетрагональность решетки, что соответствует образованию структуры мартенсит отпуска.

При нагреве до 250 °С избыточный углерод выделяется из Feα. Основным процессом является распад остаточного аустенита. Продуктом распада остаточного аустенита является гетерогенная смесь состоящая из перенасыщенного α-твердого раствора и карбидной фазы. Наряду с распадом остаточного аустенита тетрагональность решетки мартенсита продолжает уменьшаться, идет дальнейшее выделение углерода из мартенсита. Цементит выделяется в виде пластин, закономерно ориентированных по отношению к мартенситу. С увеличением температуры отпуска увеличивается размер цементитных пластин и их доля.

Карбидные частицы $Cr_{23}C_6$ полностью обособляются, приобретают строение цементита, и начинают расти. Форма карбидных частиц приближается к сферической.

Повышение температуры отпуска значительно влияет на мартенситную структуру полученную при закалке, это проявляется в следующем: при отпуске мартенсит проявляется двояко. Во-первых, в замедлении разупрочнения и стабилизации уровня твердения, при отпуске в интервале 250 °С. В этом случае роль выделений новых карбидных частиц сводится к закреплению исходных дефектов и к компенсации потери прочности при коагуляции низкотемпературных карбидных фаз. Во-вторых, в появлении пика вторичного твердения, если возрастает прочность из-за выделения новых частиц специальных карбидов $Cr_{23}C_6$.

Пик вторичного твердения выражен тем ярче, чем больше эффект вторичного твердения и чем ниже уровень фона, на котором он проявляется. При дальнейшем повышении температуры отпуска твердость стали снижается, а пластичность и вязкость возрастает вследствие коагуляции частиц специальных карбидов и связанных с этим необратимых структурных изменений металлической матрицы. Проявление вторичного твердения в нашем случае является основным способом упрочнения данной стали. Абразивная износостойкость коррелирует с твердостью и микротвердостью в процессе дисперсионного твердения (рис. 2).



● – предел прочности $\sigma_в$, МПа
■ – относительное сужение ψ, %
▲ – относительное удлинение δ, %

● – твердость, HRC
▲ – микротвердость Н, Н/мм^2
■ – убыль массы АС, г/мин

Рисунок 2 – Зависимость свойств стали от температуры отпуска с охлаждением на воздухе

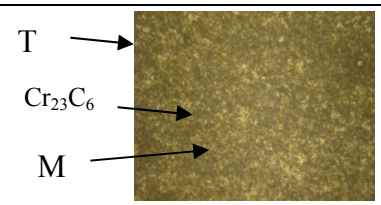
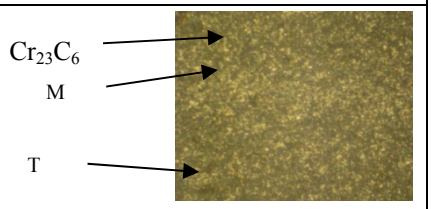
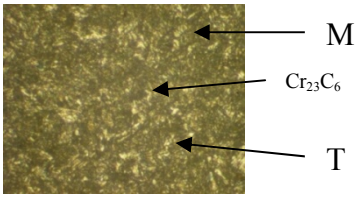
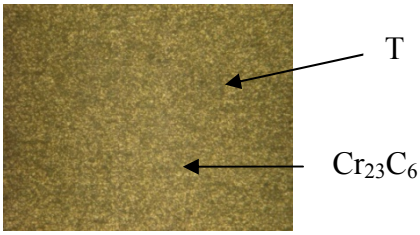
При проведении исследований установлено, что разрушение образцов происходило по вязкому механизму. На поверхности образцов наблюдается вязкий однородный излом, имеющий волокнистое строение с частичными вырывами на поверхности при отпуске 150 °С.

Поверхность разрушения – матовая, без металлического блеска, серого цвета. Наблюдается характерный мелкокристаллический излом, который представляет собой кристаллический излом с мелкозернистым, веерообразным, ручьевым строением. Данная поверхность разрушения – светло-серая, матовая, без признаков макропластической деформации, что соответствует структуре металла с высокими механическими свойствами.

Для повышения механических свойств и снятия внутренних напряжений стали, возникших в процессе закалки, а также во избежание стабилизации аустенита и образования микротрещин, произвели отпуск в соляной ванне при температуре 350 ºС. Выдержка составляла 0,5, 1,0, 1,5 и 2,0 часа с последующим охлаждением на воздухе. Нагрев в расплавах солей не образует окисленных поверхностей и не допускает обезуглероживания поверхностного слоя (табл. 6).

При выдержке 0,5 часа распад мартенсита идет в несколько этапов. До температур 150 °С на границе мартенситных кристаллов и на дефектах возникают частицы когерентно-связанного с мартенситом карбида $Cr_{23}C_6$ толщиной несколько атомных слоев, длиной несколько нанометров. Мартенсит примыкающих участков обедняется углеродом, тогда как в удаленных участках высокая концентрация углерода сохраняется благодаря тому, что диффузия углерода при такой низкой температуре практически не идет. Образуется неоднородный (гетерогенный) мартенсит. Легирующие элементы на эту стадию практически не влияют, остаточный аустенит сохраняется неизменным. При 150-350 °С продолжается выделение из мартенсита карбида $Cr_{23}C_6$ и его укрупнение. Идет диффузия углерода: его концентрация во всем объеме мартенсита выравнивается и понижается. При температурах 250-350 °С карбид $Cr_{23}C_6$ присоединяет недостающий углерод и превращается в цементит.

Таблица 6 – Микроструктура стали после отпуска при температуре 350 °С в расплаве солей

Время выдержки при отпуске	Микроструктура	Время выдержки при отпуске	Микроструктура
0,5 часа		1,5 часа	
1,0 час		2,0 час	
Примечание: Т – троостит, М – мартенсит			

При дальнейшей выдержке весь избыточный углерод выделяется из Feα. Карбидные частицы $Cr_{23}C_6$ полностью обособляются, приобретают строение цементита, и начинают расти, образуя высокодисперсную смесь феррита и цементита, называемую троостит отпуска. Также присутствует остаточный аустенит. Количество карбидов $Cr_{23}C_6$ (7-8 %) (рисунок 3).

При дальнейшей выдержке 1,0 и 1,5 часа микроструктура не меняется, происходит рост карбидных частиц и дополнительное их выделение из металлической основы 1,0 час – $Cr_{23}C_6$ (10-12 %) и 1,5 часа – $Cr_{23}C_6$ (12-15 %).

При выдержке 2,0 часа мартенсит полностью переходит в троостит и количество карбида $Cr_{23}C_6$ составляет (18-20 %).

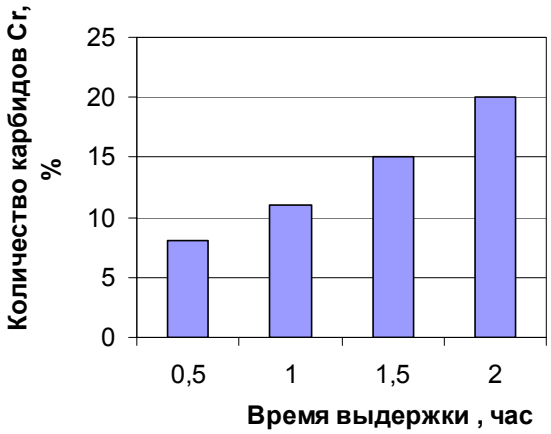
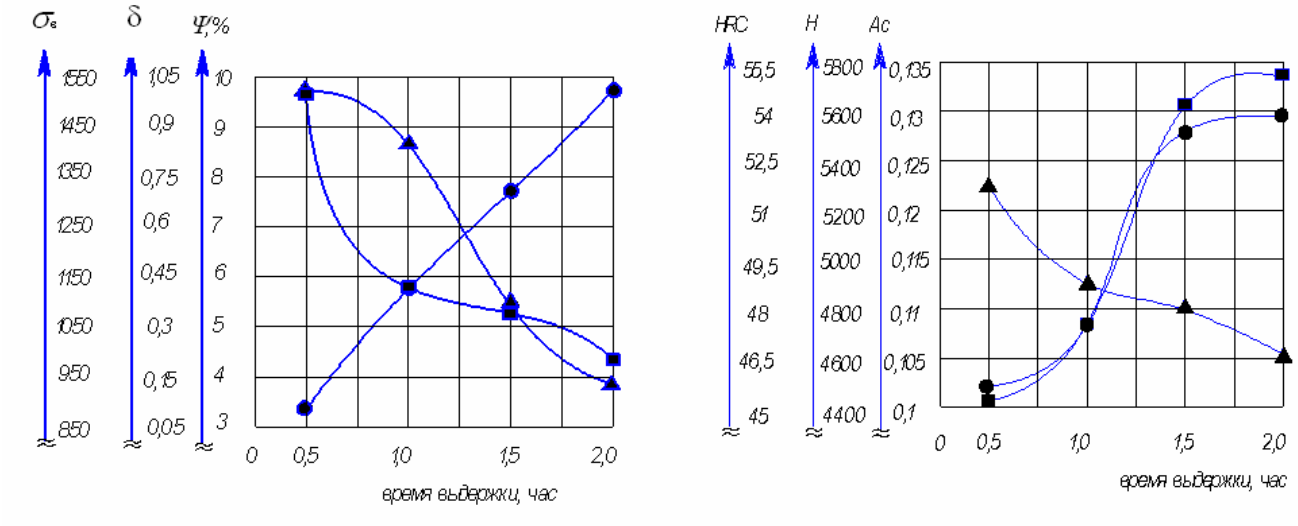


Рисунок 3 – Зависимость количества карбидов $Cr_{23}C_6$ от времени выдержки при отпуске в соляной ванне

С повышением времени выдержки все характеристики повышаются, а пластичные характеристики плавно снижаются достигая оптимальных значений при двух часовой выдержке в расплаве соли, при этом сохраняя все преимущества данной закалочной среды (рис. 4).



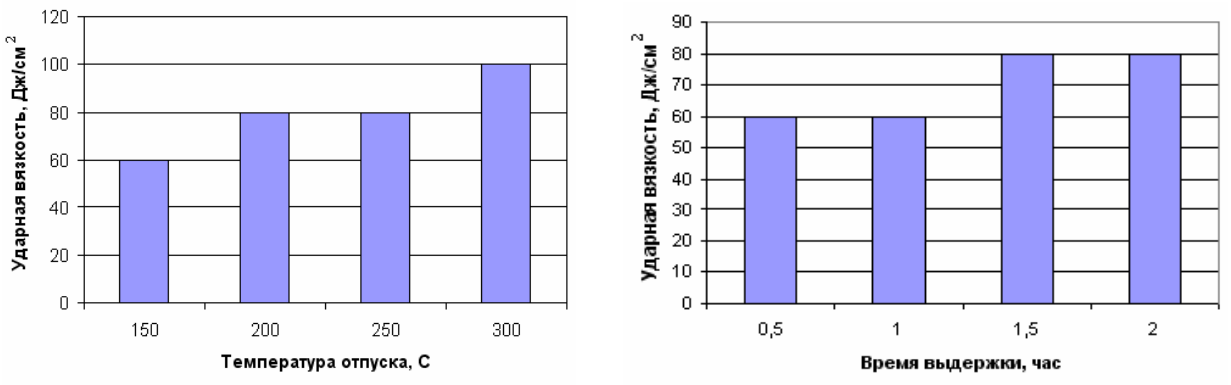
● – предел прочности $\sigma_в$, МПа
■ – относительное удлинение δ, %
▲ – относительное сужение ψ, %

● –твердость, HRC
▲ – убыль массы АС, г/мин
■ – микротвердость Н, Н/мм^2

Рисунок 4 – Зависимость свойств стали от времени выдержки при отпуске в соляной ванне

Испытания на ударную вязкость и определение балла зерна не зафиксировали в данной среде отпускной хрупкости и показали стабильность результатов с повышением ударной вязкости до 80 Дж/см^2.

Анализируя все проведенные исследования видно, что самыми оптимальными свойствами обладает образец после отпуска в расплаве солей при 350 ^{o}С закаленный при температуре 860 ^{o}С, после двух часовой выдержки, имеет повышенные значения предела прочности, износостойкости и ударной вязкости по сравнению со стандартным режимом отпуска с охлаждением в воздушной среде.



а) *б*)

Рисунок 5 – Зависимость ударной вязкости от температуры классического отпуска и времени выдержки при отпуске в соляной ванне

Для повышения механических и эксплуатационных свойств стали 6ХВ2С был разработан оптимальный режим термической обработки, при чем температуры закалки и отпуска выбирались с учетом режимов термической обработки, применяемых на предприятиях ОАО «Уральская Сталь» и ОАО «МК ОРМЕТО-ЮУМЗ».

Выводы

1. Выявлены режимы термической обработки стали 6ХВ2С, при которых достигается наилучшее сочетание механических свойств (твердости, микротвердости, предела прочности, условного предела текучести, относительного удлинения, относительного сужения, износостойкости).

2. Установлено, что оптимальными свойствами обладает сталь, закаленная при температуре 860 ^{o}С, благодаря образованию бесструктурного мартенсита и остаточного аустенита. При этом дальнейшее увеличение температуры закалки привело к снижению механических свойств: предела прочности $\sigma_в$ с 1493 до 1113 МПа, твердости с 60,3 до 47 HRC, микротвердости с 6975 до 4716 Н/мм^2, относительного сужения Ψ с 7,5 до 3,8 %, относительного удлинения δ с 0,9 до 0,18 %.

3. Самым оптимальным комплексом свойств обладает сталь после отпуска в растворе солей при 250 ^{o}С закаленная с температуры 860 ^{o}С в масло. Она имеет максимальные значения твердости 56,6 HRC, микротвердости металлической основы 6181 Н/мм², предела прочности 1356 МПа, и абразивной стойкости при убыли массы 0,105 г/мин.

4. Увеличение времени выдержки в соляной ванне оказало благоприятное влияние на механические свойства и износостойкость. Это привело к повышению значений предела прочности 1522 МПа, износостойкости при убыли массы 0,106 г/мин и ударной вязкости 80 Дж/см² по сравнению со стандартным режимом отпуска с охлаждением в воздушной среде.

5. При отпуске в соляной ванне при увеличении времени выдержки с 0,5 до 2,0 часов количество карбидов $Cr_{23}C_6$ увеличилось с 7-8 % до 18-20 %.

Список использованных источников

1. Тылкин, М. А. Штампы для горячего и холодного деформирования металлов / М. А. Тылкин, Д. И. Васильев. – М. : Машиностроение, 1977. – 496 с.
2. Деордиев, Н. Т. Штамповые материалы / Н. Т. Деордиев, Г. П. Большаков. – М. : Машиностроение, 1968. – 144 с.
3. Марочник сталей и сплавов / Под общ. ред. А. С. Зубченко. – М. : Машиностроение, 2003. – 784 с.

КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В УСЛОВИЯХ ДВУХОСНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Вансович К. А.
Омский государственный технический университет, Омск, Россия
E-mail: vansovichka@mail.ru

THE CRITERION OF THE GROWTH RATE ESTIMATION FOR FATIGUE CRACKS IN THE BIAXIAL LOADING CONDITION

Vansovich K. A.
Omsk state technical university, Omsk, Russia
E-mail: vansovichka@mail.ru

The article deals with the criterion determining the kinetics of fatigue cracks developing by normal separation method at the stable growth stage under stationary biaxial loading. Biaxiality of loading is achieved by using samples of cruciform shape with the thickness of the working part of 10 mm. In tension-compression crack growth rate was lower, and under biaxial tension - higher than under uniaxial loading. It is suggested that the crack growth rate depends on the ΔK_I value calculated from revealing stress, and the degree of biaxial stress.

Similarity of fractographic features is the basis assume the existence of a single parameter, determining the rate of crack growth. This parameter suggested as an equivalent intensity factor stresses ΔK_I^*.

Значительные успехи в области кинетики усталостных трещин связаны с использованием понятий линейной механики разрушения. В частности, с величиной размаха коэффициента интенсивности напряжений за цикл нагружения ΔK_1. Достаточно полный обзор критериев, определяющих скорость роста усталостных трещин, приведен в работе [1]. При одноосном нагружении кинетика усталостных трещин нормального отрыва удовлетворительно описывается формулой Пэриса

$$\frac{da}{dN} = C\left(\Delta K_I\right)^n , \qquad (1)$$

где C, n – константы материала; a – размер трещины; N – число циклов нагружения.

Попытки применить эту формулу для описания скорости роста усталостных трещин при двухосном нагружении привели к противоречивым результатам: в одних случаях скорость роста трещин оказалась выше полученной экспериментально, а в других ниже [2,3]. Предполагается, что такое несоответствие связано как с различием механизмов разрушения в образцах, использованных авторами, так и с тем, что величина ΔK_I не полностью характеризует напряженное состояние в вершине трещины при двухосном нагружении.

В настоящей работе предлагается критерий, определяющий кинетику роста усталостных трещин, развивающихся по типу нормального отрыва, на стадии стабильного роста при двухосном стационарном нагружении.

Основой при разработке такого критерия явились результаты экспериментальных исследований, проведенных на широко распространенном алюминиевом сплаве АК6 при различных видах нагружения. При этом предполагалось, что единый критерий имеет смысл только в том случае, если разрушение во всех случаях нагружения происходит по одинаковому механизму. Двухосность нагружения достигалась применением образцов крестообразной формы с толщиной рабочей части 10 мм (рис.1).

На одной стороне рабочей части образца горизонтально наносился концентратор, от которого в процессе испытаний зарождалась поверхностная трещина. Нагружение образцов

осуществлялось на испытательной машине ГРМ-I с пульсатором. В вертикальном направлении растягивающее нагружение (перпендикулярно плоскости трещины) получали непосредственно от захватов испытательной машины. Для создания нагрузки в горизонтальном направлении были разработаны и использовались специальные приспособления – реверсоры. Степень двухосности номинального напряженного состояния, т.е. без учета трещины, определялась величиной коэффициента двухосности нагружения $\lambda = \sigma_x / \sigma_y$. Вертикальные напряжения σ_y перпендикулярны плоскости трещины и в процессе нагружения раскрывают её. Горизонтальные напряжения σ_x параллельны плоскости трещины и, формально, наличие трещины не влияет на их величину. При одноосном растяжении, когда $\sigma_x = 0$, $\lambda = 0$; при растяжении-сжатии была реализована величина $\lambda = -0,9$; при двухосном растяжении $\lambda = +0,9$.

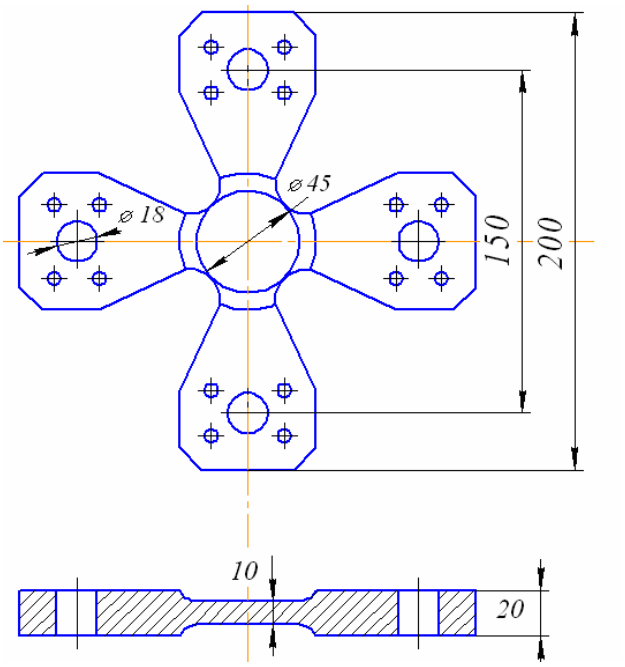


Рисунок 1 – Образец для двухосных испытаний

Как показали проведенные испытания, независимо от формы концентратора, вида нагружения и уровня напряжений с момента зарождения трещины её фронт стремится принять форму полуокружности. В дальнейшем, по мере роста трещины, её полукруглая форма сохраняется почти до момента выхода на заднюю поверхность. Такая "устойчивая" форма несквозной трещины дает возможность определять её глубину a по результатам измерений размеров трещины c, сделанных на передней поверхности образца. В проведенных экспериментах считалось, что скорость роста несквозных трещин по всем направлениям нормальным фронту трещины одинакова.

В процессе испытаний через определенное число циклов нагружения измерялся размер трещины c по передней поверхности образца. Результаты этих измерений представлены на рис. 2. Графическим дифференцированием этих диаграмм определялась скорость роста усталостных трещин по передней поверхности образца dc/dN (рис. 3).

Микрофрактографические исследования поверхностей изломов испытанных образцов были проведены на электронном сканирующем микроскопе в ГосНИИ ГА Шанявским А.А. Для всех видов нагружения на изломах были выделены общие фрактографические признаки.

Вблизи концентратора напряжений псевдобороздчатый рельеф, затем бороздчатый и ямочно-бороздчатый рельефы. Стадии стабильного роста во всех случаях соответствовал бороздчатый рельеф. Подобие рельефов свидетельствует о подобии механизмов разрушения [4].

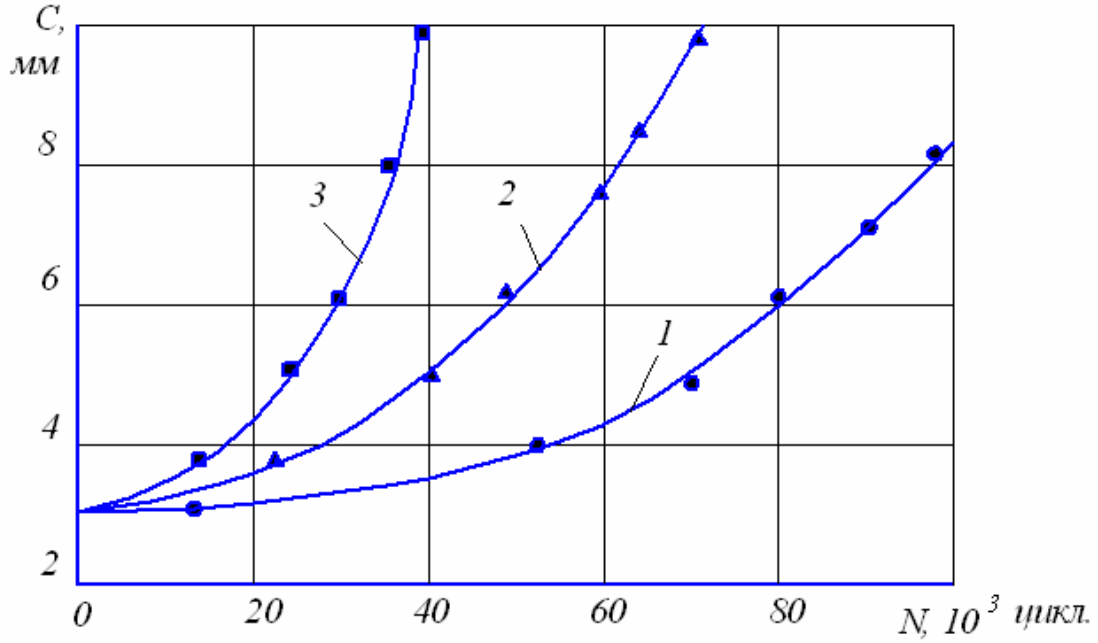


Рисунок 2 – Влияние способа нагружения на рост усталостных трещин, σ_y =120 МПа
1 – λ = – 0,9; 2 – λ = 0; 3 – λ = + 0,9

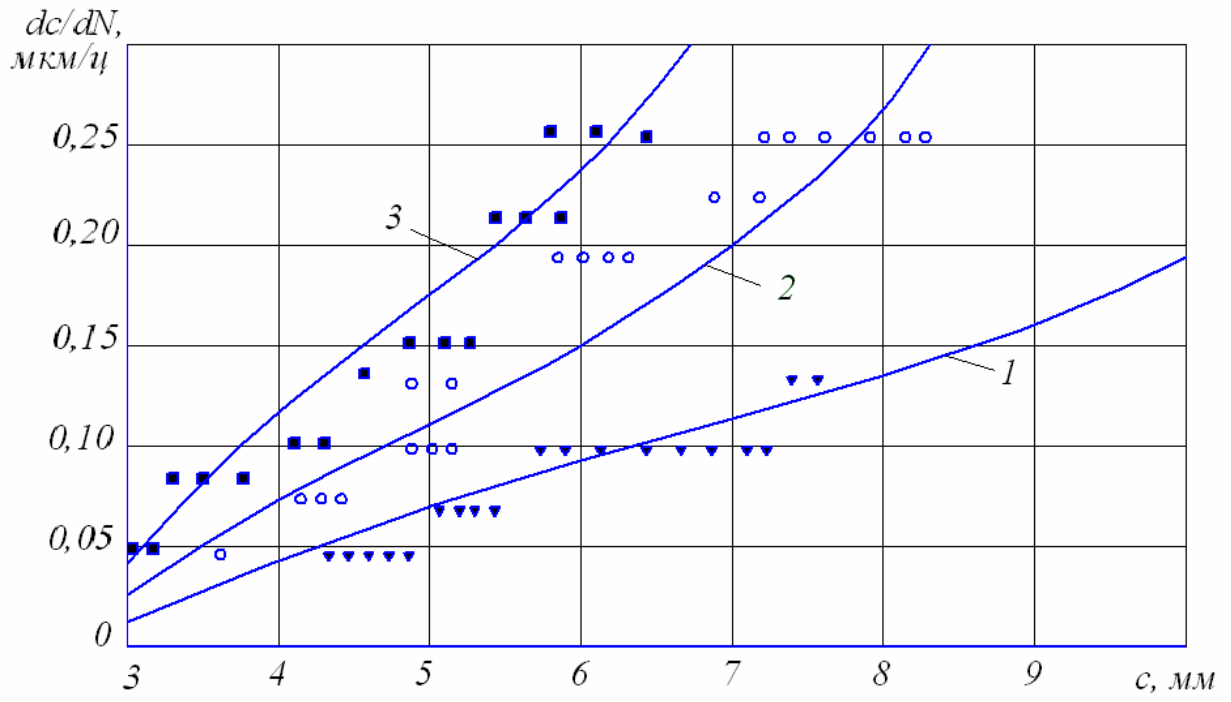


Рисунок 3 –Диаграмма зависимости скорости роста трещины от величины размера трещины.
σ_y =120 МПа; 1 – λ = – 0,9; 2 – λ = 0; 3 – λ = + 0,9;
▼ ○ ■ – шаг усталостных бороздок

Наличие бороздчатого рельефа на изломе образца позволило определять скорость роста несквозной трещины в направлении её глубины по величине шага бороздок. Экспериментально было доказано, что за один цикл нагружения на изломе появляется одна усталостная бороздка, а это значит, что

$$da/dN = \delta \ , \qquad (2)$$

где δ – шаг усталостной бороздки.

Для сравнения скорости роста усталостных трещин по передней поверхности образца и вглубь его были построены диаграммы $dc/dN - N$ и $\delta - N$, которые в совмещенном виде показаны на рис. 3.

При растяжении-сжатии скорость роста трещины оказалась ниже, а при двухосном растяжении – выше, чем при одноосном нагружении. Результаты испытаний были представлены в координатах $da/dN - \Delta K_I$ (рис.4).

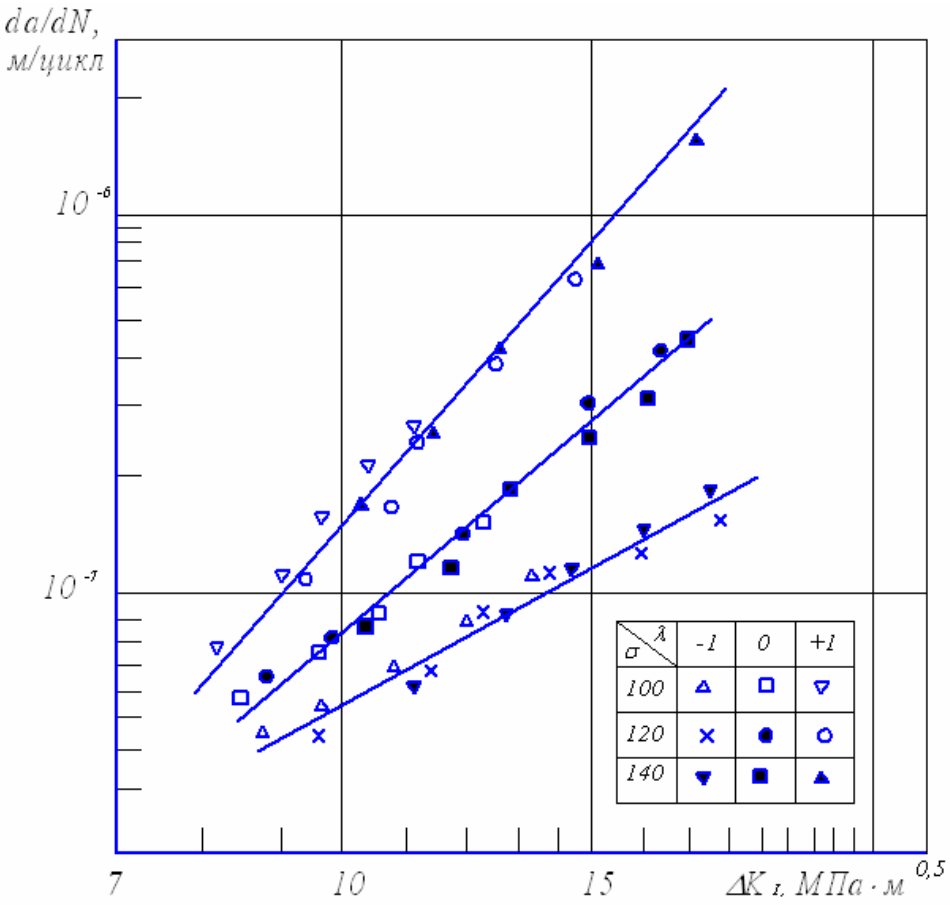


Рисунок 4 – Влияние вида нагружения на кинетические диаграммы усталостного разрушения

Величина K_I вычислялась по формуле Ирвина, которая учитывает только номинальные раскрывающие напряжения $\sigma = \sigma_y$

$$K_I = \frac{1{,}12 \cdot \sigma\sqrt{\pi \cdot a}}{\sqrt{\varphi^2 - 0{,}212\left(\sigma/\sigma_T\right)}}\left(\sin^2\phi + \left(\frac{a}{c}\right)^2 \cos^2\phi\right)^{\frac{1}{4}}, \qquad (3)$$

$$\varphi = \int_0^{\frac{\pi}{2}} \left(\sin^2 \phi + \left(\frac{a}{c} \right)^2 \cos^2 \phi \right)^{\frac{1}{2}} d\phi ,$$

где σ – напряжения перпендикулярные плоскости трещины; σ_T – предел текучести материала; a – размер малой полуоси полуэллиптической поверхностной трещины; c – размер большой оси полуэллиптической поверхностной трещины

Большой разброс экспериментальных точек на этой диаграмме не позволил получить удовлетворительной аппроксимации зависимости $\ln(da/dN) - \ln \Delta K_I$ одной прямой линией, описываемой формулой Пэриса. Однако для каждого вида нагружения результаты испытаний удовлетворительно аппроксимируются прямыми линиями. Из этого следует, что скорость роста трещин необходимо связывать не только с величиной раскрывающих напряжений, но и с другими характеристиками напряженного состояния.

В связи с этим было сделано предположение о том, что скорость роста трещины зависит как от величины ΔK_I, вычисленной по раскрывающим напряжениям, так и от степени двухосности напряженного состояния λ. Отметим, что все полученные ранее выводы справедливы только на стадии стабильного роста трещины, когда за один цикл нагружения образуется одна усталостная бороздка. Это отражает условие автомодельного роста усталостной трещины, которое характеризуется существованием единственного параметра, определяющего скорость роста трещины. Таким параметром предложено считать эквивалентный коэффициент интенсивности напряжений

$$K_I^* = f(\lambda) \cdot K_I , \tag{4}$$

где K_I – коэффициент интенсивности напряжений, вычисленный по напряжениям, раскрывающим трещину. Функция $f(\lambda)$ принята в виде

$$f(\lambda) = \sqrt{1 + k \cdot \lambda} , \tag{5}$$

где k – константа материала, характеризующая его чувствительность к двухосному нагружению и подлежащая определению в результате испытаний.

Будучи представленной в такой форме, функция $f(\lambda)$ отражает следующие экспериментальные факты: при $\lambda > 0$, скорость роста трещины возрастает, а при $\lambda < 0$ скорость роста трещины убывает по отношению к одноосному нагружению, при $\lambda = 0$ функция $f(\lambda) = 1$.

Численные значения функции $f(\lambda)$ определены по кинетическим кривым из условия, что при различных видах нагружения одинаковым скоростям роста трещины соответствуют одинаковые значения ΔK_I^*. Найденные значения $f(\lambda)$ использовались для определения константы k, которую можно рассматривать как одну из характеристик материала. По результатам испытаний была построена обобщенная кинетическая диаграмма зависимости скорости роста усталостных трещин от величины ΔK_I^* в логарифмических координатах (рис.5), на которой зависимость $da/dN - \Delta K_I^*$ удовлетворительно аппроксимируется одной прямой.

Это позволило представить зависимость между скоростью роста трещины и величиной размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK_I в виде, аналогичном формуле Пэриса

$$\frac{da}{dN} = C\left(\sqrt{1 + k\lambda} \cdot \Delta K_I \right)^n \text{ или } \frac{da}{dN} = C\left(\Delta K_I^* \right)^n . \tag{6}$$

Отметим, что в таком выражении формула Пэриса является частным случаем предложенной зависимости при $\lambda = 0$.

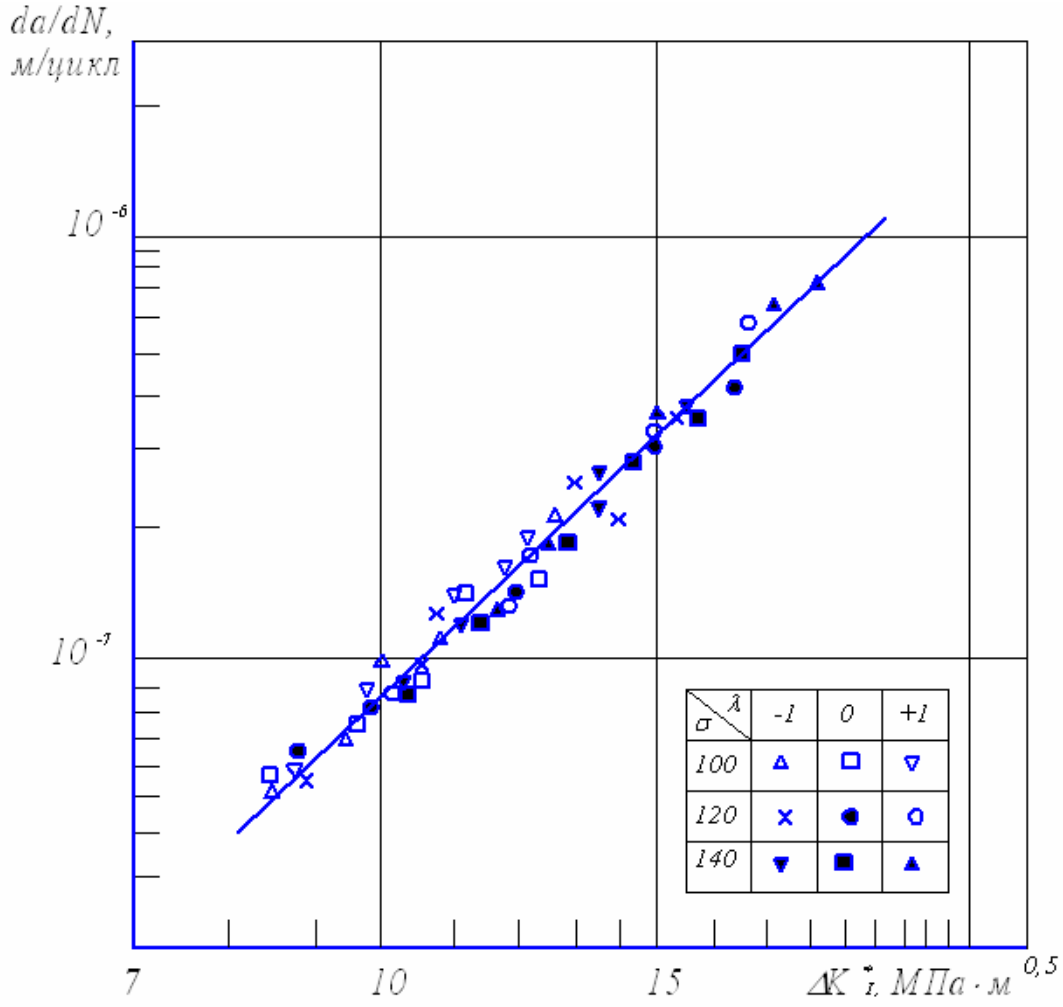


Рисунок 5 – Обобщенная кинетическая диаграмма для алюминиевого сплава АК6

Таким образом, предложенный критерий ΔK_I^* позволяет, по мере накопления данных, результаты испытаний, проведенных при одноосном нагружении, использовать для определения скорости роста трещины в условиях двухосного нагружения.

Список использованных источников

1. Кудряшов В.Г., Смоленцев В.И. Вязкость разрушения алюминиевых сплавов. - М.: Металлургия, 1976. - 296 с.
2. Miller K.J. Fatique under complex stress. – Metal Science, 1977, V. 2, № 8-9, p. 432 – 438.
3. Tanaka K., Hoshide T., Yamoda A., Taird S. Fatique crack propagation in biaxial stress fields. – Fatique Eng. Mat., 1979, V. 2, № 2, p. 181 – 194.
4. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Синергетика в инженерных приложениях. – Уфа. Изд-во научно-техн. лит. «Монография», 2003. – 804 с.

МЕТОДИКА УТОЧНЕНИЯ ЗНАЧЕНИЯ МОДУЛЯ ЮНГА ЛИСТОВОЙ РЕССОРНОЙ СТАЛИ НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ

Русаков С. В.[1], Пестренин В. М.[1], Пестренина И. В.[1], Таланцев Н. Ф.[2]
[1]ГОУВПО «Пермский государственный университет», г.Пермь, Россия
[2]ОАО «Чусовской металлургический завод», г.Чусовой, Пермский край, Россия
E-mail: rusakov@psu.ru

TECHNIQUE TO CLARIFY THE MEANING OF MODULUS OF ELASTICITY OF LEAF SPRING STEEL HETEROGENEOUS STRUCTURE

Rusakov S. V.[1], Pestrenin V. M.[1], Pestrenina I. V.[1], Talantsev N. F.[2]
[1] Perm State University, Perm, Russia
[2]OAO "Chusovoy Metallurgical Plant", g.Chusovoy, Perm Region, Russia
E-mail: rusakov@psu.ru

The report examines the method for refining the values of the modulus of elasticity, based on fitting the parameters of a mathematical model to the results of field measurements of the elastic characteristics of one sheet springs. Shown, that the improved values of the module of elasticity can significantly improve the accuracy of mathematical modeling of automobile springs.

Автомобильные рессоры характеризуются многообразием форм, размеров, условиями работы при больших статических, циклических или ударных нагрузках [1]. Для обеспечения работоспособности изделия рессорные стали проходят сложный процесс изготовления, при котором физико-химические характеристики материала существенно изменяются и оказываются неоднородными по длине и толщине листа. Кроме того, рессоры имеют разную форму, что привносит изменение при её работе как конструкции. Эти обстоятельства затрудняют проектирование новых и совершенствование серийных элементов подвески транспортных средств (рессор). Экспериментальные исследования авторов, проведенные с помощью установки NanoTest, показали, что для образца стали пониженной прокаливаемости характерна существенная неоднородность поверхностных и внутренних слоев, что приводит к заметному изменению значений модуля Юнга (E) в поперечном разрезе листа. В то же время, приведенное в справочниках значение $E = 21 \cdot 10^3$ кгс/мм^2 имеет относительную погрешность в пределах 2,4%, что явно недостаточно для проведения высокоточного математического моделирования.

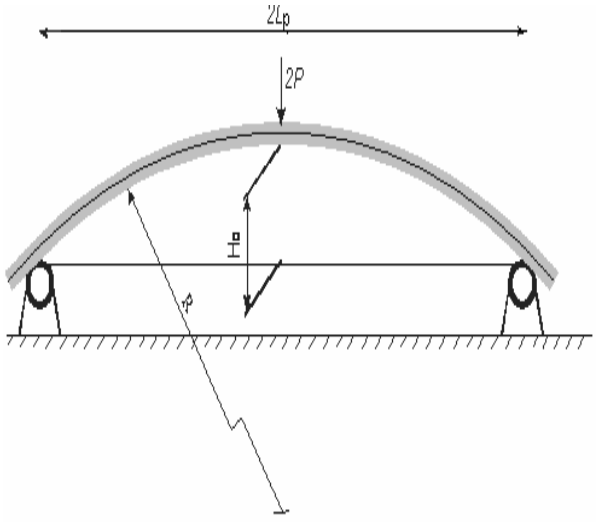


Рисунок 1 – Схема статических испытаний однолистовой балансирной рессоры.

Таким образом, возникает задача определения усредненного («модельного») значения модуля Юнга листа рессорной стали, причем в условиях характерных для его эксплуатации. Предлагаемая методика базируется на использовании данных статических испытаний однолистовой балансирной рессоры, схема которых изображена на рис.1. На этом рисунке и в дальнейшем используются следующие обозначения (с учетом наличия симметрии): L_p – плечо рессоры; R – радиус кривизны рессоры в отсутствии нагрузки; R_{on} – радиус опоры; P – нагрузка на одно плечо рессоры; H_0 – стрела выгиба рессоры при отсутствии нагрузки *(P=0)*; *H(P)* – стрела выгибы рессоры при нагрузке P.

Будем рассматривать задачу в приближении упругой линии [2]. В этом случае расчетная схема имеет вид, представленный на рис.2, которому соответствует краевая задача:

$$y''(x)=\left(\frac{1}{R}-\frac{Px}{JE\cos\alpha}\right)\left(1+y'^2(x)\right)^{3/2},\quad y(0)=0,\quad y'(0)=0, \tag{1}$$

где J – момент инерции, а величина $\cos\alpha$ зависит от нагрузки и подлежит определению.

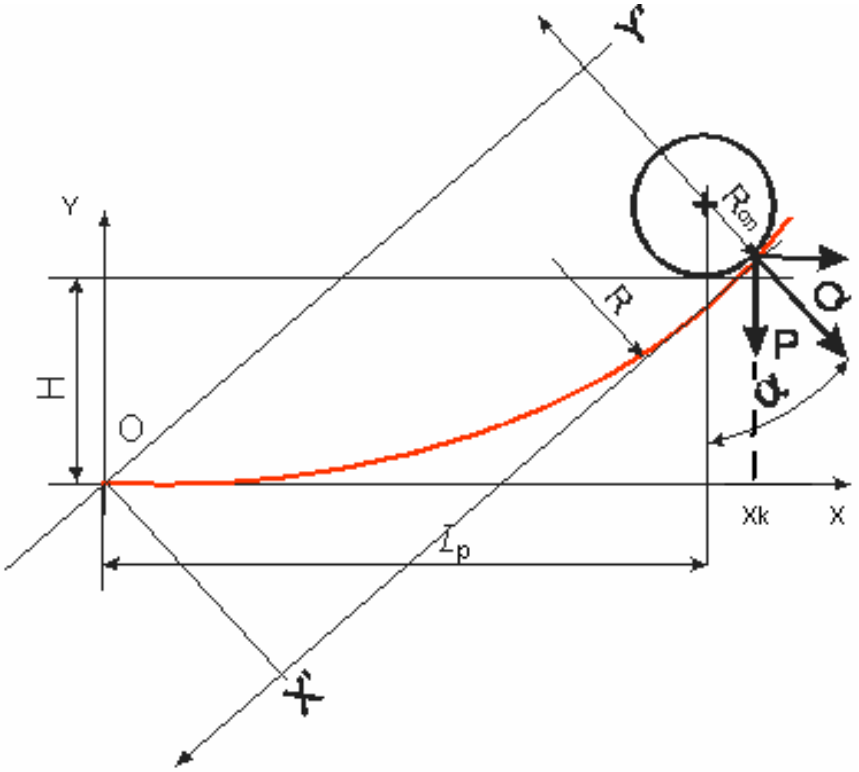


Рисунок 2 – Расчётная схема упругой линии консоли со скользящим концом, имеющей исходный радиус кривизны R и опору скольжения радиуса $R_{оп}$

Уточнение модуля Юнга буем производить, используя имеющиеся экспериментальные данные [3]. Пусть нам известно $Fe_i = Fe(P_i),\ \ i=\overline{1,n}$ – значения деформаций рессоры, полученные экспериментально при нагрузках P_i. Обозначим $Fp_i = Fp(P_i) = H_0 - H(P_i)$, $i=\overline{1,n}$ – расчетные значения деформаций, полученные с помощью решения задачи (1). При определении величин Fp_i используется значение модуля Юнга E, поэтому естественно считать $Fp_i = Fp_i(E)$. Введем в рассмотрение функцию (среднеквадратичное отклонение):

$$CKO(E)=\sqrt{\frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}\left(\frac{Fp_i(E)}{Fe_i}-1\right)^2}. \tag{2}$$

Тогда задачу уточнения модуля Юнга можно ставить, как задачу отыскания минимума функции (2). Была проведена серия вычислительных экспериментов, которая продемонстрировала хорошую работоспособность предлагаемой методики. Так на рис.3 приведены результаты для одного из вариантов рессорного листа. Откуда видно, что после уточнения значения модуля Юнга исчезает систематическая погрешность, составляющая для «справоч-

ной» величины значения модуля Юнга около 3%. Уточненное значение E позволяет снизить погрешность до ±0.15%, что сопоставимо с погрешностью экспериментальных данных. Полученные уточненные значения модуля Юнга использовались авторами в серии работ по определению напряженно-деформированного состояния многолистовых автомобильных рессор [4,5].

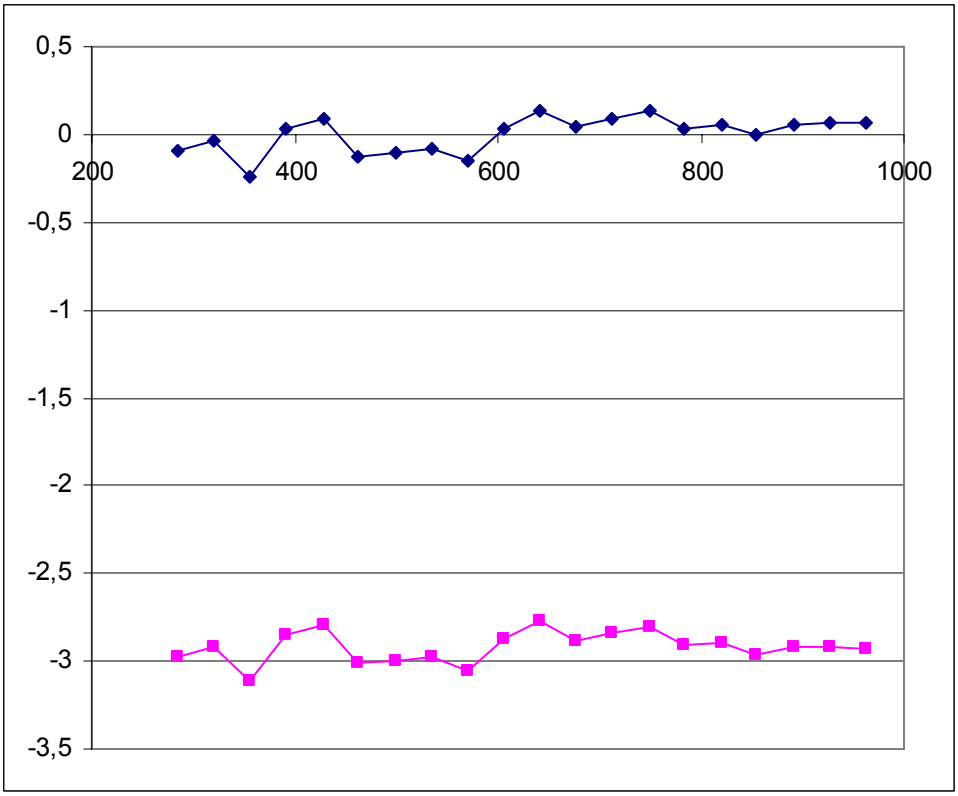


Рисунок 3 – Распределение погрешности для двух значений модуля Юнга (E = 21000 – нижняя кривая, E = 20400 – верхняя).

Список использованных источников

1. Пархиловский И.Г. Автомобильные листовые рессоры. М.: Машиносторение, 1978 - 228 с.
2. Русаков С.В., Таланцев Н.Ф. Высокоточный расчет упругой характеристики листовых рессор на основе нелинейной модели // Журнал «Вестник Пермского университета. Серия Математика. Механика. Информатика. Вып. 7(12), 2007 – с. 134-139.
3. Русаков С.В., Таланцев Н.Ф. Приближенное аналитическое решение задачи об определении упругой характеристики однолистовой балансирной рессоры //
1. Вестник Пермского университета. Серия Математика. Механика. Информатика. 2009. Выпуск 3 (29) - с. 89-95.
4. Пестренин В.М., Пестренина И.В., Таланцев Н.Ф. Компьютерное моделирование напряженного состояния листовых рессор// Журнал «Вестник Пермского университета Математика. Механика. Информатика.- Перм. гос. ун-т. - Пермь, 2009, вып.3(29), с.74 - 81.
5. Пестренин В.М., Пестренина И.В., Таланцев Н.Ф. Численный анализ напряженно-деформированного состояния листовых рессор//Вычислительная механика сплошных сред. – 2009.Т.2.-№ 2.-с.74-84.

О ВЛИЯНИИ КОНЦЕНТРАЦИИ КАТАЛИЗАТОРА НА СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ БЫСТРООТВЕРЖДАЮЩИХСЯ ПОЛИУРЕТАНОВ

Волкова Е. Р., Терешатов В. В., Карманов В. И.
Институт технической химии УрО РАН, г. Пермь, Россия,
E-mail: volkova-elrud@yandex.ru

ON THE INFLUENCE OF CATALYST'S CONCENTRATION ON PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH QUICK-SETTING POLYURETHANES

Volkova E. R., Tereshatov V. V., Karmanov V. I.
Institute of Technical Chemistry of the Ural Division of the RAS, Perm, Russia
E-mail: volkova-elrud@yandex.ru

The influence of concentration of tris–acetylacetonate of Fe (III) as catalyst on physic-mechanical and rheological properties of polyurethane composites produced as per low–temperature curing technology has been studied. It has been ascertained that the order of structure and physic-mechanical properties of material increase with the increase of the catalyst's concentration and of the rate of urethane formation.

Одним из перспективных направлений при формировании полиуретанов (ПУ) с заданными свойствами является использование в качестве полимерной основы смесей гидроксилсодержащих олигомеров. В системах, состоящих из нескольких гидроксилсодержащих соединений с разной реакционной способностью, одновременно протекает несколько конкурирующих по скорости реакций, что приводит к структурной неоднородности материала. Для избирательного регулирования скорости взаимодействия изоцианата с гидроксилсодержащими олигомерами принято использовать одновременно несколько катализаторов, например третичные амины и металлокомплексные соединения. В работе [1] рассмотрено влияние соединений ацетилацетонатов переходных металлов, используемых при синтезе полимера, на свойства готового материала. Известно, что при совместном использовании третичных аминов с металлокомплексными соединениями проявляется эффект синергизма [2], механизм которого объясняется образованием каталитически активных центров в комплексах третичных аминов с металлорганическими соединениями [3].

Данная работа посвящена исследованию влияния концентрации трис–ацетилацетоната железа (III) на скорость отверждения и свойства полиуретанов на основе смесей гидроксилсодержащих олигоэфиров.

В качестве объекта исследования выбрана полиуретановая композиция на основе смеси олигооксиэтилендиола (Лапрол 402–2–100, M = 400, f = 2), олигооксипропилентриола (Лапрол 373, M = 370, f = 3) и N,N,N′,N′-тетракис-(-2-гидроксипропил)-этилендиамина (Лапрамол 294, M = 290, f = 4) в мольном соотношении 0.2 : 0.6 : 0.2, отвержденная смесью полифениленполиметиленполиизоцианатов (ПИЦ) с M = 270, f = 2. Благодаря наличию третичных атомов азота, Лапрамол 294 обладает высокой каталитической активностью [4] и выполняет функцию основного катализатора. Концентрацию дополнительного катализатора трис–ацетилацетоната железа (ААЖ) варьировали в пределах $(0.57–4.25)\times10^{-6}$ моль на 1 г реакционной смеси. ПУ синтезировали одностадийно при температуре 25±0.5^{0}C.

Физико-механические характеристики полиуретанов (прочность при растяжении σ_p, относительную критическую деформацию ε и модуль Юнга E – напряжение при растяжении 1–5%) определяли на универсальной машине Instron 3365 (Великобритания) при температуре 24±1^{0}C и скорости растяжения υ = 0.056 с$^{-1}$. Вязкость η и жизнеспособность реакционной смеси t* определяли на ротационном вискозиметре Reotest 2.1 (Германия) при температуре 25±0.5^{0}C и скорости сдвига 180 с$^{-1}$. Температуру стеклования T_g полиуретанового композита определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии на приборе фирмы Mettler–Toledo (Швейцария) при скорости нагревания 0,083 град/с, в диапазоне температур –

50…+250^{0}C. Спектры комбинированного рассеяния (КР) записывали на многофункциональном спектрометре комбинированного рассеяния света Senterra фирмы Bruker (Германия), возбуждение линией 785 нм полупроводникового лазера, разрешающая способность 3 см$^{-1}$.

Исследования влияния концентрации катализатора на свойства ПУ композиций на основе смесей олигомеров показали, что увеличение содержания ААЖ приводит к существенному уменьшению жизнеспособности реакционной смеси (рис. 1). Так если жизнеспособность композиции (время достижения вязкости 150 Па·с), содержащей 0.57×10^{-6} моль/г катализатора составляет 10 мин (кривая *2*), то введение 4.25×10^{-6} моль/г ААЖ сокращает это время до 4.5 мин (кривая *5*).

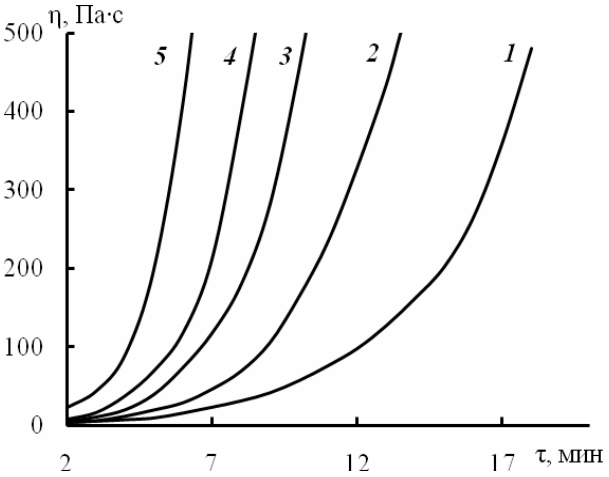


Рисунок 1 – Изменение вязкости полиуретановых композиций в процессе отверждения при температуре 25±0.5^{0}C. [ААЖ]×10^6 моль/г = 0 (*1*); 0.57 (*2*); 1.7 (*3*); 2.83 (*4*) и 4.25 моль/г реакционной смеси (5).

В работе [5] показано, что наиболее ярко эффект синергизма проявляется для системы «Лапрол 373 + ПИЦ». Константа скорости реакции k чистого Лапрола 373 при взаимодействии с ПИЦ (в среде инертного разбавителя Лапрола 1601-01-2-50 марки Б) в присутствии ААЖ составляет 269×10^{-4}л·(г-экв·с)$^{-1}$, в то время как для системы «Лапрол 402 + ПИЦ» $k = 51\times10^{-4}$л·(г-экв·с)$^{-1}$. Таким образом, повышение содержания катализатора при использовании олигомерной смеси, содержащей трехфункциональный полиол Лапрол 373, ускоряет процесс поперечного сшивания при взаимодействии олигомерного триола с изоцианатными компонентами полиуретановой композиции на завершающей стадии формирования пространственной структуры.

Таблица демонстрирует влияние концентрации катализатора на физико-механические свойства ПУ композитов. Из таблицы видно, что с ростом содержания ААЖ повышаются прочность материала, модуль упругости Юнга и температура стеклования, относительная деформация падает.

Таблица – Свойства полиуретановых композитов, синтезированных в присутствии трисацетилацетоната железа (III) при температуре 25±0.5^{0}C.

№ п/п	Наименование образца	Содержание катализатора, [ААЖ]×10^6 моль/г	σ_p, МПа	ε, %	E, МПа	T_g, ^{0}C
1	ПУ–1	0	54.3	27.0	437	61.5
2	ПУ–2	0.57	61.6	26.5	551	61.7
3	ПУ–3	1.70	62.9	25.8	555	62.0
4	ПУ–4	2.27	66.5	24.6	567	62.2
5	ПУ–5	2.83	68.6	22.5	587	64.6
6	ПУ–6	3.40	69.6	22.1	661	66.8
7	ПУ–7	4.25	72.0	19.9	751	67.6

Существует корреляция между кинетическими параметрами реакции уретанообразования и модулем упругости: высоким значениям k соответствует высокий E [3]. Учитывая результаты реологических и физико-механических исследований можно заключить: чем выше содержание катализатора при синтезе ПУ на основе гидроксилсодержащих смесей,

тем выше скорость полимеризации (ниже жизнеспособность) композиции и выше прочностные характеристики готового материала.

При взаимодействии гидроксилсодержащих олигомеров с ПИЦ происходит реакция NCO–групп не только с OH–группами олигомера, но и с влагой воздуха, что приводит к выделению углекислого газа и образованию дефектов в материале. Можно предположить, что в результате высокой скорости реакции уретанообразования образуется менее дефектный отвержденный материал, т.к. NCO–группы не успевают реагировать с влагой воздуха. Этим объясняется незначительное уменьшение степени набухания G материала в воде. Для одного и того же состава полиуретановой композиции при концентрации ААЖ 0.57×10^{-6} моль/г G = 6.7%, при концентрации ААЖ 4.25×10^{-6} моль/г G = 5.6%.

На рис. 2 приведены фрагменты КР–спектров в области карбонильного поглощения. Полосы 1730–1726 и 1710–1705 $см^{-1}$ соответствуют валентным колебаниям свободной и связанной уретановых групп, соответственно.

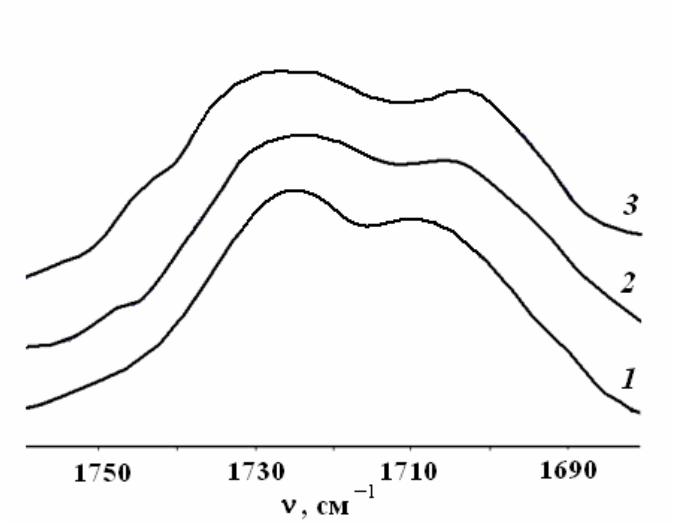


Рисунок 2 – КР-спектры в области карбонильного поглощения полиуретановых композитов, полученных в присутствии различных количеств катализатора. [ААЖ]$\times10^6$ = 1.13 (*1*); 2.27 (*2*) и 4.25 моль/г реакционной смеси (*3*).

Из рис.2 видно, что с ростом концентрации катализатора в ПУ композиции интенсивность полосы 1730 $см^{-1}$ уменьшается, интенсивность полосы 1710–1705 практически не меняется. Смещение максимума полос поглощения уретанового карбонила с 1710 (кривая *1*) до 1705 $см^{-1}$ (кривая *3*) следует отнести к образованию уретановых групп, включенных в наиболее прочные водородные связи [6]. Если учесть, что отношение оптической плотности полос 1705 и 1730 $см^{-1}$ характеризует степень упорядоченности жестких сегментов [7], то ПУ композит, полученный с большим содержанием ААЖ, имеет более регулярную структуру. Этим объясняются повышенные прочностные характеристики полиуретанового материала, синтезированного в присутствии большего количества катализатора.

Таким образом, варьируя концентрацию трис–ацетилацетоната железа (III) при синтезе полиуретана на основе смеси гидроксилсодержащих олигомеров, можно получать материалы различной структуры и, следовательно, с различными эксплуатационными характеристиками.

Работа выполнена при финансовой поддержке Отделения химии и наук о материалах РАН «Создание и изучение макромолекул и макромолекулярных структур новых поколений» (проект «Молекулярный дизайн наноструктурированных полимерных систем с гибридной дисперсной фазой на основе олигомеров и их смесей») и РФФИ (проект 09–03–00196_а).

Список использованных источников

1. Чирков Н.М., Матковский П.Е., Дьячковский Ф.С. Полимеризация на комплексных металло–органических катализаторах. М.: Химия, 1976. 416 с.
2. Саундерс Дж., Фриш К. Химия полиуретанов / Пер. с англ. М.: Химия, 1968. 470с.
3. Липатова Т.Э. Каталитическая полимеризация олигомеров и формирование полимерных сеток. Киев: Наук. думка, 1974. 207 с.

4. Е.Р. Волкова, Ж.А. Внутских, В.В. Терешатов, В.И. Карманов. Исследование кинетики взаимодействия фенилизоцианата с гидроксилсодержащими олигомерами / Физико-химия полимеров: Синтез, свойства и применение: Сб. науч. тр. Тверь, 2010. Вып. 16. С. 288–292.
5. Волкова Е.Р., Терешатов В.В., Внутских Ж.А. Формирование конструкционных полиуретановых материалов на основе смесей олигоэфиров с разной реакционной способностью // Журнал прикладной химии. 2010. № 9. В печати.
6. Т.В. Козлова, С.В. Вдовина, В.В. Жарков. Зависимость спектральных характеристик ИК–полос поглощения уретановой группы от содержания жесткого блока в линейных полиэфируретанах // Высокомолек. соед. 1991. Т. (А) 33. № 4. С.831–836.
7. В.Н. Ватулёв, С.В. Лаптий, Ю.Ю. Керча Инфракрасные спектры и структура полиуретанов. Киев: Наук. думка, 1987. 188 с.

ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВОК СПЛАВА ВТ6 НА КАЧЕСТВО ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М. Х.
Учреждение Российской Академии Наук, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
E-mail: msia@mail.ru

THE INFLUENCE OF SURFACE ROUGHNESS OF VT6 ALLOY PROCESSED SHEETS ON QUALITY OF SOLID STATE JOINING UNDER CONDITIONS OF LOW TEMPERATURE SUPERPLASTICITY

Mukhametrakhimov M. Kh.
Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences, Ufa, Russia,
E-mail: msia@mail.ru

The manuscript considers experiments on solid state joining of samples out of titanium alloy VT6 in different states of structure including the nanocstructured one.

The manuscript considers the influence of surface roughness of processed sheets on quality of solid state joining under conditions of low temperature superplasticity. The obtained results show that the smallest relative long range area of pores in the zone of joining is observed after polishing of the surfaces to be joined and the largest after cleaning by a metallic brush

Введение

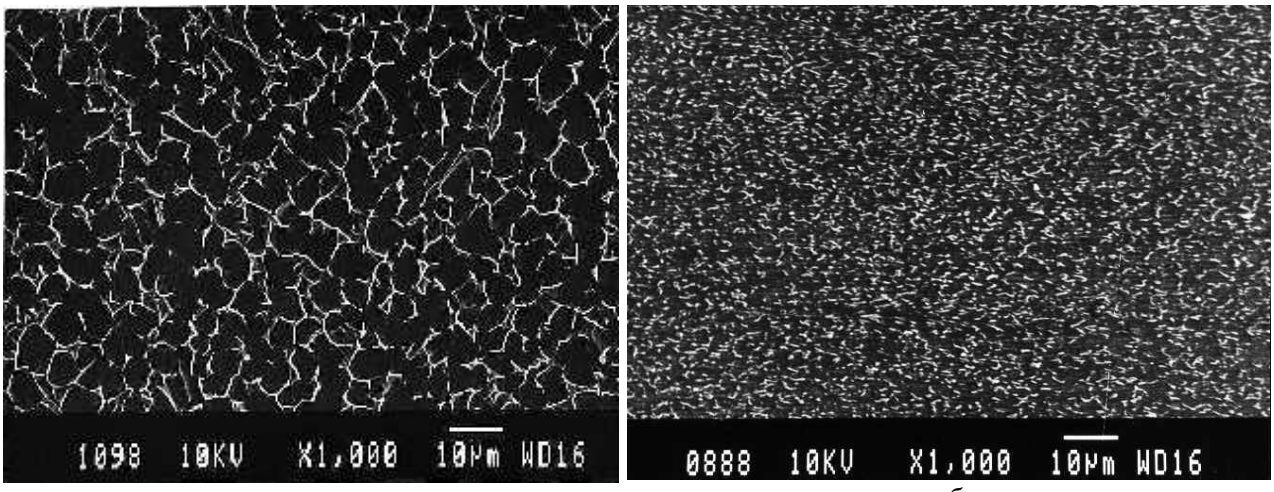
Условия формирования твердофазного соединения (ТФС) во многом определяются состоянием поверхности соединяемых листовых материалов, в том числе, и микрогеометрией поверхности, возникшей в процессе сверхпластической деформации, предшествующей твердофазной сварке. В работе [1] приведены данные об увеличении шероховатости поверхности образцов при сверхпластической деформации (СПД) и высказаны предположения об отрицательном влиянии шероховатости на механические свойства ТФС.

Однако на момент постановки задачи отсутствовали результаты по влиянию шероховатости поверхности на свариваемость нанокристаллических материалов в условиях низкотемпературной сверхпластичности (СП). В этой связи представлялось интересным проведение прямых экспериментов по выявлению воздействия низкотемпературной СП деформации на кинетику и механизм формирования ТФС. При этом повысится стойкость штамповой оснастки, резко уменьшится образование твердого альфированного слоя на поверхности изделия, уменьшится интенсивность огрубления структуры и вероятность сохранения повышенного комплекса физико-механических свойств. Важно также отметить, что использование нанокристаллического сплава для процесса СПФ определяет существенное уменьшение параметров шероховатости поверхности изделия по сравнению с использованием микрокристалли-

ческих листовых заготовок. Повышение шероховатости поверхности, как известно [2], отрицательно влияет на показатели усталостных свойств, а также конструкционной прочности изделия в целом. Известно также, что уменьшение исходного размера зерен снижает параметры шероховатости при СПФ и ускоряет процессы, приводящие к структурной однородности титанового сплава [2, 3].

Материал и методика исследования

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. Исходные заготовки сплава имели микрокристаллическую (МК) структуру со средним размером зерен 3 мкм (рис. 1*а*). В результате всесторонней ковки исходных заготовок в них была сформирована нанокристаллическая структура со средним размером зерен около 0,4 мкм [4] (рис. 1*б*).



а *б*

Рисунок 1 – Микроструктура сплава ВТ6 в исходных состояниях: *а)* МК; *б)* НК

Соединение листовых заготовок с различными структурными состояниями, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы. Штамповый блок устанавливали в вакуумную печь СНВЭ-1,3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1. Давление к заготовкам прикладывали с помощью гибкой мембраны. В качестве мембраны использовали герметичный пакет, изготовленный из двух листов титанового сплава ВТ20, снабженный штуцером. Методика газостатической сварки заключается в следующем: плоские образцы вырезали электроискровым методом из исходной листовой заготовки. Соединяемые поверхности подготавливали с разной поверхностной обработкой: после зачистки металлической щёткой, шкуркой нулевой зернистости, травления и механической полировки, а затем обезжиривали в четыреххлористом углероде и в этиловом спирте.

Полученную таким образом сборку стягивали силовыми элементами штампа (5) и (6), а затем устанавливали в вакуумную печь.

Сварку в твердом состоянии осуществляли приложением газообразного аргона (давление 2 МПа) из штуцера (4) через гибкую мембрану (3) и пуансона (7) на свариваемые образцы (1) и (2) при температуре 750°С. (рис. 2)

Качество соединения оценивали металлографически с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-840 по относительной объемной доле пор в поперечном сечении зоны соединения.

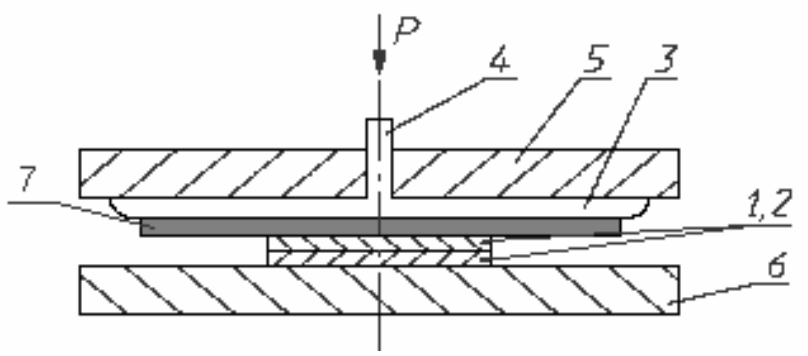


Рисунок 2 – Схема установки для соединения в твердом состоянии плоских заготовок: 1,2 – образцы, 3 – гибкая мембрана, 4 – штуцер, 5 – верхняя плита, 6 – нижняя плита и 7 – пуансон

Результаты и их обсуждение

Для исследований получали плоские двухслойные заготовки из титанового сплава ВТ6 с разной поверхностной обработкой (после зачистки металлической щёткой, шкуркой нулевой зернистости, травления и механической полировки). Были изготовлены пакеты двух типов: первый пакет состоял из листовых заготовок с НК структурами и второй пакет - с НК и МК структурой. После этого пакеты подвергались диффузионной сварке под давлением 2 МПа в течение 2 ч. при температуре 750^{o}С.

На рис. 3 показана зона ТФС пакета из титанового сплава ВТ6 с НК структурами после механической полировки и после зачистки металлической щёткой.

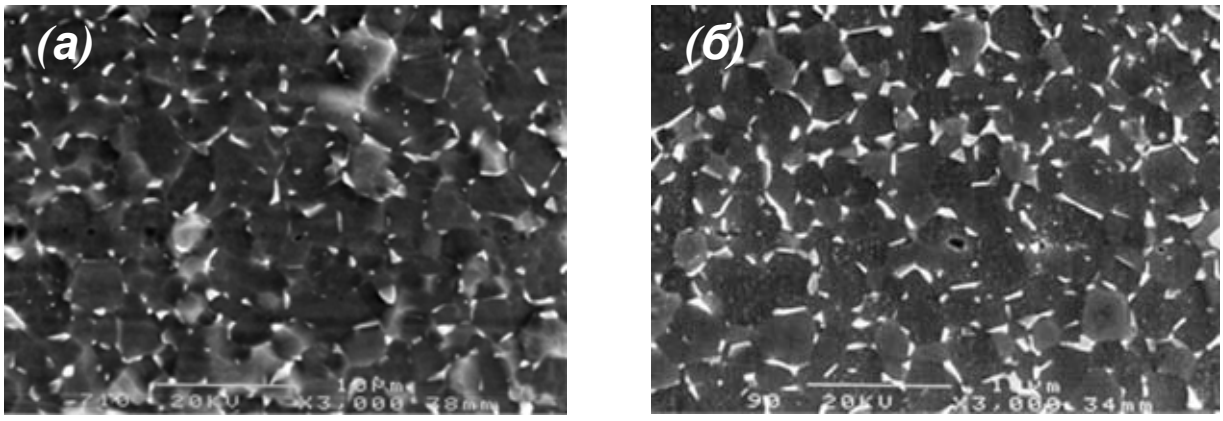


Рисунок 3 – Зона ТФС пакета из титанового сплава ВТ6 с нанокристаллическими структурами: *а)* после механической полировки и *б)* после зачистки металлической щёткой

На рис. 4 показана зона ТФС пакета из титанового сплава ВТ6 с НК и НК структурой после механической полировки и после зачистки металлической щёткой.

Как показали результаты обработки данных, наименьшая относительная протяженность пор в зоне соединения достигается после полировки соединяемых поверхностей, наибольшая относительная протяженность пор в зоне соединения наблюдается после зачистки металлической щёткой. Эта закономерность характерна как для твердофазной сварки сплава ВТ6 с МК структурой, так и для листов сплава ВТ6 с НК структурой.

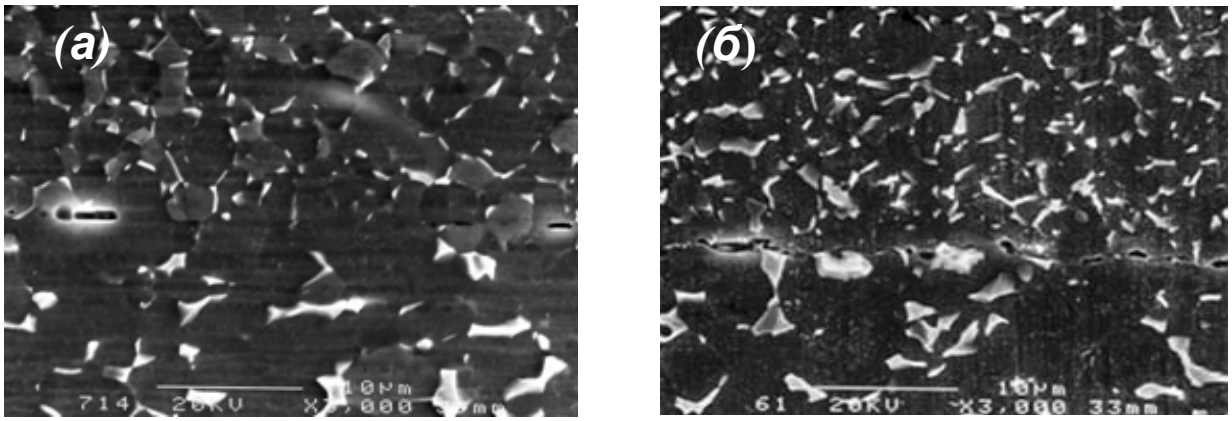


Рисунок 4 – Зона ТФС пакета из титанового сплава ВТ6 с нанокристаллической и микрокристаллической структурой: *а)* после механической полировки и *б)* после зачистки металлической щёткой

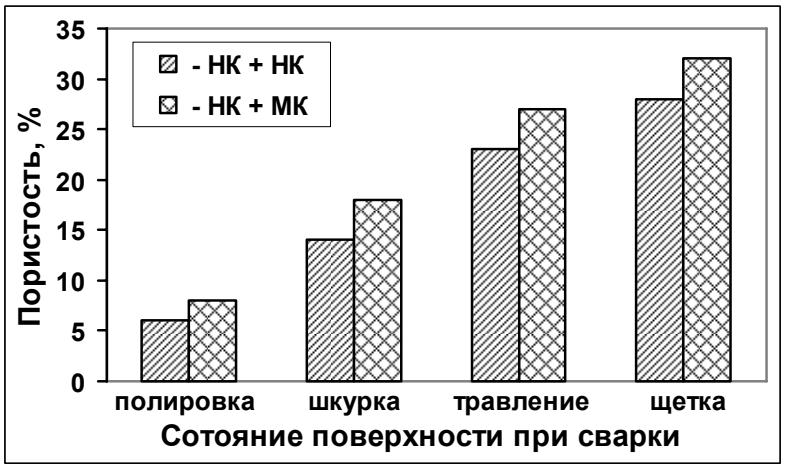


Рисунок 5 – Относительная протяженность пор в зоне соединения после сварки давлением при температуре 750°С в зависимости от состояния поверхности титанового сплава ВТ6

Размер пор в зоне ТФС также зависит от исходного состояния подготовленной поверхности перед сваркой давлением. Наибольший размер пор зафиксирован в зоне соединения образцов после зачистки поверхности металлической щёткой, а наименьший размер пор в зоне соединения на образцах с механически полированной поверхностью (рис. 5).

Список использованных источников

1. P.G. Partridge, D.S. McDarmaid, A.W. Bowen // Acta Metall. 33, №4, 1985 pp. 571-577
2. Partidge, P.G., Dunford, D.V., 1988, Effect of Superplastic Deformation on the Surface Roughness of Sheet, In: Superplasticity and Superplastic Forming, TMS. Pp.215-220.
3. Salishchev, G., Galeyev, R., Valiakhmetov, O., Safiullin, R., Lutfullin, R., Comley, P., Patankar, S., Field, D. and Froes F.H. (Sam), 2002, Enhanced superplastic forming of TI-6Al-4V, In: High Performance Metallic Materials for Cost Sensitive Applications, TMS. Pp. 85-92.
4. Kaibyshev O.A., Salishchev G.A., Galeyev R.M., Lutfullin R.Ya. and Valiakhmetov O.R. // Patent PCT/US97/18642, WO 9817836, 30.04.1998.

АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

Батрак В. И.
ОГТИ, г. Орск, Россия
E-mail: rak4707@rambler.ru

THE ANALYSIS OF PROCESSES OF INTERACTION OF SURFACES OF KNOTS OF THE FRICTION

Batrak V. I.
Department OGTI, City Orsk, Country Russia
E-mail: rak4707@rambler.ru

Physicomechanical the condition of a blanket of details is solving in durability definition. Character of interaction of rubbing surfaces is predetermined by a condition of active layers of coverings. The last is connected with superposition of various processes, such as adhesive, thermal, substructural, etc.

Высокие микроконтактные давления в сочетании с температурными градиентами предопределяют следующие реализуемые для всего комплекса вариантов состояния трибо-технических систем процессы разрыхления материалов активного слоя: механическое, тепловое, химическое и адгезионное.

Механические процессы разупрочнения при взаимодействии зависят в первую очередь от упругопластической деформации материала микроконтактов, активируемой дополнительно тепловыми напряжениями. Этот вид разупрочнения обусловливает формирование дефектов субструктуры различного уровня и повышение остаточных напряжений.

С наибольшей вероятностью при трении возможно образование малоэнергоемких точечных дефектов и в первую очередь вакансий. Центрами образования вакансий могут быть активированные атомы на поверхности материала и на границах фрагментов и зерен. Концентрация вакансий в повреждающемся подслое может быть на 2-3 порядка выше, чем при обычных равновесных условиях. Диапазон концентраций вакансий зависит от ряда факторов, характеризующих свойства тела и трибосреды: наличия трибопленки (уменьшает концентрацию вследствие торможения эффектов «разряжения» дислокаций на поверхности), активации хемосорбционных эффектов (повышает концентрацию), направления взаимодействия линейных дефектов и т. д. Неравномерное распределение вакансий по глубине слоя ослабляет адгезионные связи при сохранении уровня когезионных. Это оказывает позитивное влияние на трение. С другой стороны, коагуляция дефектов в процессе их диффузии способствует образованию полостей и пор, снижающих поверхностную прочность материала. Влияние вакансий на работоспособность трущихся поверхностей связывается дополнительно и с тем, что они могут быть центрами адсорбции и окисления.

Температурно-силовое воздействие обусловливает значительное, до 10^{11} -10^{12} см $^{-2}$, повышение плотности дислокаций в активном слое. Для принятых в качестве основополагающих предположений о сдвиговом механизме пластической деформации в повышении прочности играют роль эффекты закрепления дислокаций, а также сопротивление элементов структуры их движению. В первом случае при создании структурно работоспособного материала необходимо предпочитать виды технологической обработки, фрагментирующие зерна и блоки, и создающие высокие концентрации закрепляющих точечных дефектов. Во втором — необходимо стремиться к формированию в поверхностном слое дисперсных элементов макроструктуры (пор, включений), которые своими дальнодействующими полями напряжений будут тормозить перемещающиеся дислокации. Взаимодействие линейных несовершенств обусловливает рост сопротивления сдвигу, что упрочняет, но с другой стороны и охрупчивает материал. Последнее позволяет заключить, что применение (в качестве триботехнического) материала, характеризующегося интенсивным закреп-

лением дислокаций точечными дефектами или их самозакреплением и склонного по этой причине к охрупчиванию, является нецелесообразным. При механическом разупрочнении дислокации играют решающую роль в формировании трения и образовании частиц износа. Согласно данным работы наиболее мощные дислокационные скопления локализуются на некотором расстоянии от поверхности, при этом закритические плотности дислокаций приводят к формированию микропустот, коалесценция которых путем роста или сдвига формирует под поверхностные параллельные трещины.

Как правило, механическое разупрочнение структуры поверхностного слоя протекает одновременно с процессами разрушения, в большей или меньшей степени активируя их. В этих случаях данный подготовительный эффект присущ самому процессу повреждаемости и рассматривается как сопутствующее ему явление. Механическое разрыхление реализуется также в процессе трения при формировании так называемого третьего тела в форме трибопленки на контактах.

Тепловые процессы разупрочнения протекают под действием генерируемой при трении на микроконтактах теплоты или, реже, теплоты от внешнего источника. Этот вид разупрочнения связан с изменением физического состояния фаз гетерогенных материалов или их структуры и определяет вид механизма поверхностного разрушения.

Наиболее существенными физическими явлениями в динамической структуре материала являются частичная аморфизация (разупорядочение кристаллического строения) активного слоя и полиморфные превращения. При этом уменьшается поверхностная энергия, что дополнительно снижает адгезионные связи. Возможные при тепловом разупрочнении полиморфные превращения тоже в значительной степени влияют на характер взаимодействия трущихся поверхностей. Наименьший коэффициент трения соответствует базовым материалам, имеющим некубические элементарные решетки с меньшим числом предпочтительных плоскостей сдвига. Например, решетки типа ГПУ имеют наименьший коэффициент трения, который к тому же уменьшается при возрастании параметра кристаллической решетки. По этой же причине аустенитная фаза с ГЦК - решеткой имеет лучшую антифрикционность по сравнению с другими структурами с ОЦК - ячейками. Склонность решетки материалов к полиморфизму способствует формированию так называемых приспособляемых вторичных структур трения, что повышает износостойкость.

Изменение фазового состояния в активных слоях протекает соответственно заданным температурно-силовым условиям и зависит от активности диффузионных процессов. В результате таких эффектов возможно перераспределение элементов в структурных составляющих, растворение мелкодисперсных включений, выравнивание степени гетерогенности по глубине активного слоя и создание на трущейся поверхности, так называемых белых слоев, насыщаемых в процессе трения химическими элементами из среды.

Температурное разрыхление способствует формированию полей внутренних напряжений термической или структурной природы. Действующие напряжения могут замедлять или активировать поверхностную повреждаемость в зависимости от их знака и градиентов.

Химические процессы разупрочнения характеризуются образованием тонких пассивирующих пленок на поверхности трения в результате химического взаимодействия активного слоя с внешней газовой или жидкой средой. Этот вид разупрочнения характерен для всех режимов трения и наиболее ярко выражен в случае наличия смазочного материала на контактах.

Трибохимическая пленка предохраняет приповерхностные сечения активного слоя от механического разупрочнения, а также экранирует адгезионное взаимодействие трущихся поверхностей. Формирование пленок протекает в две характерные стадии. На начальной стадии в результате взаимодействия адсорбированных атомов кислорода с металлической поверхностью формируется окисел толщиной 3-5 нм; на завершающей стадии трения в результате протекания процессов встречной диффузии атомов, дрейфа вакансий и перемещения электронов и катионов происходит дальнейшее утолщение пленки.

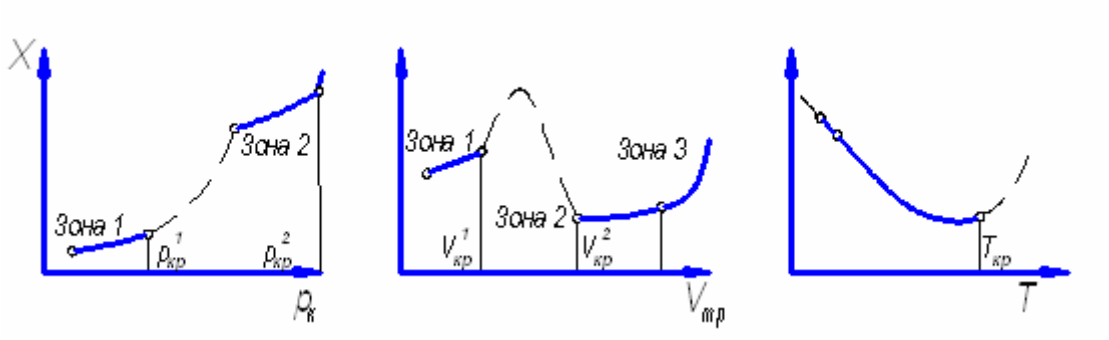
Фрикционные характеристики пленки зависят от их физической природы. Например, пленки на основе окислов Fe_30_4 и FeO гарантируют заметное повышение износостойкости. Экранирующая роль пленки будет возрастать, если ее твердость сопоставима с твердостью основного материала. С утолщением активного слоя, как правило, уменьшается его прочность и возрастает вероятность хрупкого разрушения. Позитивным в повышении работоспособности является то, что пленки окислов легко покрываются адсорбированными газами. Кинетика подобных процессов предопределяется химическим сродством различных базовых металлов и составляющих компонентов окружающей среды.

Результаты исследований трибохимического разрыхления показали, что роль кислорода в процессах формирования экранирующих пленок остается большой не только при трении в воздушной среде, но и при трении со смазочным материалом. Если смазочную жидкую среду очищать от кислорода, то она полностью теряет свои антифрикционные свойства. При трении в вакууме схватывание поверхностей в результате адгезии происходит даже при очень малых нагрузках и при наличии на контакте смазочного материала.

При трении сложных по составу материалов в присутствии различных антифрикционных добавок, например серы или сульфидов, процессы окисления существенно усложняются. Обнаружено, что при введении на рабочие поверхности серы в начальный период взаимодействия образуются сульфиды, затем сульфаты, а при установившемся процессе трения формируется пленка на основе моногидроокиси. Анализ поверхностей самых различных по свойствам пар трения доказал постоянное присутствие на них кислорода и серы, причем на химический состав заметно влияют контактное давление и скорость трения. Следует иметь в виду, что благоприятное влияние трибохимических процессов на антифрикционные свойства имеет место только до определенного уровня характеристик трения. Установлено, что изнашивание нельзя связывать с одним каким-либо свойством окисной пленки. Необходимо учитывать комплекс таких характеристик, как прочность, хрупкость, твердость, прочность сцепления окисной пленки с поверхностью основного металла. По этой причине окислы на всех металлов улучшают антифрикционные свойства пары трения, а значит, и работоспособность.

Адсорбционные процессы разупрочнения проявляются в результате физического взаимодействия материала с внешней, как правило, жидкой средой. Первым признаком этого вида дестабилизации структуры и свойств является снижение твердости и уменьшение работы диспергирования материала в его поверхностно-активном слое. Деформация в значительной степени активируется в результате адсорбционного понижения прочности за счет эффекта Ребиндера. Адсорбированные из внешней среды атомы диффундируют в материал к формирующимся при механическом разрыхлении микротрещинам. Внутренний адсорбционный эффект приводит к понижению поверхностной энергии, а значит, и работы преобразования трещин, что предопределяет хрупкость и вызывает резкий перепад свойств по глубине покрытия. Внешний адсорбционный эффект пластифицирования обусловлен облегчением выхода дислокаций на поверхность трения в результате снижения поверхностной энергии. В результате реализации данных эффектов поверхностные слои получают меньшую твердость при сохранении исходной высокой пластичности, что предопределяет ускорение процессов структурного поверхностного разрыхления.

Как видно из приведенного анализа триботехнического разрыхления, определяющими трение и износ являются адгезионные и конкурирующие с ними трибохимические процессы. Тепловое и адсорбционное разрыхление в первом приближении можно считать вспомогательным, оказывающим активирующее влияние на повреждаемость. Существуют уже сформировавшиеся, подтвержденные экспериментально аналитические обобщения, которые устанавливают зоны перехода от адгезионного разрыхления к трибохимическому и наоборот, в зависимости от основных характеристик триботехнической системы: контактного давления $p_к$ скорости трения $v_{тр}$ температуры T на сопрягающихся трущихся поверхностях.



а *б* *в*

Рисунок 1 – Критические зоны и точки, характеризующие скачкообразность скорости изнашивания при изменении нагрузки $p_к$ (*а*), скорости трения $V_{тр}$ (*б*) и температуры T (*в*).

На рис. 1, *а-в* приведены гипотетические зависимости изменения условной скорости изнашивания X от названных факторов. Фактор нагрузки $P_к$ при прочих равных условиях предопределяет следующие стадии механического разрыхления активного слоя (см. рис. 1*а*). В зоне 1 и в зоне 2 протекают процессы разрыхления соответственно на основе упругой и пластической деформаций, в то время как в зоне 3 начинается формирование частиц износа путем однократного приложения нагрузки (микрорезание). Влияние скорости трения отражено соответствующими тремя стадиями разрыхления (см. рис.1*б*): зона 1 характеризует нормальный адгезионный контакт при наличии адсорбционной пленки, зона 2 отражает трение с трибохимической пленкой, а в зоне 3 экранирующая пленка разрушается и по этой причине износ протекает путем вырывов при однократном приложении нагрузки. Рост температуры (рис. 1*в*) ведет к уменьшению интенсивности изнашивания, однако, в случае закритического нагрева выше температуры $T_{кр}$ возможно физическое пластифицирование активного слоя, приводящее к катастрофическому износу.

Для жестких режимов трения без смазочного материала или с ним, когда развиваются высокие температуры, адгезия играет определяющую роль в развитии процессов изнашивания и предопределяет эффективный массоперенос в трибосистеме. Адгезия в значительной степени изменяет топографию поверхности трения, причем, чем выраженнее адгезионные реакции, тем грубее ее рельеф, вплоть до глубинных вырывов объемов материала активного слоя.

В противовес адгезионным взаимодействиям при трении развиваются процессы формирования на контакте третьего тела, представляющего собой продукты химико-физического взаимодействия тонкого поверхностного слоя материала со средой. Формирование таких пленок подтверждается характерным окисленным видом образующихся частиц, формирующихся при изнашивании.

Процессы массопереноса между элементами системы сопровождаются на всех стадиях уносом металла из контакта, причем глубина этих явлений зависит от высокотемпературной вязкости трибосреды. Закон изменения изнашивания во всем диапазоне контактных давлений может быть аппроксимирован стеленной зависимостью типа $X = K$адг$\cdot Xm$ для некоторой антиадгезионной характеристики среды Kадг при заданном структурном параметре материала m.

Список использованных источников

1. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. М.: Машиностроение, 1997. 304с.
2. Тушинский Л.М. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий. Новосибирск, Наука. 1996.207с.

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧЕННОЙ ИОНАМИ ТИТАНА

Русакова А. В., Максимкин О. П., Гусев М. Н.
Институт Ядерной физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан
E-mail: arussakova@gmail.com

THE DESTRUCTION FEATURES AUSTENIC STAINLESS STEEL 12Cr18Ni10Ti SAMPLES WERE IRRADIATED BY IONS OF TITAN

Russakova A. V., Maksimkin O. P., Gusev M. N.
Institute of Nuclear Physics NNC RK, Almaty, Kazakhstan
E-mail: arussakova@gmail.com

The destruction features of the irradiated by high-energy particles austenic stainless steel 12Cr18Ni10Ti samples were studied using microcalorimetry and fractography. It was founded, that irradiation of the 12X18H10T steel by titan ions with stretching of the samples is bringing about to the character of the knee and to the high value of the heat. The heat high value may be connected by anomalous plastic deformation of the near-surface irradiated layer of the sample.

Введение

Исследование особенностей разрушения металлических конструкций, облученных высокоэнергетическими частицами, является важной проблемой как с инженерной, так и с научной точки зрения. Анализ поверхностей излома может дать определенную информацию об особенностях процессов разрушения материала в зависимости от типа бомбардирующих частиц. Не менее важным представляется также непосредственное исследование физических явлений в ходе разрушения облученного материала – акустической эмиссии, электромагнитного излучения и тепловых эффектов.

Полученная в результате комплексная информация может быть использована, в частности, для прогнозирования надежности металлических конструкций, что является особенно важным для деталей и узлов ядерных энергетических установок, работающих в условиях одновременного воздействия радиационных, термических и силовых полей.

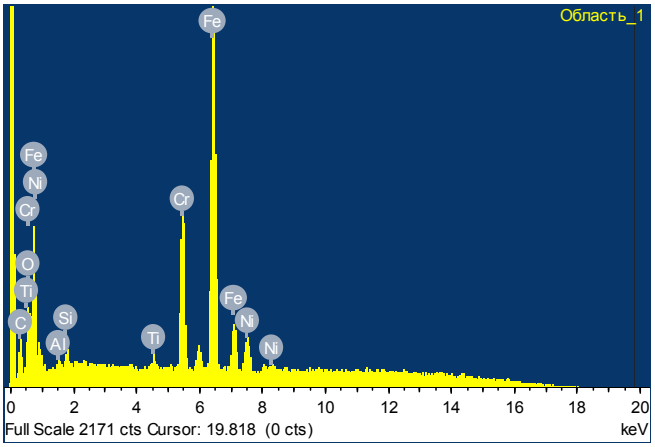
В данной работе с использованием методов микрокалориметрии и растровой электронной микроскопии изучено влияние облучения ионами титана на характер и особенности разрушения стали 12Х18Н10Т – наиболее распространенного реакторного материала.

Методика исследований.

Плоские образцы аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т (отжиг 1320К, вакуум, 30 мин) с размерами рабочей части 10×3.5×0.3мм облучали ионами титана на установке «Диана» (50кэВ, максимальный флюенс частиц 10^{21}ион/м^2). Необлученные и облученные образцы деформировали со скоростью $8.3\cdot10^{-4}$с$^{-1}$ при температуре 293К на лабораторной установке, совмещающей прецизионный калориметр Кальве и микроразрывную машину [1]. Это позволило получить значения пределов текучести $\sigma_{0.2}$ и прочности σ_B, величин равномерного ε_P и полного ε удлинения, сужения ψ, а также определить тепловой эффект, обусловленный разрушением образца. Фрактографические исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа JSM-7500F, производства JEOL. Съемка осуществлялась во вторичных электронах при одинаковом для всех снимков увеличении Качественный и количественный анализ поверхности образца и места излома осуществляли методом аналитической электронной микроскопии INCA 300 Oxford Instruments.

При анализе спектров не принимали во внимание азот, углерод и кислород, присутствие которых было обусловлено частично загрязнением, а частично окислением поверхности, а также медь, появление которой связано с частичным распылением материала ускорительной камеры.

На рис. 1 представлен типичный спектр, получаемый при элементном анализе поверхности, и дана его расшифровка.



Element	Weight%	Atomic%
C K	13.15	37.08
O K	5.84	12.36
Al K	0.55	0.69
Si K	0.89	1.07
Ti K	0.78	0.55
Cr K	15.27	9.95
Fe K	55.35	33.58
Ni K	8.19	4.72
Totals	100.00	

Рисунок 1 – Типичный спектр, получаемый при определении элементного состава материала и его расшифровка

Результаты и их обсуждение.

Механические свойства. Результаты испытаний для необлученного и облученного до максимального флюенса образцов представлены в таблице 1. Из анализа экспериментальных данных следует, что прочностные характеристики и пластичность практически не изменились.

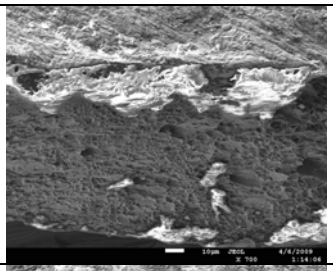
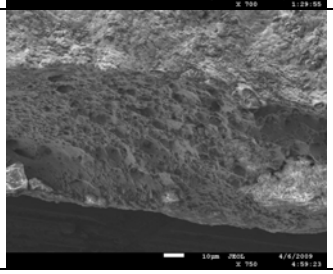
Таблица 1 – Механические характеристики стали 12Х18Н10Т, необлученной и облученной ионами титана

Состояние материала	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B, МПа	ε_P, %	ε, %
необл.	180	640	63	70
обл. ионами Ti, 10^{25} ион/м^2	200	650	63	68

Фрактография. Исследуемые образцы разрушались с образованием шейки. Поверхность представляла собой совокупность разновеликих самоподобных пор («чашечек») вязкого излома. При фрактографических исследованиях поверхности разрушенных образцов необлученной стали 12Х18Н10Т установлено (см. фото в табл. 2), что излом носит вязкий характер. Исследование микрорельефа излома образцов на сканирующем электронном микроскопе обнаружило достаточно однородную структуру. Установлено, что на изломе необлученного образца (6-02) наблюдаются довольно крупные чашечки (средний размер 5-7 мкм) с хорошо выраженными гребнями отрыва. Мелкие чашечки (1,5-3 мкм) являются «окантовкой» крупных и часто образуют группы, диаметром 15-25 мкм. В глубине наиболее крупных «чашечек» при большом увеличении можно заметить осколки частиц выделений. При элементном анализе «включений»,за исключением частиц матрицы, видим, что это S (0.27%), K (0.71%), Ca (0.77%), Mn (1.91%). Плотность чашечек $2{,}72\cdot10^3$ ед/м^2.

При разрушении образца, облученного флюенсом $2{,}5\cdot10^{16}$ на изломе видны вздутия («блистеры») диаметром ~ 6 мкм, некоторые из них уже лопнули. В глубине лопнувших частиц, в ямках при проведении анализа видим частицы, состава: K (0.21%), Mn (1.28%). Плотность чашечек по сравнению с исходным материалом снизилась до $1{,}45\cdot10^3$ ед/м^2. При повышении дозы облучения (флюенс $5\cdot10^{16}$) на изломе видны большие поры, следы взорвавшихся блистеров и вязкие чашечки. Плотность чашечек составляет $7{,}74\cdot10^2$ ед/м^2.

Таблица 2 – Тепловой эффект разрушения и вид излома для необлученных и облученных образцов стали 12Х18Н10Т, разрушенных при 293К. Общие данные по образцам.

Флюенс, частиц/см^2	Скорость деформации, мм/мин	Тепловой эффект разрушения, Дж.	Плотность чашечек, ед/м^2	Вид излома
0	0,44	0,23Дж	$2.72*10^3$	
$2,5\times10^{16}$	0,44	0,42Дж	$1.45*10^3$	
5×10^{16}	0,44	0,95Дж	$7.74*10^2$	

Поверхность разрыва образца зигзагообразной формы, т.е. место разрыва носит хрупкий характер с вязкими вставками между хрупкими линиями отрыва. Элементный анализ в точке показывает только наличие Mn (7,71%), за вычетом элементного состава матрицы.

Таким образом можно сказать, что облучение образцов стали ионами титана приводит к образованию марганца внутри образца, что в свою очередь повышает его хрупкость.

Тепловые эффекты при разрушении. В таблице 3 приведены удельные значения теплового эффекта разрушения ($Q_{разр}$) для стали 12Х18Н10Т, необлученной и облученной ионами титана. Из таблицы видно, что для стали, облученной ионами титана, удельный тепловой эффект, сопровождающий разрушение, значительно выше, чем для необлученного материала.

В таблице 3 приведена величина концентрации основных легирующих элементов по отношению к железу (т.е. концентрация железа принята за 1).

Таблица 3 – Элементный состав поверхности и области излома

Образец	Поверхность				Излом			
	Ni	Cr	Ti	Si	Ni	Cr	Ti	Si
Исх. 6-02	0,14	0,26	0,026	0,01	0,15	0,26	0,008	0,01
$2,5\cdot10^{16}$ 6-37	0,15	0,28	0,014	0,02	0,15	0,27	0,012	
$5\cdot10^{16}$ 6-28	0,16	0,27		0,01	0,15	0,27	0,006	0,01

Как видно из таблицы, концентрация Ni, Cr и Si изменяется слабо в результате облучения, как на поверхности образца, так и на изломе в результате растяжения. Можно отметить тенденцию к увеличению концентрации никеля и хрома на поверхности с ростом флюенса частиц. Концентрация титана на поверхности образца снижается тем сильнее, чем выше флюенс ионов, что обусловлено, видимо, распылением поверхности – чем меньше атомный вес элемента, тем в большей степени он подвержен радиационной эрозии.

Заключение

С применением методов микрокалориметрии и фрактографии, изучены особенности процессов разрушения образцов нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т, облученной высокоэнергетическими частицами. Показано, что облучение стали 12Х18Н10Т ионами титана, при растяжении образца, приводит к изменению характера излома, а также к высокому значению теплового эффекта при разрушении.

Высокое значение теплового эффекта при разрушении образцов стали, имплантированных ионами титана, обусловлено, в основном, аномально высокой пластической деформацией приповерхностного облученного слоя образца.

Список использованных источников

1. Гусев М.Н., Максимкин О.П. «Методика и установка для изучения тепловыделения и накопления энергии в процессе деформации облученных металлических материалов». Вестник НЯЦ РК. Курчатов, 2001, стр. 69-75.

ЭЛЕКТРОРАЗРУШЕНИЕ И ЭЛЕКТРОИЗНОС МАТЕРИАЛОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ КОНТАКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Рыбников Ю. С., Троицкий О. А., Правоторова Е. А.
Московский государственный институт радиотехники электроники и автоматики.
Институт Машиноведения РАН Москва, Россия,
E-mail: iuryr@yandex.ru

ELECTRO DESTRUCTION AND ELECTRO WEAR AUT MATERIALS OF MECHANICALS CONTACTS INTERACTION SURFACES.

Ribnikov Y. S. Troitsky O.A., Pravotorova E. A.
The Moscow state institute of a radio engineering, electronics and automatics, Institute of research of cars of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia.
E-mail: iuryr@yandex.ru

The types and the forms of conducting contacts and the causes of electric tear and electric collapse of materials for tribocouples in processes of their rolling and dragging in the mode of plastic deformation are discussed. The electromagnetic nature of friction and electromechanical nature of self-organization for electric tear and electric collapse of the materials are shown. The self-organizing processes of electric tear and electric collapse were considered for tribocouples of the materials electro donor-electro donor (ED-ED), electro acceptor-electro acceptor (EA-EA), electro acceptor-electro donor (EA-ED). Physical and mathematical models for direct transition of electromedium to constant electric current in the form of triboelectrization current at friction.

Рассмотрены самоорганизующиеся процессы электроизноса и электроразрушения материалов контактных парах Электродонор–Электродонор (ЭД-ЭД), Электроакцептор – Электроакцептор (ЭА -ЭА), Электроакцептор – Электродонор (ЭА-ЭД). Разработан метод электроисследований по токовым (амперным) характеристикам при абразивном электроизносе и электроразрушении, как процесс трибоэлектризации механического (резание и трение) про-

никновения более твёрдого тела через поверхность в менее твёрдое тело с разрушением трёх видов электрических взаимодействий в электровеществе, обеспечивающих «механическую» прочность материала (электровещества).

Износ (потеря материалов) при эксплуатации инструментов резания и при абразивном износе в механике определялся, как правило, измерениями линейных размеров и веса деталей, этих параметров оказалось недостаточно, чтобы объяснить механизм износа при контактных взаимодействиях, так как видимый материал исчезает и невидимо, поэтому был необходим поиск «видимых», контролируемых параметров. Ближе всех к решению проблемы трения и износа подошёл А.Д. Дубинин, который провёл огромный комплекс исследований электрических явлений, но увязать электрические параметры с механическими параметрами не сумел и предложил энергетическую теорию трения и износа, основанную на энергетических переходах явлений при трении. Он основательно исследовал «качественные» характеристики явления: термоэлектронные, акустические, термические, световые явления при трении и попытался выразить количественно через механический эффект (коэффициент и величину силы трения и износ поверхности).

В разделе физики «электричество» трибоэлектричество (трибоэлектризация) вообще не рассматривается, явления прямого перехода вещества (электровещества) исключительно в постоянный электрический ток мало кем признаётся, мало того, первоисточник электрических зарядов генератор Ван дер Граафа исключён из программы школьного и вузовского образования, что наносит серьёзный ущерб проблемам познания электровещества, электричества и процессов, происходящих в электровеществе и по поверхности между электровеществами при различных взаимодействиях.

Необходимые определения:

Электровещество – самоорганизованное совокупное и/или дискретное состояние (взаимодействие) электрических объёмных плотностей, единичных и совокупных электроатомов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн) в форме шаров (сфер) и тел любой формы во всех агрегатных состояниях [1].

Трение скольжения – это механическое перемещение тел (структурированных совокупных электроатомов), при котором разрушается существующее электромагнитное взаимодействие «трение покоя» между телами в начале и/или постоянным разрушением-восстановлением контактного взаимодействия между телами и самоорганизацией в ходе перемещения совершения работы выхода заряда в точках контакта, переходом электронейтральных тел (совокупных электроатомов, скомпенсированных зарядов) в заряженные тела (не компенсированные заряды), генерацией единичных электроатомов в виде постоянного (атомарного) электрического тока, накоплением разности потенциалов и её нейтрализации в электроискровых разрядах в точках разрыва контакта, одновременным элекроизносом и электроразрушением электровещества. Трение имеет два режима: 1 – с электроизносом и электроразрушением материала (электровещества); 2 – без электроизноса и электроразрушения материала (электровещества) [1]

Резание, разрыв – механическое (силовое) действие извне на электровещество разрушающее электроструктуру и совокупное электромагнитное взаимодействие с одновременным совершением работы выхода $A_{\text{вых}}$ заряда (электроатома) в точках разрыва (разрушения) переходом электронейтральных тел (совокупных электроатомов, скомпенсированных зарядов) в заряженные тела (не компенсированные заряды), генерацией единичных электроатомов в виде постоянного (атомарного) электрического тока, накоплением разности потенциалов и её нейтрализации в электроискровых разрядах в точках разрыва контакта, одновременным элекроизносом и электроразрушением электровещества.

Электричество – это взаимодействие электрических (электрополевых, электрозарядовых, электроатомных) плотностей, в форме шаров (сфер), жидких и твёрдых тел любой формы, как единичных, так и совокупных электроатомов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн), с самоорганизацией в зависимости от условий эксперимента, собст-

венного конкретного электромагнитного поля, обладающего конкретной электрической плотностью и свойствами проявляющимися в виде: постоянного электрического тока, электроискровых разрядов, электродуговых разрядов, электроплазм, электрошумов, электросвета, электромагнитов, электротепла, электрогазов, электрожидкостей, твёрдых электротел, электро радиоизлучений всех диапазонов с разуплотнением и переходом из скомпенсированного электронейтрального состояния электровещества, в разуплотнённое электронейтральное и/или разкомпенсированное заряженное состояние, и наоборот.

Электричество – это взаимодействие электрических плотностей (электроатомов, электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн) в форме шаров (сфер) в виде газообразных, жидких и твёрдых тел любой формы в собственном самоорганизованном электромагнитном поле [1]

Заряд единичный – электронейтральный электроатом *Всерод* (электрополе, электровещество, электроволна), имеющий равномерно распределённую газообразную электрическую плотность, минимальную в конкретных условиях в форме шара (сферы).

Заряд нескомпенсированный – это избыток и/или недостаток электроатомов Всерода в объёме и/или на поверхности заряженного тела, характеризуемый объёмной и/или поверхностной разностью плотностей зарядов (потенциалов) [1]

Заряд скомпенсированный – это отсутствие избытка и/или недостатка электроатомов Всерода в объёме и/или на поверхности электронейтрального тела, т. е. отсутствие разности электрической плотности зарядов (потенциалов).

Электроатом единичный – далее не делимая единственная элементарная частица, электроатом (химический элемент) Всерод, обладающий минимальной электрической газообразной плотностью, равномерно распределённой в форме шара (сферы) в конкретных условиях не зависимо от размера, первый электроатом (химический элемент), расположенный в нулевом ряду нулевого периода Периодической системы 1906г. Д.И. Менделеева под символом «Х», описываемый в двоичной системе счета [1].

Электроатом совокупный – локальное совокупное центрально-симметричное взаимодействие объёмно структурированных разноразмерных Всеродов – (электроатомов, электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн), обладающих приобретённым свойством локального устойчивого взаимодействия электровещества с максимальной электрической плотностью и нулевым потенциалом в центре, описываемый в двоичной системе счёта [1]

Электроизнос материала (электровещества) – это потеря электроатомов Всеродов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн) в процессе механического разрушения (резания и разрыва) и контактного (точечного) взаимодействия при трении скольжения, трёх видов электромагнитного взаимодействия и проявляется в виде свечения в электроизолированном пространстве, постоянного электрического тока и/или в электроискровых разрядах [2,3,4,5,6] .

Материал (электровещество) одной электрической плотности, характеризуемой твёрдым фазовым состоянием при нормальных условиях (НУ), в неподвижном состоянии и равновесном зарядообмене сохраняет свои свойства длительное время. В процессе трении, при точечных контактных взаимодействиях поверхностей в подвижном состоянии, а также при резании и разрыве материал (электровещество) изменяет свойства. При прямом переходе части электровещества в дискретные единичные электроатомы, части в совокупные электроатомы, части в кристаллы и куски электровещества из-за чего происходит не равновесный зарядообмен единичными электроатомами в виде фиксируемого постоянного (атомарного) тока (разуплотнённое, полевое состояние), а электроизнос материала (электровещества) становится видимым и контролируемым.

Электроизнос – следствие конкретного механического действия при совершении работы перемещения Апер. приводящей к разрушения предыдущего электрического взаимодействия при одновременном совершении работы выхода заряда Авых., зависящей от электроструктуры материала и условий, при которых протекают процессы трения, резания, раз-

рыва электромагнитного взаимодействия и самоорганизации накопления избыточного электрического потециала (электрической объёмной плотности) на поверхностях и/или точках электроконтакта и релаксации его в электроискровых разрядах.

В технологическом процессе при электроимпульсной обработке заготовки и инструмента в режиме от 0,5с до $5x10^{-6}$ постоянным током $I_{об.}$= 100 до 10000А при насыщении электрическими зарядами (электроатомами всеродами) заготовки получаем разуплотнённое состояние электровещества (режим электропластической деформации), при котором электроизнос и электроразрушение материалов практически отсутствуют поскольку разрушенные внешним воздействием электроструктуры мгновенно восстанавливаются избытком электроатомов. Кроме того, заготовки в условиях электронасыщения электроатомами, на протяжении всего технологического цикла защищены от потерь электроатомов даже от многократно повторяющиеся операций вытяжки, прокатки и волочении не допускают разрушения материала (электровещества) и исключается «наклёп». Заготовке и не требуют промежуточных теплоёмких и трудоёмких операций отжига, так как обрабатываемый материал (электровещество) постоянно насыщается «подпитывается» строительным материалом электроатомами всеродами, обеспечивая повышенную пластичность и технологическую (механическую) прочность. Как бы «механическая» прочность материала (электровещества) определяется прочностью трёх видов электромагнитного взаимодействия:

1 – электровзаимодействия между единичными дискретными электроатомами всеродами с самоорганизацией образования совокупных объёмно структурированных уплотнённых электроатомов (химических элементов) например: кислород 0, Fe, Ni, Ti, W, Au, и т.д.;

2 – электровзаимодействия между единичными электроатомами всеродами и совокупными электроатомами (химическими элементами) и/или совокупными электроатомами (химическими элементами) и совокупными электроатомами с самоорганизацией образования электроструктур кристаллов (монокристаллов и гетерокристаллов);

3 – электровзаимодействия между единичными дискретными электроатомами всеродами и/или с совокупными электроатомами и/или структурами кристаллов (монокристаллами и гетерокристаллами).

Все электровзаимодействия в электровеществе самоорганизуются в совокупную электроструктуру конкретного материала (электровещества) в любых фазовых (агрегатных) состояниях, обеспечивая свою конкретную, как бы «механическую» прочность.

Полученные изделия, обработанные постоянным электрическим током в режиме электропластической деформации, на выходе имеют более высокие прочностные характеристики за счёт исключения дефектов электроструктуры материала (электровещества). Экспериментально подтверждено, что электроимпульсная обработка постоянным электрическим током проводниковых материалов в режиме пластической деформации подавляет электроизнос и электроразрушения материалов в контактных точках заготовка- инструмент.

Возможные объяснения действия электрических полей и тока на пластичность и прочность токопроводящих материалов

Прочность и пластичность материалов (электровещества) обусловлена тремя электрическими взаимодействиями в совокупной электроструктуре.

Упрочнение отдельных характеристик материалов (электровеществ), например твёрдости, можно получить за счёт уменьшения объёма материала при механической обработке давлением в замкнутом пространстве. В этом случае межкристаллические и межатомные расстояния уменьшаются, объёмная электрическая плотность уплотняется, при этом сила электрического взаимодействия между кристаллами и между атомами в кристаллах увеличиваеся по закону Кулона; пример углерод (графит) переходит в алмаз, при этом наблюдается повышение твёрдости, плотности и изменение электрофизических свойств: проводник или полупроводник становится диэлектриком (электроизолятором). Таким образом, очевидно, что хрупкость и твёрдость искусственным и природным неорганическим материалам (элек-

тровеществам) придают электровзаимодействия с природными диэлектриками газами. На этом явлении, изменения электрофизических характеристик материалов (электровещества) следует остановиться подробнее, чтобы разобраться в пластичности и прочности. В материаловедческой условной классификации все материалы делят на проводники, полупроводники и диэлектрики (электроизоляторы), по электрофизическому параметру – электропроводность. Согласно теории Ферми, это деление обусловлено наличием «запрещённых» зон для якобы электрона в материалах (электровеществах). Экспериментальные и теоретические исследования не подтвердили этого теоретического предположения. Главным противоречием данной теории является невозможность присутствия «запрещённых зон» в природных диэлектриках вакуум, газ, смесь газов (воздух), в которых не достаточно (мало) равномерно распределённой по объёму, электрической объёмной плотности, для обеспечения электропроводности материалу (электровеществу). При производстве электронных приборов применяют твёрдые искусственные диэлектрики: моно и поли кристаллы оксидов кремния SiO_2 и алюминия Al_2O_3 и природные диэлектрики кварц, асбест, слюда, а также искусственные полимерные твёрдые диэлектрики, полученные на основе соединений углерода с газами: CF_4-фторопласт, CH_4-метан. При рассмотрении структурных химических формул этих соединений видно, что каждый отдельный электроатом проводника и/или полупроводника окружён электроатомами природного диэлектрика-газа, у которого объёмная электрическая плотность недостаточна, чтобы обеспечивать электропроводность проводника, полупроводника, т.е. образуется заслон из электроатомов Таким образом, очевидно, что хрупкость и твёрдость искусственным и природным неорганическим материала (электровеществам) SiO_2, Al_2O_3 придают электровзаимодействия проводников и полупроводников с природными диэлектриками газами в соответствии с объёмной электроструктурой. Однако электровзаимодействия углерода с природными диэлектриками фтором и водородом наоборот придают соединениям пластичность в соответствии с объёмной электроструктурой материала (электровещества). Поскольку кремний и углерод по распределению в Периодической системе стоят в четвёртом ряду и должны иметь четыре «валентные» связи, то правильнее было бы структурную формулу оксида кремния записывать SiO_4, как CF_4, CH_4.

Аналогично «упрочнению» графита, а в действительности повышению твёрдости за счёт уплотнения т.е.уменьшения объёма при получении алмаза, происходит якобы «упрочнение» материалов (электровеществ) при прокатке, волочении и вытяжки металлов и при других методах традиционных методах обработки металлов давлением, однако такое «упрочнение» электровещества за счёт приближения одной части электровещества друг к другу (уплотнение) и отдаления другой части электровещества в объёме друг от друга (разуплотнение) создаёт неравномерность распределения электровещества в заготовке т.е. дефект и нарушение электровзаимодействия в материале (электровеществе), в общем виде это «наклёп» т.е. разрушение. Нарушение электроструктуры, приводящее к потере технологических свойств электроматериала, потеря пластичности, которая обусловлена ослабленным электрическим взаимодействии структуры между отдалёнными кристаллами и между отдалёнными электроатомами в кристаллах и не позволяет проводить дальнейшую обработку заготовки без отжига (восстановления предыдущего электрического взаимодействия между кристаллами и в кристаллах между электроатомами).

Воздействие электрических зарядов (электроатомов, электрополей, электроволн) в виде постоянного тока, представляющего дискретные элементарные частицы, в газофазе с минимальной электрической плотностью квази разжижает электрическое поле материала (электровещества) в твёрдой фазе обеспечивая менее плотное электропластическое состояние, с высокими технологическими характеристиками заготовки.

Упрочнение токопроводящих материалов можно осуществлять электроимпульсной обработкой постоянным током в процессе обработки давлением. Избыточные единичные электроатомы, (электрозаряды, электрополя, электрочастицы), поступающие в избытке от генератора постоянного тока во время импульсной обработки заготовки, поступают через

поверхности в объём материала в любой момент технологической операции и не допускают образования разрыва электрического взаимодействия «наклёпа». Поддерживая необходимое количество электрической объёмной плотности (единичных электроатомов) во всех выше перечисленных электроструктурах, обеспечивается максимальные (самосогласованные) по величине электрические взаимодействия всех электроструктур внутри совокупного электроатома (химического элемента), электрические взаимодействия между единичными и/или совокупными электроатомами, электрические взаимодействия в кристаллах и электрические взаимодействия между кристаллами, исключая разрушения электростркту т.е. «наклёп». При длительном воздействии на токопроводящий материал (электровещество) постоянным током в импульсном режиме под давлением от генератора часть зарядов внедряется в структуру, образуя дополнительные электрические взаимодействия, повторяя структуру конкретного материала с уплотнением (упрочнением) и увеличением работы выхода заряда. Исходя из выше упомянутого, следует отметить, что запас электроатомов находится (хранится) в объёме, а съём - подача генерированных электроатомов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн) осуществляется через контактную поверхность тела.

Выводы: Термин прочность имеет многозначное и/или совокупное толкование, поэтому необходимо добавлять конкретность т.е. повышение прочности – твёрдости; повышение технологической прочности - пластичности, повышение прочности – упругости, повышение химической прочности, повышение электрической прочности т.д..

Список использованных источников

1. Ю.С.Рыбников статья «Основы теории единства и неразрывности электромагнитного поля Вселенной» Ж, ЖРФМ, Общественная польза, М, 1993г., с157-165.
2. Ю.С.Рыбников и др. статья «Трибоэлектретный эффект при трибоэлектризации порошковых лакокрасочных материалов» Ж, ЛКМ и их применение, Химия, М.1986г.,с38-40.
3. Ю.С.Рыбников и др. статья в книге « Кинетика накопления и рассасывания зарядов в органических и кремнийорганических материалах» Кн. Электроника органических материалов, Наука, М, 1985г., 416 с..
4. Ю.С.Рыбников и др. статья « Трибоэлектричество и износ», Ж, Машиностроитель, Машиностроение, М, 1987г., с 17-19.
5. Ю.С. Рыбников и др. статья « Основы электронной теории износа при трении» . Ж, Вестник машиностроения, Машиностроение, М, 1989г., с 5-10.
6. Т. Фещенко, В. Вожегова, книга, Физика, справочник школьника, Пресса, М. 1995г., 574с.

МОДЕЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ СТРОЕНИЯ ЭЛЕКТРОВЕЩЕСТВА, КАК ОСНОВА БЕЗЫЗНОСНОГО ТРЕНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Рыбников Ю. С., Троицкий О. А.

Московский государственный институт радиотехники электроники и автоматики.
Институт Машиноведения РАН Москва, Россия,
E-mail: iuryr@yandex.ru

MODELS PRESENT BUILDING ELECTROSUBSTANCE AS BASE NO WEAR OAT FRICTION WHEN ELECTROPLASTIC DEFORMATION METALS

Ribnicov Y. S., Troitsky O. A.

The Moscow state institute of a radio engineering, electronics and automatics,
Institute of research of cars of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia,
E-mail: iuryr@yandex.ru

Processes of a natural mode of electro deterioration and electro destruction of electro material friction interaction materials the Electrodonor – Electrodonor (ED-ED), the

Electroacceptor – the Electroacceptor (EA - EA), the Electroacceptor – the Electrodonor (EA - ED) are considered. friction two co-operating electro materials from electro deterioration and electro destruction the method of electro protection of electro materials is developed for a sliding friction for the account of application of an electro isolating composit covering from firm polymer. Physical and mathematical models of direct transition of electro substance in a constant electric current are develop.

Проблемы трения, трибоэлектричества, электроизноса и электроразрушения материалов трибопар включают в себя практически вес перечень проблем по единой теории поля (электровещества) на единой основе, позволяющей решить любую научно техническую и практическую задачу на единой основе и единой канве. Представленные результаты экспериментов прямого перехода твёрдого электровещества (объёмной электрической плотности) при нормальных условиях в постоянный (электроатомарный) электрический ток (разуплотнённое состояние электровещества) в процессе поверхностного перемещения тел подтверждающие, что при трении отрицательных зарядов не образуется, а образуются статические, в объёме электродонора и динамические на поверхности электроакцептора электронейтральные электроатомы. Установлено трибоэлектретное состояние заряженного слоя из порошковых диэлектрических частиц и каждой отдельной порошковой частицы.

Показана единая электрофизическая природа трения и электромеханическая природа самоорганизующегося режима электроизноса и электроразрушения материалов трибопар, основанные на совершении работы выхода заряда Авых. в одновременном процессе поверхностного перемещения тел при совершении работы перемещения Апер. Установлен критерий безызносности материалов трибопар по току трибоэлектризации $I= 10^{-9}$ А при наличии в паре трения электроизолирующего покрытия. Исследованы процессы электроизноса и электроразрушения материалов трибопар Электродонор – Электродонор (ЭД-ЭД), Электроакцептор – Электроакцептор (ЭА - ЭА), Электроакцептор – Электродонор (ЭА - ЭД). Разработаны физические и математические модели и выводы формул прямого перехода электровещества в постоянный электрический ток при точечных контактных взаимодействиях в процессах трения, основанные на равенстве работ по перемещению Апер.= Авых. и выхода заряда (электроатома) для плоскостей и порошковых диэлектрических частиц. через точечные контакты. Результаты внедрены в производство техники и оборудования.

Что проблема «трения» – всеобъемлющая, подтверждается авторами статьи [1] в их предположениях «Исходя из такого представления о «трении», можно объяснить практически все другие физические процессы взаимодействия двух или более инородных тел». Авторы не «увидели» ряд [2,3,4,5,6,7,8] работ 20-25 летней давности», перепутали процессы резания и трения, а также не «заметили», что и однородные вещества при трении так же трибоэлектризуются, поэтому необходимо вернуться к «азам» явлений «трение» и «электричество», чтобы ответить на важнейшие вопросы науки, техники, технологий в соответствии с практическими результатами и экспериментами.

Например: почему диэлектрики, не имея электронной проводимости, при трении генерируют постоянный электрический ток; почему однородные вещества при трении генерируют постоянный электрический ток; почему, где много отрицательных якобы электронов мы ставим символ «+», а не символ «-» , как это следует из теории электричества. Если дырка пустота, то как она может проводить электрический ток (дырочная проводимость), известно, что вакуум и воздух лучшие диэлектрики. Известно, что постулаты Н. Бора противоречат как классической механике, так и электродинамике Максвелла [9], а модель атома признаётся правильной. Очевидно также, что и теория электричества, и, якобы, Резерфодовско-Боровское строение модели атома, так же требуют перепроверки и уточнения, чтобы единая теория электромагнитного поля (электровещества) стала единственной, т.е. самоорганизовалась в науке, без разчленения на отдельные научные области и дисциплины, без ус-

ловностей, абстракции, парадоксов, противоречий, аксиом, постулатов, запретов и виртуальностей т. е. таковым, каково электромагнитное поле в природе.

Необходимые основные научные определения:

Электровещество (материал) - самоорганизованное совокупное и/или дискретное состояние (взаимодействие) электрических объёмных плотностей, электроатомов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн, электрочастиц) в форме шаров (сфер) и тел любой формы во всех агрегатных состояниях.

Трение скольжения – это механическое перемещение тел (совокупных электроатомов), разрушающее существующее электромагнитное взаимодействие «трение покоя» между телами в начале и/или постоянным разрушением-восстановлением контактного взаимодействия между телами в ходе перемещения с совершением работы выхода заряда в точках контакта, переходом электронейтральных материалов (электровещества), совокупных электроатомов, (скомпенсированных зарядов) в заряженные тела (не скомпенсированные заряды), генерацией постоянного (атомарного) электрического тока, образованием разности потенциалов и её нейтрализации в электроискровых разрядах в точках разрыва контакта, с одновременным элекроизносом и электроразрушением электровещества [2] Трение имеет два режима: 1 – с электроизносом и электроразрушением материала (электровещества); 2 – без электроизноса и электроразрушения материала (электровещества).

Электричество – это взаимодействие электрических плотностей (электроатомов, электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн) в форме шаров (сфер) газообразных, жидких и твёрдых тел любой формы в собственном самоорганизованном электромагнитном поле [2].

Электричество – это взаимодействие электрических (полевых, зарядовых, волновых,) газообразных плотностей, в форме шаров (сфер), жидких и твёрдых тел любой формы, как единичных так и совокупных электроатомов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн, электрочастиц), с самоорганизацией в зависимости от условий эксперимента, собственного конкретного электромагнитного поля, обладающего конкретной электрической плотностью и свойствами проявляющимися в виде: постоянного электрического тока, электроискровых разрядов, электродуговых разрядов, электроплазм, электрошумов, электросвета, электромагнитов, электротепла, электрогазов, электрожидкостей, твёрдых электротел, электро- радиоизлучений всех диапазонов с разуплотнением и переходом из скомпенсированного электронейтрального состояния вещества, в разуплотнённое электронейтральное и/или разкомпенсированное заряженное состояние, и наоборот.

Заряд единичный – электронейтральный электроатом ВСЕРОД (электрополе, электровещество, электроволна), имеющий равномерно распределённую газообразную электрическую плотность, минимальную в конкретных условиях в форме шара (сферы).

Заряд нескомпенсированный – это избыток и/или недостаток электроатомов Всерода в объёме и/или на поверхности заряженного тела, характеризуемый объёмной и/или поверхностной разностью плотностей зарядов (потенциалов)[2].

Заряд скомпенсированный – это отсутствие избытка и/или недостатка электроатомов Всерода в объёме и/или на поверхности электронейтрального тела, т. е. отсутствие разности электрической плотности зарядов (потенциалов)[2].

Атом единичный – далее не делимая единственная элементарная частица, электроатом (химический элемент) всерод, обладающий минимальной электрической газообразной плотностью, равномерно распределённой в форме шара (сферы) в конкретных условиях не зависимо от размера, первый электроатом (химический элемент), расположенный в нолевом ряду нолевого периода Периодической системы 1905 - 1906г. Д.И. Менделеева под символом «Х», описываемый в двоичной системе счета.

Атом совокупный – локальное совокупное центрально симметричное самоорганизующееся электровзаимодействие объёмно– структурированных разноразмерных Всеродов – (электроатомов, электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн), обладающих приоб-

ретённым свойством локального устойчивого взаимодействия электровещества с максимальной электрической плотностью и нолевым потенциалом в центре, описываемый в двоичной системе счёта. [2].

Кристалл – совокупное самоорганизующееся электровзаимодействие между единичными и/или совокупными электроатомами согласно электроструктур входящих электроатомов.

Прочность и пластичность материалов обусловлена тремя электрическими взаимодействиями: 1) Электрическим взаимодействием между единичными электроатомами (электрозарядами, электрополями, стоячими электроволнами, электрочастицами), которое самоорганизует электроструктуру совокупного электроатома (химического элемента, электрозаряда, электрополя, электровещества,стоячими электроволнами); 2) Электрическим взаимодействием между совокупными и/или единичными электроатомами (химическими элементами,электровеществами), которое самоорганизует кристаллы (электрозаряд, электрополе, электровещество); 3) Электрическое взаимодействие между кристаллами, которое самоорганизует материал (электровещество, электрополе, электрозаряд).

Упрочнение отдельных характеристик материалов (электровеществ), например, твёрдости можно получить за счёт уменьшения объёма материала при механической обработке давлением в замкнутом пространстве за счёт уменьшения межкристаллических и межатомных расстояний уменьшаются и объёмная электрическая плотность электровещества уплотняется и происходит изменение электроструктуры материала (электровещества), при этом сила электрического взаимодействия между кристаллами и между атомами в кристаллах увеличиваеся по закону Кулона; пример углерод (графит) переходит в алмаз, при этом наблюдается повышение твёрдости, хрупкости, плотности и изменение электрофизических свойств: проводник или полупроводник становится диэлектриком (электроизолятором). На этом явлении, изменения электрофизических характеристик материалов (электровещества) следует остановиться подробнее, чтобы разобраться в пластичности и прочности. В материаловедческой условной классификации все материалы делят на проводники, полупроводники и диэлектрики (электроизоляторы), по электрофизическому параметру – электропроводность. Согласно теории Ферми, это деление обусловлено наличием «запрещённых» зон для якобы электрона в материалах (электровеществах). Экспериментальные и теоретические исследования не подтвердили этого теоретического предположения. Главным противоречием данной теории является невозможность присутствия «запрещённых зон» в природных диэлектриках вакуум, газ, смесь газов (воздух), в которых не достачно равномерно распределённой по объёму, электрической объёмной плотности, для обеспечения электропроводности материалу (электровеществу). При производстве электронных приборов применяют твёрдые искусственные диэлектрики: моно и поли кристаллы оксидов кремния SiO_2 и алюминия Al_2O_3 и природные диэлектрики кварц, асбест, слюда, а также искусственные полимерные твёрдые диэлектрики, полученные на основе соединений углерода с газами: CF_4-фторопласт, CH_4-метан. При рассмотрении структурных химических формул этих соединений видно, что каждый отдельный электроатом проводника и/или полупроводника окружён электроатомами природного диэлектрика-газа, у которого объёмная электрическая плотность недостаточна, чтобы обеспечивать электропроводность проводника, полупроводника. Таким образом, очевидно, что хрупкость и твёрдость искусственным и природным неорганическим материалам SiO_2, Al_2O_3 (электровеществам) придают электровзаимодействия проводников и полупроводников с природными диэлектриками газами в соответствии с объёмной электроструктурой. Однако электровзаимодействия углерода с природными диэлектриками газами фтором и водородом наоборот придают соединениям пластичность в соответствии с объёмной электроструктурой материала (электровещества), обеспечиваемой электроструктурами входящих в электровзаимодействие электроатомов.

Следует отметить, что механическую прочность материалов (электровеществ) мы оцениваем по внешним механическим нагрузкам, прилагаемым к конструкциям, деталям, и

видам соединений: клёпка, сварка, пайка и др., а разрушаем электромагнитное взаимодействие электроатомов в материале (электровеществе) или их поверхностей.

Вывод формулы токов трибоэлектризации точечных контактов при перемещении мелкодисперсных диэлектрических порошков

$$q_ч = \delta_ч S_ч \tag{1}$$

$$\frac{q_ч}{m_ч} = \frac{\delta_ч S_ч}{m_ч} \tag{2}$$

$$M\frac{q_ч}{m_ч} = \frac{\delta_ч S_ч}{m_ч} M \tag{3}$$

$$M = \frac{Gl_0}{V_{ср}} \tag{4}$$

при подстановке (4) в (3) получаем:

$$Q_{\Sigma ч} = \frac{\delta_ч S_ч l_0 G}{m_ч V_{ср}} \tag{5}$$

Разделим обе части (5) на время $t_{пр}$ (трибозаряжения)

$$\frac{Q_{\Sigma ч}}{t_{пр}} = \frac{\delta_ч S_ч l_0 G}{m_ч V_{ср} t_{пр}} \tag{6}$$

$$I_{зар} = \frac{\delta_ч S_ч G}{m_ч}, \text{ Кл/с} \tag{7}$$

с учетом $S_ч/m_ч = \rho_ч$ (удельная поверхность)

$$I_{зар.} = \sigma_ч \rho_ч G, \quad \text{Кл/с} \quad [6] \tag{8}$$

$q_ч$ – заряд на частице, $\delta_ч$ – поверхностная плотность заряда, $S_ч$ – поверхность частицы, $m_ч$ – масса (количество) частиц, M – суммарное количество одновременно заряжаемых частиц, G –расход частиц из питателя, l_0 – расстояние торможения (трения) $V_{ср}$.– средняя скорость пролета расстояния при торможении частицы, $t_{пр}$. – время торможения частицы при трибоэлектризации, $Q_{\Sigma ч}$- суммарный заряд одновременно трибоэлектризуемых частиц, $I_{зар}$ – ток зарядки (электризации), $\rho_ч$ – удельная поверхность частицы.

Вывод формулы токов трибоэлектризации при перемещении поверхностей по точечным контактам при электрическом взаимодействия плоскостей из любых электроматериалов

$$q_к = \delta_к S_к \tag{1}$$

$$Ч_к = S_{тр}/S_к \tag{2}$$

$$Ч_к q_к = \delta_к S_к \, S_{тр}/S_к \tag{3}$$

$$Q_{\Sigma к} = \delta_к \, S_{тр} \tag{4}$$

$$A_{пер} = A_{вых} \tag{5}$$

$$A_{пер}\delta_к S_{тр} = Q_{\Sigma к} \, A_{вых} \tag{6}$$

$$A_{пер} = Nl_{пер} \tag{7}$$

$$Nl_{пер}\delta_к S_{тр} = Q_{\Sigma к} \, A_{вых} \tag{8}$$

$$Nl_{пер}\delta_к S_{тр}/A_{вых} = Q_{\Sigma к} \tag{9}$$

$$\frac{Q_{\Sigma к}}{t_{конт}} = \frac{N l_{пер} \delta_к S_{тр}}{t_к A_{вых}}, \text{ Кл/с} \quad (10)$$

$$I_{зар} = \frac{NV\delta_к S_{тр}}{A_{вых}}, \text{ Кл/с [6]} \quad (11)$$

$q_к$ – заряд на контакте, $\delta_к$ – поверхностная плотность заряда на контакте, $S_к$ – поверхность контакта, $Ч_к$ – число контактов, $S_{тр}$ – поверхность трения, $Q_{\Sigma к}$ – суммарный заряд, $A_{пер}$ – работа по перемещению, $A_{вых}$ – работа выхода заряда, N – сила давления, $l_{пер}$ – длина пробега.

На рис 1. показаны токи трибоэлектризации для порошковых частиц размером10^{-6}-10^{-8} м; на рис. 2 – взаимодействие ЭД-ЭА и механизм перехода электроатомов; на рис. 3 – электробезызносность материалов при наличии твёрдого диэлектрического покрытия; на рис. 4 – термоаналитические исследования образцов проводили на дериватографе Ф. Паулик, Дж. Паулик, Л. Эрдей.

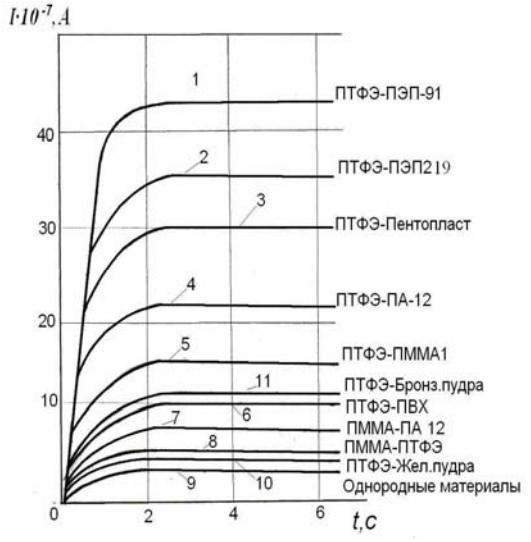


Рисунок 1 – Зависимость тока трибоэлектризации от «химической» природы материалов трибопар ЭА –ЭД Электроакцептор-ПТФЭ, Электродонор-все другие

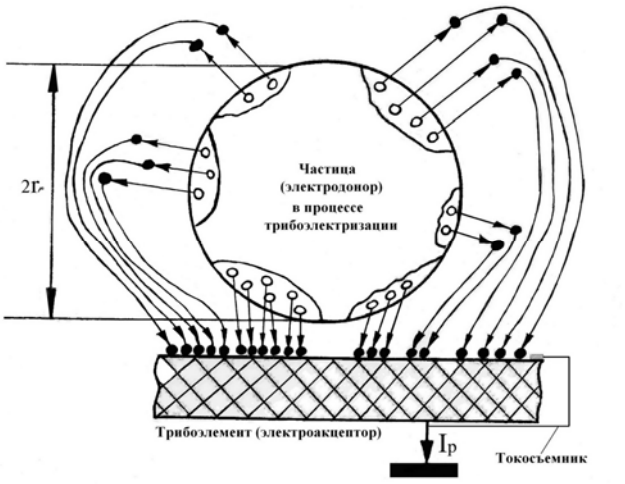


Рисунок 2 – Модель трибоэлектризованой диэлектрической и механизм перехода электроатомов из ЭД на ЭА.

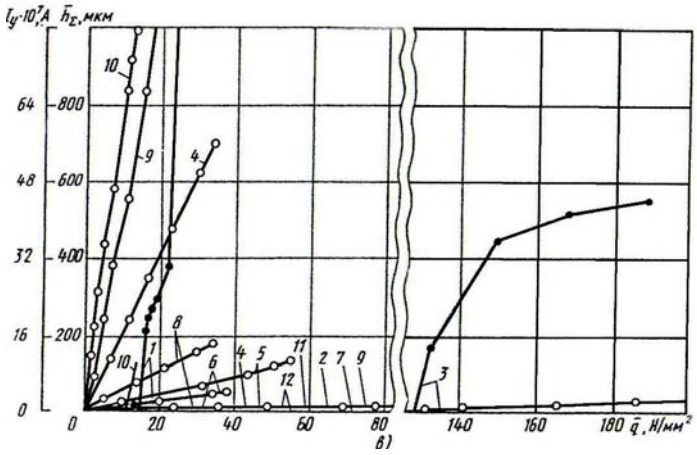


Рисунок 3 – графики электроизноса и токов утечки при наличии покрытия из твёрдого композитного полимерного диэлектрика на одной из поверхностей трибопары в различных условиях трения; электрознос- кривые с белыми кружками; токи утечки- кривые с чёрными кружками.

Диэлектрическое твёрдое покрытие из полимерного композиционного материала толщиной 200 – 250мкм на одной из трибоконтактирующих поверхностей электро изолирует точечные контакты металл-металл, исключает выход электроатомов (электрозарядов и т.д.) из трибосистемы, накопление электропотенциала на поверхностях и соответственно исключаются электроискровые пробои, при этом обеспечиваяется самоорганизация режима безызносного трения при токе трибоэлектризации $I < 10^{-9}$А за счет трибоэлектретного состояния диэлектрического композитного полимерного покрытия, увеличивая рабочий ресурс трибопары в 10-50 раз [7,8]. Полимерное покрытие пригодно для эксплуатации в высоко нагруженных, сравнимых с пределом текучести металлов, узлах трения и многократному восстановлению.

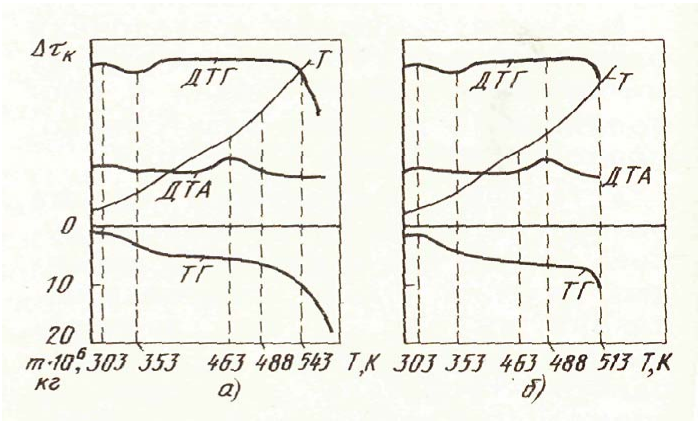


Рисунок 3 –ДТГ - дифференциальная термогравиометрия; ДТА – дифференциальный термический анализ; ТГ – термогравиометрия.
Графики получены на дериватографе Ф. Паулик, Дж. Паулик, Л. Эрдей. Контрольные образцы порошка П-ЭП-219 (*а*) и трибоэлектризованные образцы (*б*)

Наибольший электроизнос и токи утечки дают трибопары незакалённых металлов с вводом сухого графита на полимерный слой из твёрдого диэлектрика (рис.3) (графики 9,10); средние значения электроизноса и токов утечки дают трибопары с диэлектрическим абразивом (кварцевый песок) на полимерном слое твёрдого диэлектрика (графики 5, 6, 7, 8); минимальный электроизнос и токи утечки дают трибопары с твёрдым диэлектриком со смазкой (графики3,11,12) при максимальных стандартных нагрузках соизмеримых с пределом текучести металлов.

Термоаналитические исследования образцов проводили на дериватографе Ф. Паулик, Дж. Паулик, Л. Эрдей. Контрольные образцы порошка П-ЭП-219 и трибоэлектризованные образцы рис.4 нагревали со скоростью 5^0С/мин. Появление следов деструкции материала на контрольном образце порошкового полимера сопровождался потерей количества материала (электровещества) и начинается при 543^0К, а на трибоэлектризованном 513^0К. Снижение температуры (Т) начала разложения порошка с потерей количества вещества связано с потерей электрозарядов (электроатомов, электрополей), что подтверждает материальность (электровещественность) электроатомов (электрозарядов, электрополей). Наличие потенциала, характеризует недостаток электроатомов в объёме ЭД и трибоэлектретное состояние каждой отдельной частицы и всего порошкового слоя. [2,3,4,5.6,]

Экспериментально подтверждается, что при трибоэлектризации порошковых частиц материал ЭД в процессе торможения о трибоэлементы материал ЭА, твёрдая часть частицы ЭД совокупного электронейтрального состояния (взаимодействия) приобретает трибоэлектретное заряженное разуплотнёное состояние (взаимодействие) за счёт недостатка дискретных электронейтральных электроатомов (электрических плотностей, электрозарядов, электрополей, электроволн) ушедших на поверхность ЭА откуда они через проводник в виде постоянного (атомарного) тока электроатомов (электрозарядов, электрополей, электроволн) отводятся на «землю», иначе говоря, подтверждается самоорганизующийся электроизнос и электроразрушение (электровещества) при отводе электрозарядов на «землю» и/или в виде электроискровых разрядов.

Таким образом, наличие твёрдого композитного диэлектрического полимерного покрытия в трибопарах на одной из поверхностей трибопары, является основным фактором бе-

зызносности трибосистем и снижения «коэффициента трения» (электромагнитного взаимодействия).

Исследования перехода (растворения) дискретных электроатомов Всерод (электровещество) с минимальной объёмной электрической плотностью в виде постоянного электрического тока от источника в электролит (электровещество) с увеличением объёмной электрической плотности при зарядке аккумулятора (накопление электроатомов) «энергии» и выхода постоянного электротока при разрядке аккумулятора в рабочем режиме

Технология производства и эксплуатации аккумуляторов традиционно рассматривает аккумулятор как химический источник постоянного тока, в котором предположительно происходят химические реакции типа $PbO_2+Pb+2H_2SO_4\ H_2O = PbSO_4+PbSO_4+2H_2O$. В формуле химической реакции отсутствует важнейший компонент - постоянный электрический ток, который должен был бы накапливаться в объёме и участвовать в процессе протекания обратимой химической реакции образования сульфата свинца и его растворения в электролите одновременно, кроме этого, обнаруживаются противоречия химической реакции и технологии изготовления аккумулятора (приготовление и заливка электролита из ёмкостей обложенных свинцовыми листами, где показано, что свинец не растворяется за счёт образования практически нерастворимого сульфата свинца на поверхности. Кроме этого в технологии эксплуатации аккумулятора показано, что «устранение сульфатации пластин в течение 24 и более часов путём длительной зарядки аккумулятора для растворения трудно растворимых (нерастворимых) кристаллов $PbSO_4$», а скорость электроискрового разряда $V=10^{-8}$с. Несоответствия скоростей протекания электрического постоянного тока при электроискровом разряде и скорости растворения сульфата свинца, ставят под сомнение формулу протекание выше рассмотренной якобы обратимой химической реакции и работу аккумулятора по традиционной схеме. При эксплуатации аккумулятора происходит сульфатация пластин и подтверждается, что образование трудно растворимых кристаллов сульфата свинца на рабочих пластинах приводит к неисправности аккумулятора. Кроме этого, в традиционной схеме работы аккумулятора не показан механизм накопления зарядов и выхода постоянного электрического тока при потреблении электрооборудованием.

Рассмотрим всем известный свинцово - кислотный аккумулятор по не традиционной методике: корпус аккумулятора из прозрачного диэлектрика, чтобы в процессе зарядки было видно изменение уровня электролита; незаряженный электролит состава $H_2SO_4 + H_2O$ (дистиллят) имеет плотность 1,2г/см^3; объём электролита = 5л; в не заряженном аккумуляторе запас избыточных электрических зарядов Q=0

Известно, что свинцово- кислотный аккумулятор имеет две пластины (токосъёмники) - одна из губчатого свинца Pb, а вторая из окисла свинца PbO_2, которые погружены в не заряженный электролит (электровещество) с электрической плотностью 1,2г/см^3. Для зарядки аккумулятора постоянным (атомарным) электрическим током подключаем провод к пластине (токосъёмнику) $PвO_2$ (в металлах как бы электронная проводимость) на клемму со знаком (+), что означает избыток электроатомов (электрозарядов, электрополей), а не электронов, потому, что тогда должен бы быть знак (–) иначе современная теория электричества не состоятельна, так как электроны по определению Дж. Томсона и Э.Вихерта имеют отрицательный заряд (-). На вторую клемму со знаком минус (-) подключаем провод «земля» к пластине (токосъёмнику) Pb и включаем прибор, то есть начинаем под давлением от сети загонять электроатомы (электрозаряды, электрополя, электроволны, электровещество с минимальной электрической плотностью) в объём электролита (электровещества), которые в электролите (электровеществе) растворяются, а не участвуют в химической реакции образования и растворении сульфата свинца, при этом объём электролита увеличивается и в объёме накапливается избыточная электрическая плотность (электровещество). Электрическая плотность заряженного электролита (электровещества) так же как и на пластинах (токосъём-

никах) достигнет значения 1,28г/см^3; при этом объём электролита увеличится приблизительно на 5%; образуется запас электрической плотности приблизительно на 9,2%, что соответствует запасу электрического постоянного тока 55 Ачас. Очевидно, что во время зарядки из аккумулятора выделялся газ водород в виде пузырьков, который не учтен, как прибавка к весу аккумулятора. При включении во внешнюю цепь заряженного аккумулятора реактивного сопротивления видим, что реактивное сопротивление нагревается, при подключении лампочки во внешнюю цепь аккумулятора она светится, при коротком замыкании в кратковременном режиме проявляется электроискровой разряд (разряд конденсатора), звук и весь диапазон электрорадио излучений. Очевидно, что из электролита (уплотнённого электровещества) электрическая плотность через пластины (токосъёмники) поступает к электрооборудованию в виде постоянного электротока (разуплотнённого электровещества): электроатомов, электрозарядов, электроволн, электрополей электросвета, электронагрева, электрозвука, электромагнита, электроплазмы, электроискрового разряда, электро радиоизлучения всех диапазонов и т.д. в зависимости от эксперимента. Все формы и виды (агрегатные состояния) электровещества могут характеризовать одной величиной – электрической объёмной плотностью. Заряженный аккумулятор выдаёт постоянный электрический ток потребителю до тех пор, пока избыточная электрическая объёмная плотность электролита (электровещества) не иссякнет, при этом запас избыточных зарядов в аккумуляторе станет равным нолю, а электрическая объёмная плотность установится в первоначальном состоянии = 1,2г/см^3. Простейшие расчёты показывают, что вес заряженного электролита увеличился на 1150г.

При электропластической деформации в ходе технологического процесса проводники обрабатываются постоянным электротоком I=100-10000А в импульсном режиме от1 до10^{-6}с, насыщаются электроатомами всеродами и подавляют трибоэлектрические электроизнос и электроразрушение, исключая «наклёп» электровещества при прокатке, волочении, вытяжке.

Список использованных источников

1. Бобров Ю.К. Бобров Ю.Ю. Рухадзе К.З. и др. статья Физические основы обработки материалов вещества в контакте с материалом вещества другой природы. Ж, №4 Прикладная физика, 2007г. М, с.5-12.
2. Ю.С.Рыбников статья «Основы теории единства и неразрывности электромагнитного поля Вселенной» Ж, ЖРФМ, Общественная польза, М, 1993г., с157-165.
3. Ю.С.Рыбников и др. статья «Трибоэлектретный эффект при трибоэлектризации порошковых лакокрасочных материалов» Ж,ЛКМ и их применение, Химия, М.1986г.,с38-40.
4. Ю.С.Рыбников и др. статья в книге « Кинетика накопления и рассасывания зарядов в органических и кремнийорганических материалах» Кн. Электроника органических материалов, Наука, М, 1985г., 416 с..
5. Ю.С.Рыбников и др. статья « Трибоэлектричество и износ», Ж, Машиностроитель, Машиностроение, М, 1987г., с 17-19.
6. Ю.С. Рыбников и др. статья « Основы электронной теории износа при трении» . Ж, Вестник машиностроения, Машиностроение, М, 1989г., с 5-10.
7. Ю.С. Рыбников и др. статья « Композиционные покрытия на основе трибоактивированных порошковых полимеров –повышение износостойкости и ресурса узлов трения в машиностроении» Тезисы докладов1-го Всесоюзного НТ Семинара, Ворошиловград, 19-21 мая, 1987г.
8. Ю.С. Рыбников и др. статья « Исследование процессов разрушения узлов трения в «динамике с позиций трибоэлектричества» Тезисы докладов 3-го Всесоюзного НТ Совещания «Динамика и прочность автомобиля» Уч. Изд. Л, 1988г.
9. Т. Фещенко, В. Вожегова, книга, Физика, справочник школьника, Пресса, М. 1995г., 574с.

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С НЕСПЛОШНОСТЯМИ

Диньмухаметова Л. С. [1], Пояркова Е. В. [2], Кузеев И. Р. [3]
[1]*Самарский государственный университет путей сообщения (филиал), г.Орск, Россия*
[2]*Орский гуманитарно-технологический институт, г. Орск, Россия*
[3]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Башкортостан*
E-mail: yarko.e@mail.ru

ESTIMATION OF THE RESIDUAL RESOURCE OF WELDED CONSTRUCTIONS WITH INCOMPLETE

DinmuhametovaL. S. [1],Poyarkova E. V. [2], Kuzeev I. R. [3]
[1]*Samara State University of Railway (Branch in Orsk), Orsk, Russa*
[2]*Orsk Institute of the Arts and Technology, Orsk, Russa*
[3]*Ufa State Oil Engineering University, Ufa, Bashkortostan*
E-mail: yarko.e@mail.ru

The paper summarizes the known position and identified specific features of the residual resource assessment of welded steel with incomplete. A method and an example of the chart indestructibility of welded structures from low-alloy steels.

Остаточный ресурс конструкций оборудования, являющегося опасным производственным объектом, определяется на основании анализа условий эксплуатации, результатов текущей диагностики и критериев предельного состояния, определяемых наиболее значимыми с позиции разрушения конструкций факторами.

Так, ресурс оборудования, эксплуатируемого в условиях циклической повреждаемости, рассчитывается исходя из допускаемого числа циклов нагружения, в свою очередь определяемого из расчета циклической долговечности в соответствии с ГОСТ 25859-83. Остаточный ресурс в данном случае находится по формуле:

$$T_{\text{ост(ц)}} = T_{\text{ц}} - T_{\text{э}}, \quad (1)$$

где $T_{\text{ц}}$ – ресурс циклической работоспособности, определяемый по формуле:

$$T_{\text{ц}} = T_{\text{э}} \cdot [N]/N_{\text{э}}, \quad (2)$$

где $T_{\text{э}}$ – время эксплуатации с момента пуска оборудования, лет; $[N]$ – допускаемое число циклов нагружения; $N_{\text{э}}$ – число циклов нагружения за период эксплуатации.

Остаточный ресурс производственных объектов, подверженных коррозионным воздействиям, рассчитывается согласно зависимости:

$$T_{\text{к}} = (s_{\text{ф}} - s_{\text{р}})/a, \quad (3)$$

где $s_{\text{ф}}$, $s_{\text{р}}$ – минимальная фактическая и расчетная толщины стенки, м; a – скорость коррозии, которая находится, согласно выражению:

$$a = (s_{\text{и}} - s_{\text{ф}})/t, \quad (4)$$

здесь $s_{\text{и}}$ – исполнительная толщина стенки, м; t – время от начала эксплуатации до диагностики объекта, лет.

При этом соответствующей нормативной документацией устанавливается предельное минимальное значение толщины стенки, при котором возможна эксплуатация конструкции.

В случае, когда при работе оборудования высока вероятность его хрупкого разрушения, необходимо соблюдение условия:

$$K_{\text{I max}} \le [K_{\text{I}}], \quad (5)$$

где $K_{I\ max}$ – максимальный коэффициент интенсивности напряжений (КИН), определяемый в соответствии с нормами [1]; $[K_I]$ – допускаемый КИН, который рассчитывается согласно зависимости:

$$[K_I] = K_{I\ кр}/n_к, \quad (6)$$

где $K_{I\ кр}$ – критический КИН, в качестве которого используется либо критический динамический КИН (K_{Icd}), определяемый при ударном нагружении, либо КИН, соответствующий первым скачкам трещины при испытании на циклическую трещиностойкость (K_{fc}); $n_к$ – коэффициент запаса прочности по трещиностойкости.

В случае оценки ресурса конструкций с дефектами сплошности типа непроваров, крупных пор и т.п. эти несовершенства рассматриваются как трещиноподобные (так как трещины наиболее опасны для работоспособности конструкций), и соответствующей нормативной документацией устанавливаются предельно допустимые размеры этих дефектов. При оценке оборудования с дефектами типа расслоений они приводятся к поверхностным несовершенствам типа утонение стенки.

Вместе с тем, при проведении диагностики оборудования нередки случаи обнаружения дефектов, размеры которых близки к предельным, но их устранение сопряжено с неоправданно высокими затратами, опасностью возникновения при ремонте новых дефектов или технически не представляется возможным. В этом случае необходимо провести уточненную оценку текущего состояния и остаточного ресурса исследуемых конструкций.

Весьма целесообразным в данном случае является сопоставление данных текущей диагностики с диаграммой неразрушимости $\lg K_I - \lg N$ (пример которой представлен на рис. 1), построенной для конкретной конструкции или группы конструкций [2]. Для построения этих диаграмм используются экспериментально полученные на модельных образцах статистически обоснованные зависимости скорости роста усталостных трещин от КИН.

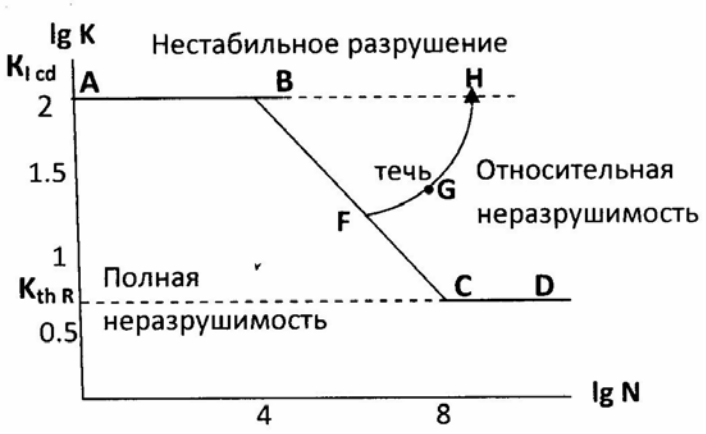


Рисунок 1– Диаграмма неразрушимости сварных соединений

Область на диаграмме, лежащая ниже линии ABCD – область полной неразрушимости, в которой трещиноподобные несплошности и технологические трещины не увеличивают своих размеров. В области выше линии AB и ее продолжения BH трещины ведут себя как нестабильные. В области выше BCD, но ниже BH, трещины растут достаточно медленно по мере накопления усталости металла у их вершин. Это область относительной неразрушимости, когда конструкция работоспособна, но трещины увеличивают свои размеры. В сосудах давления и трубопроводах возможно наступление течи (разгерметизация) в точке G до достижения трещиной нестабильного состояния в точке H. Кроме того, причиной нарушения работоспособности может явиться наступление общей текучести сечения при приближении напряжений в нетто-сечении к пределу текучести (данное предельное состояние не может быть выражено через КИН, поэтому на диаграмме его не обозначают). Таким образом, для

обеспечения полной неразрушимости за период эксплуатации необходимо предупредить наступление трех предельных состояний:

I – нестабильного разрушения;

II – появления трещин;

III – общей текучести.

Для обеспечения относительной неразрушимости эти требования смягчаются тем, что допускается появление и ограниченный в некоторых пределах рост трещин.

Большинство конструкций оборудования являются сварными. Оценка параметров работоспособности и остаточного ресурса сварных конструкций является чрезвычайно важной и сложной практической задачей, что связано с особенностями сварных соединений как элементов конструкций. Так, на эксплуатационные характеристики сварных элементов влияет их структурно-механическая неоднородность, изменение в широких пределах их свойств, наличие дефектов сплошности и остаточных напряжений и деформаций.

Целью данной работы являлось построение диаграммы неразрушимости стыковых сварных швов металлоконструкций из низколегированных штрипсовых сталей контролируемой прокатки класса прочности К52 (производства металлургического комбината ОАО «Уральская сталь», г. Новотроицк Оренбургской области).

Для расчета параметров диаграммы проводили механические испытания образцов из стыковых сварных соединений вышеобозначенных сталей, направление вырезки образцов (вдоль проката) выбиралось исходя из условий эксплуатации. Химический состав исходного металла и механические свойства сварных соединений приведены соответственно в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей

Содержание элементов в сотых долях процента:											
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Nb	V	P	S	N	As
12…14	20…50	130…170	10..30	7…30	10…35	1…9	1…9	1,5…3	0,2…1,5	0,7…1,2	0…1,6

Таблица 2 – Механические свойства сварных соединений

Область сварного соединения	Твердость, HRB	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Ударная вязкость KCV, МДж/м^2
Сварной шов	87,5	506	379	1,115
Зона термического влияния	82,5	489	362	1,36
Основной металл	80	495	368	1,75
Сварное соединение	-	471	354	-

Нестабильное разрушение сварной конструкции может возникнуть в случае:

$$K_{I\,max} \geq \frac{K_{I\,cd}}{n_{м}\sqrt{n_{a}}}, \qquad (7)$$

где K_{Imax} – КИН, вычисляемый по известным или приближенным размерам дефекта; K_{Icd} – критический динамический КИН; $n_м$ – коэффициент запаса на свойства металла; n_a– коэффициент запаса на рассеяние размеров; n_a= 1,2 [2].

При расчете $K_{I\,max}$ напряжения следует считать равными:

- для конструкций, не подвергаемых послесварочной обработке с целью снижения уровня остаточных напряжений – пределу текучести сварного соединения;

- для обрабатываемых конструкций – сумме напряжений от эксплуатационных нагрузок $\sigma_э$ и собственных остаточных $\sigma_{ост}$ напряжений (если же эта сумма оказывается большей $\sigma_т$, расчет ведется по $\sigma_т$).

Коэффициент запаса на свойства металла необходимо принимать, руководствуясь данными об изменении последних в процессе эксплуатации конструкции. В данной работе при назначении $n_м$ руководствовались допущением, что в процессе функционирования оборудования механические свойства сварного соединения могут снизиться на величину от 10 до 15%, рассеяние свойств считали не превышающим 10% (приняли $n_м = 1,25$).

Критический динамический КИН K_{Icd} является характеристикой предельного состояния материала при распространяющейся хрупкой трещине и может быть определен по методике [3] путем построения диаграмм ударного нагружения «усилие-время» или «усилие-прогиб».

С целью определения значения K_{Icd} для сварных конструкций из низколегированных сталей проводили испытания стандартных образцов из сварных соединений типа 11 (ГОСТ 9454-78) при температуре плюс 20 °С с одновременным осциллографированием процесса разрушения образцов в координатах «усилие-время» по методу [4]. В работе расчет динамического КИН производили для охрупчивающей сварное соединение зоны (центра шва). На основании анализа данных диаграмм по методике [3] необходимый коэффициент определяли из соотношения:

$$K_{I\,cd}^2 = \frac{EG_{1Д}}{1-\mu^2}, \tag{8}$$

где $G_{1Д}$ – интенсивность освобождения энергии при распространении хрупкой трещины, равная предельной работе, необходимой для образования хрупкой трещины единичной площади:

$$G_{1Д} = \frac{A_{хр}}{F_{хр}}, \tag{9}$$

Число циклов, при котором наблюдаются первые признаки старта усталостных трещин на контуре дефектов:

$$N_0 \geq \frac{\rho(1,5-2\mu)}{C n_н^n C_R (K_{I\,max}\sqrt{n_a})^n (1,25-\mu)}, \tag{10}$$

где ρ – радиус локальной зоны, принимаемый при определении локальных пределов выносливости равным 0,5мм; μ – коэффициент Пуассона; C, n – коэффициенты, находимые по кинетическим диаграммам усталостного разрушения: $C = 1,95\cdot10^{-11}$(МПа)$^{-n}$ ·м$^{(1-n/2)}$·цикл$^{-1}$; $n = 2,6$ [5]; C_R – коэффициент, отражающий влияние асимметрии цикла нагружений R: для $R \geq 0$ $C_R = (1 - R)^{n-1}$, $R \leq 0$ $C_R \approx 1$ [2].

$K_{I\,max}$ – максимальное (алгебраически) значение КИН в цикле.

При определении R в расчетах считается, что:

- в конструкциях, не подвергаемых послесварочной обработке, напряжение изменяется от $\sigma_{max} = \sigma_т$ до $\sigma_{min} = \sigma_т - \Delta\sigma$, где $\Delta\sigma = \sigma_{э\,max} - \sigma_{э\,min}$, т.е. $R = (\sigma_т - \Delta\sigma)/\sigma_т$;

- в обрабатываемых конструкциях принимается $R = (\sigma_{э\,min} + \sigma_{ост}) / (\sigma_{э\,max} + \sigma_{ост})$.

Скорость роста усталостных трещин определяется выражением:

$$\frac{da}{dN} = CK_{I\,max}^n \tag{11}$$

где a – глубина трещины, мм; N – число циклов нагружений.

Для предотвращения общей текучести необходимо соблюдение условия:

$$\sigma_э \leq \frac{\sigma_т}{n_н n_р}, \tag{12}$$

где $n_р$ – коэффициент запаса на неточность расчета напряженно-деформированного состояния; $n_р = 1,2$ [2] .

Расчет минимального значения КИН, при котором возникнет вероятность разгерметизации конструкции, проводили исходя из положения, что приближение вершины поверхностной трещины к противоположной поверхности стенки оболочки может привести к наступ-

лению пластической неустойчивости оставшейся перемычки и ее разрыву. При этом положении в качестве условия неработоспособности выступает неравенство:

$$a_{ф} \geq a_{кр}, \quad (13)$$

где $a_{ф}$, $a_{кр}$ – фактическая и критическая глубина трещины, мм.

В таком случае КИН можно определить по формуле:

$$K_{I\,max} = \sigma_{max}\sqrt{\pi a_{кр}}. \quad (14)$$

Анализ условий описанного типа разгерметизации, представленный в работе [6], позволяет установить в качестве критической глубину трещины, равную 0,7 толщины стенки.

Минимальное число циклов, при котором возможно наступление разгерметизации, определяли, используя уравнение Париса:

$$\frac{da}{dN} = C\left(\frac{K_{I\,max}}{K^*}\right)^n, \quad (15)$$

где K^* – КИН, соответствующий точке перегиба на кинетической диаграмме, $K^* =$ 7,37МПа·м$^{1/2}$ [5].

Условие полной неразрушимости имеет вид:

$$K_{I\,max} < \frac{K_{th\,R}}{n_m\sqrt{n_a}}, \quad (16)$$

где $K_{th\,R}$ – пороговое значение КИН, при котором начинается рост трещин при циклических нагрузках с учетом асимметрии нагружений, при R= 0 $K_{th\,R}$ = 6,2МПа ·м$^{1/2}$ [5].

В иных случаях необходимо производить пересчет $K_{th\,R}$, используя зависимость [5]:

$$K_{th\,R} = K_{th\,R=0}(1 - 0{,}46R). \quad (17)$$

Результаты расчетов величин, характеризующих предельные состояния исследуемых соединений, представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Расчет параметров предельных состояний сварных соединений

Параметр состояния*	Численное значение
$K_{I\,cd}$, МПа·м$^{1/2}$	155
Минимальное значение КИН, соответствующее возникновению нестабильного разрушения, МПа ·м$^{1/2}$	103
Число циклов, соответствующее зарождению усталостных трещин, МПа ·м$^{1/2}$ **	$7{,}3 \cdot 10^4$
Число циклов, соответствующее образованию сквозной трещины в условиях превышения коэффициентом интенсивности значения $K_{th\,R}$	10^8
Скорость роста усталостных трещин, м/цикл **	10^{-10}
Максимальное значение КИН, соответствующее условию полной неразрушимости, МПа ·м$^{1/2}$	4,13
Минимальное число циклов, при котором возможно наступление разгерметизации конструкции	$9 \cdot 10^6$
Значение КИН, соответствующее наступлению разгерметизации	25,4
Минимальное рабочее напряжение, способствующее возникновению общей текучести, МН	236

Примечания:

* Параметры предельных состояний рассчитаны с допущением, что уровень остаточных растягивающих напряжений в течение всего процесса роста трещины сохраняется неизменным.

** Найдены экстремальные величины, исходя из условия равенства значения КИН пороговому значению [4].

Производя уточненный расчет действующих КИН в реальной конструкции по итогам диагностики при условии наличия достоверной информации о фактически действующих в конструкции с дефектами напряжений (удобен уточненный расчет методом конечных элементов), на основании данной диаграммы возможно оценить остаточный ресурс сварных конструкций оборудования из марок сталей, свойства которых идентичны исследуемой.

Список использованных источников

1. ПНАЭ Г-7-002-86 Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок / Госатомэнергонадзор СССР. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
2. Винокуров В.А. и др. Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности. / В.А. Винокуров, Г.А. Николаев; под ред. Б.Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1996. – 576с., ил.
3. А.П. Аммосов, Г.С. Аммосов. Вязкость разрушения в оценке распространения хрупкой трещины в стальных конструкциях при пониженной температуре. // Сварочное производство, 2008, №6, с. 3-9.
4. Е.М. Баско, Н.А. Махутов. Исследование трещиностойкости строительных сталей при динамическом инициировании и распространении хрупких трещин. // Заводская лаборатория, 1981, № 4, с. 66-70.
5. Е.И. Мамаева, Ю.Г. Матвиенко, О.А. Приймак и др. Расчетные зависимости для оценки скорости роста усталостных трещин в низколегированных сталях. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. №2, 2008, том 74, с. 38-46.
6. С.А. Куркин, Ю.Ю. Лавряков. Оценка работоспособности стыковых сварных соединений при наличии несквозных дефектов. // Заводская лаборатория, 1992, №5, с. 42-45.

АНАЛИЗ ДИНАМИКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НЕФТЕГАЗОВЫХ ТРУБОПРОВОДОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Пояркова Е. В. [1], Кузеев И. Р. [2]

[1] *Орский гуманитарно-технологический институт, г. Орск, Россия*

[2] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Башкортостан*

E-mail: yarko.e@mail.ru

ANALYSIS OF THE DAMAGE DYNAMICS HETEROGENEOUS WELDS OIL AND GAS PIPELINES WITH APPLICATION OF MAGNETIC METHODS OF NONDESTRUCTIVE CONTROL

Poyarkova E. V. [1], Kuzeev I. R. [2]

[1] *Orsk Institute of the Arts and Technology, Orsk, Russa*

[2] *Ufa State Oil Engineering University, Ufa, Bashkortostan*

E-mail: yarko.e@mail.ru

Cyclic deformation of material dissimilar welds leads to a significant change in the magnetic field in the zone of fracture. The joint deformation of heterogeneous metals contributes to hardening of the contact layers.

Для решения задач технической диагностики и оценки фактического состояния металла нефтегазового оборудования и трубопроводных систем положительно зарекомендовали себя магнитные методы неразрушающего контроля, которые позволяют осуществлять его раннюю диагностику и направлены на выявление и измерение достаточно развитых дефектов.

Наиболее слабым и проблемным местом нефтегазовых трубопроводов являются сварные соединения, особенно после ручной дуговой сварки. Ручная дуговая сварка широко применяется для ремонта обвязки технологических установок. В процессе ремонта приходится нередко сваривать разнородные стали.

Исследованиями данного направления посвящены работы Дубова А.А., Загидуллина Р.В., Новикова В.Ф., Максимочкина В.И., Мужицкого В.Ф., Кондрашовой О.Г., Клюева В.В.. В работах показано, что по изменению магнитных параметров можно отслеживать динамику поврежденности материала в условиях эксплуатации. В основном в качестве магнитных характеристик используется коэрцитивная сила, остаточная намагниченность, магнитная проницаемость, уровень магнитных шумов, напряженность магнитного поля и др. Это говорит о том, что результаты исследований с применением магнитных методов могут быть положены в основу методов оценки остаточного ресурса оборудования и определения его долговечности.

В качестве объекта исследования были выбраны разнородные сварные соединения из сталей повышенной прочности, являющихся основным штрипсовым материалом для изготовления нефтегазопроводов магистрального типа. Материалами исследования являлись конструкционные низколегированные стали для сварных конструкций 09Г2ФБ (класса прочности К56) и 17Г1СУ (класса прочности К52), произведенные в условиях современного производства на ОАО Металлургическом комбинате «Уральская сталь» (г. Новотроицк Оренбургской области) в ЛПЦ-1 на стане 2800. В качестве основы для производства обеих марок сталей использовалась природнолегированная руда из Орско-Халиловского месторождения.

С целью обеспечения литого сварного шва, высокой отделимости шлака и пониженного разбрызгивания при изготовлении сварных образцов был выбран наплавочный электрод марки УОНИ13/55, используемый согласно ГОСТ 9466-75 и ОСТ 5.9224-75.

Для установления характера изменения магнитных свойств от уровня накопленных повреждений у разнородных сварных соединений были проведены исследования на заранее подготовленных образцах с помощью прибора магнитоизмерительного феррозондового комбинированного Ф-205.03 МКИЯ 427633.001–ЗОА.

Замеры магнитных характеристик проводились по следующей схеме. Предварительно установили, что центру шва будут соответствовать замеры в точках 7 и 8 представленных на рис.1 (однако в этих участках возможно попадание в околошовную зону одного из металлов сварного соединения). Соответственно крайние точки от центра плоского сечения сварного образца будут давать значения в основном металле. Нумерация точек замеров начинается от более прочного металла, входящего в состав сварного соединения, т.е. цифры 1,2,3… соответствуют стали марки 09Г2ФБ, а номера 12,13, 14 – стали марки 17Г1СУ.

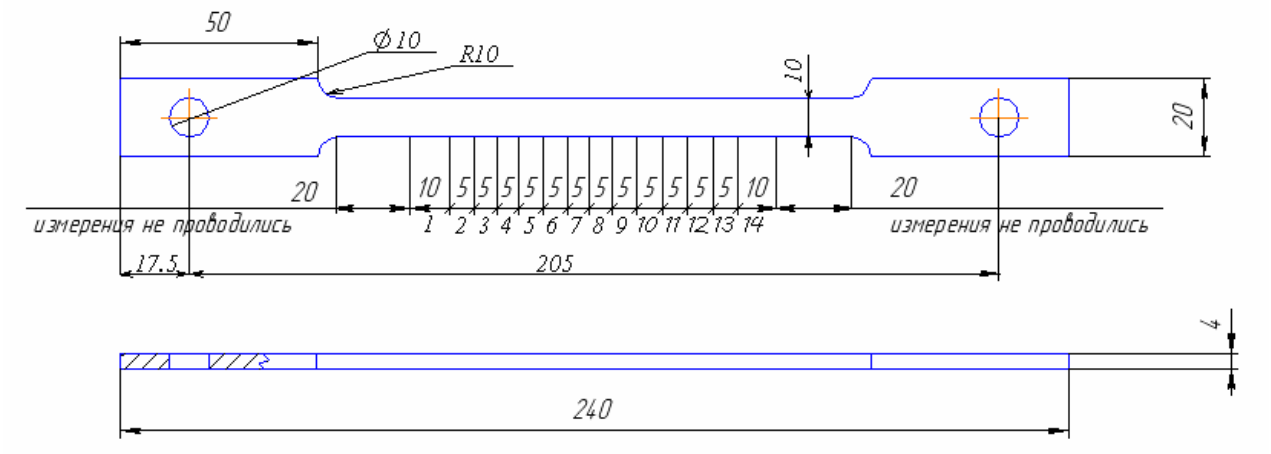


Рисунок 1 – Схема замеров магнитных характеристик на сварных образцах

В ходе экспериментов, проведенных на разнородных сварных образцах плоского типа, были получены зависимости $H_n = f(N_i/N_p)$ и $H_t = f(N_i/N_p)$, закономерность изменения которых носит циклический характер.

Установлено, что нормальная составляющая напряженности магнитного поля изменяется по длине сварного соединения достаточно плавно. До начала циклических испытаний распределение этой магнитной характеристики носит схожий характер с распределением коэрцитивной силы по сечениям сварного шва.

Необходимо отметить, что по мере накопления повреждений эта магнитная характеристика начинает изменяться более интенсивно, а закономерность изменения носит циклический характер. Причем установлено, что на начальном этапе малоцикловых нагружений (уровень $N_i/N_p = 0{,}2$) с увеличением прочностных свойств сварного соединения нормальная составляющая напряженности магнитного поля кардинальным образом стремиться изменить свое исходное состояние, тогда как дальнейшие циклические испытания возвращают эта характеристику в «прежнее русло». Уровень накопленных повреждений $N_i/N_p = 0{,}8$ вносит некий хаос в характер распределения магнитных свойств, тем самым, вызывая флуктуации в металле сварного соединения.

Полученные результаты замеров тангенциальной составляющей напряженности магнитного поля свидетельствуют об интенсивных процессах микроструктурных изменений, происходящих в металле гетерогенного сварного соединения, находящихся в прямой зависимости от уровня накопленных повреждений.

Замечено, что магнитные свойства металла шва более чувствительны к циклическим нагружениям в отличие от основных металлов, входящих в состав сварного соединения, особенно в критической области $N_i/N_p = 0{,}4$. Параллельно с этим заключением, установлено, что магнитные свойства в менее прочном металле и его околошовной зоне (сталь марки 17ГСУ) имеют значительный градиент изменений напряженности магнитного поля. По-видимому, это связано с деформацией образца, которая сосредотачивается в основном металле, по которому и может произойти разрушение, так как шов данного сварного соединения более прочен, чем основной металл.

Эквивалентно суммируя рассмотренные физические характеристики разнородного сварного соединения, была определена полная величина вектора напряженности магнитного поля и установлена объемная (трехкритериальная) его взаимосвязь с уровнем накопленных повреждений. Стоит учесть, что максимальный вклад в эту величину дала нормальная составляющая, так как ее значения и интенсивность их изменений в процессе испытаний превалировали над тангенциальной составляющей напряженности магнитного поля. Напряженно-деформированное состояние в менее прочной прослойке, которой является околошовная зона стали марки 17Г1СУ, с ростом нагружения все более отклоняется от равномерного и приобретает сложный объемный характер.

Результаты таких физических преобразований по мере циклических нагружений представлены на рис. 2.

Полученные результаты показали, что при циклическом деформировании материала разнородных сварных соединений наблюдается значительное изменение величины напряженности магнитного поля, особенно в зоне разрушения образцов, ввиду того, что совместная деформация гетерогенных металлов способствует реализации контактного упрочнения таких прослоек. Впоследствии эти данные позволят определить остаточный ресурс конструктивных элементов с мягкими прослойками в условиях длительного циклического нагружения и установить безопасные сроки эксплуатации оборудования и трубопроводов после проведения диагностического обследования.

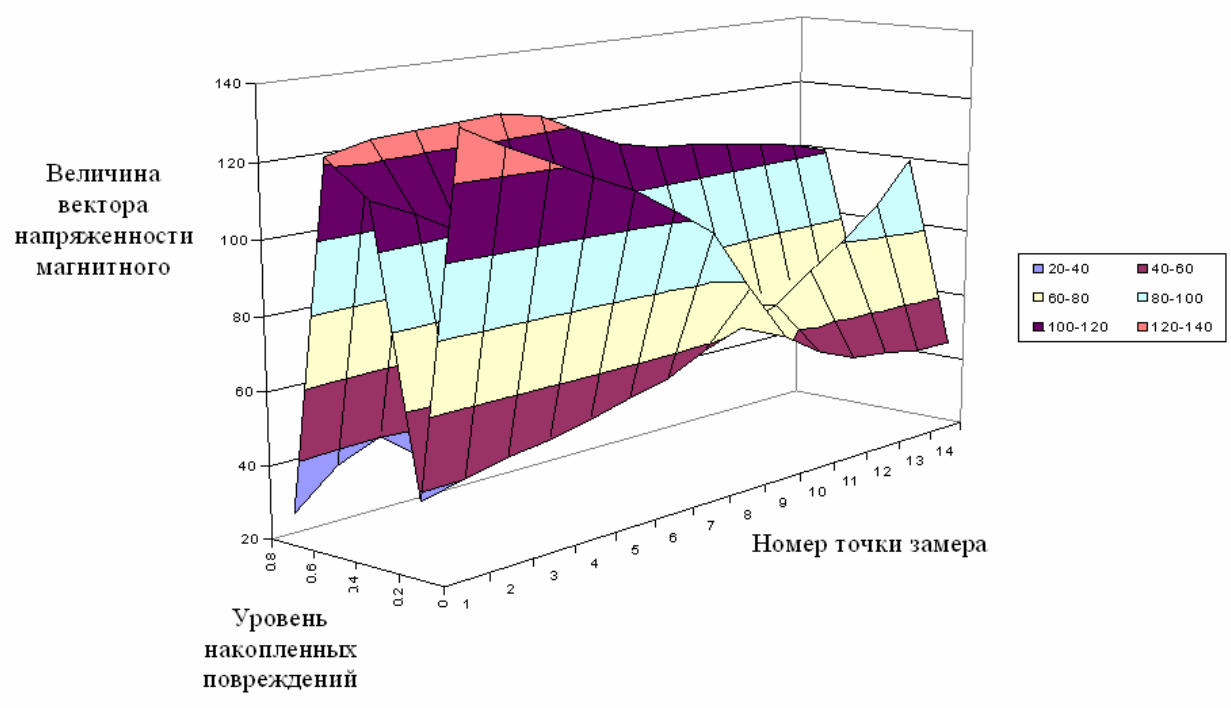


Рисунок 2 – Изменение величины вектора напряженности магнитного поля по длине рабочей части разнородного сварного образца от уровня накопленных усталостных повреждений

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Пояркова Е. В. [1], Кузеев И. Р. [2], Полушкин В. И. [1]
[1] *Орский гуманитарно-технологический институт, г. Орск, Россия*
[2] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Башкортостан*
E-mail: yarko.e@mail.ru

MICROSTRUCTURAL ASPECTS THERMOCYCLIC TREATMENT OF WELDS

Poyarkova E. V. [1], Kuzeev I. R. [2], Polushkin V. I. [1]
[1] *Orsk Institute of the Arts and Technology, Orsk, Russa*
[2] *Ufa State Oil Engineering University, Ufa, Bashkortostan*
E-mail: yarko.e@mail.ru

Explore the possibility of addressing the structural and mechanical heterogeneity using thermal cycling treatment of welded joints of steels of different structural classes.

Повышение эксплуатационных характеристик сварных соединений достижимо посредством улучшения качества исходных металлов (варьированием химического состава и технологий изготовления), оптимизации технологий сварки и послесварочной обработки.

Как известно, высоколегированные стали содержат дорогие, дефицитные элементы, что обусловливает необходимость их экономии. Одним из путей такой экономии является изготовление установок, машин и механизмов комбинированными. Изготовление подобных конструкций вполне возможно, так как во многих случаях в условиях, требующих специальных сталей, работает не вся конструкция, а лишь отдельные ее узлы или детали. Остальная часть конструкции находится в обычных условиях и может быть изготовлена из среднелегированной, низколегированной или даже обычной углеродистой стали. В комбинированной

конструкции необходимо соединять между собой отдельные ее части. Для работы в агрессивной среде или в условиях высокой температуры это соединение целесообразно выполнять при помощи сварки. Однако при этом необходимо сваривать между собой стали, существенно отличающиеся друг от друга своими физико-химическими свойствами, в связи с чем сварные соединения имеют структурные и механические неоднородности, располагающиеся в характерных зонах сварного соединения. Такими зонами являются - непосредственно шов, околошовная зона (ОШЗ), зона термического влияния (ЗТВ) и основной металл сварного соединения.

В качестве материалов исследования были выбраны стали, принадлежащие к разным структурным классам и заметно отличающиеся друг от друга по содержанию углерода и легирующих элементов - ст.3сп., сталь 45, 12ХН3А, 60С2, Р6М5, 12Х18Н10Т.

Для изготовления сварных образцов были выбраны наплавочные электроды марок: УОНИ13/55 (Тип Э50А по ГОСТ 9467-75) и Э-07Х20Н9 ОЗЛ-8 (ГОСТ 10052-75).

Объектом исследования служили образцы, представляющие собой сваренные из листового проката сталей перечисленных марок темплеты, размерами 10х180х200мм (сварной шов располагался вдоль). В таблице 1 приведены сварные соединения имеющихся марок в сочетаниях друг с другом. Цифрами в пересекающихся ячейках обозначены порядковые номера их сварного соединения. Всего исследовано 13 видов одно- и разнородных сварных соединений.

Термоциклическая обработка (ТЦО) основана на многократном прохождении структурных превращений. Так, если при обычных видах термической обработки (ТО), включающих изотермические выдержки, структура характеризуется начальным и конечным состояниями, то при ТЦО структура перед каждым новым циклом разная, что влияет на условия прохождения последующих фазовых превращений их механизм и кинетику. При этом за счет накопления структурных изменений материал может приобрести структуру, которая недостижима при обычных видах ТО.

Таблица 1 – Сварные соединения в сочетаниях (нумерация)

Марка стали	Ст3сп	Сталь 45	12ХН3А	12Х18Н10Т	Р6М5	60С2
Ст3сп	1	-	-	5	-	-
Сталь 45	-	2, 2*	3	6	7	-
12ХН3А	-	3	4	-	-	9
12Х18Н10Т	5	6	-	8, 8*	-	10
Р6М5	-	7	-	-	-	-
60С2	-	-	9	10	-	11

Примечание. Звездочкой обозначены соединения, имеющие различия от своего первоисточника в технологии изготовления.

При ТЦО все процессы, свойственные нагреву слабо деформированных металлов, протекают одновременно, а именно в силу непрерывности изменения температуры могут идти одни, тормозиться другие и развиваться третьи. Если структурные составляющие деформированы не сильно, как это имеет место при ТЦО, то в полуцикле нагрева возможно протекание первичной рекристаллизации, а при меньших температурах - и полигонизации.

Таким образом, появляющиеся при ТЦО напряжения, будучи наложенными на имеющиеся в металле поле напряжений, могут явиться причиной образования суммарных напряжений, превышающих предел текучести малых фаз, что ведет к пластической деформации последних.

Из-за наложения возникающих при ТЦО напряжений на внутренние напряжении металла в исходном состоянии, происходит снижение последних. Этот факт является особо актуальным в случае обработки сварных соединений ввиду того, что возникающее при сварке высокотемпературное локальное воздействие влечет появление остаточных напряжений.

На основании исследования влияния структурных превращений на поведение различных металлов при термоциклировании разработаны и применяются на практике несколько разновидностей ТЦО сталей, различающихся температурно-скоростными параметрами. К ним относят маятниковую (МТЦО), средне- и высокотемпературную (ВТЦО) термоциклическую обработку сталей.

МТЦО используется для измельчения зерна сталей ферритно-перлитного класса. При этом предусмотрен нагрев на 30-50 ^{0}С выше A_{c1}, с последующим охлаждением на воздухе до температуры на 50-80 ^{0}С ниже критической температуры A_{r1}.

ВТЦО заключается в нагреве до полной аустенизации. Ее применяют для получения максимальной прочности при удовлетворительной пластичности.

В работе исследованы структурные превращения, происходящие в сварных соединениях в процессе ТЦО (и маятниковой, и высокотемпературной). В таблицах 2 и 3 представлены подобранные режимы и температуры термоциклической обработки для сварных соединений. ТЦО осуществлялась в электропечи сопротивления SNOL.

Таблица 2 – Режимы ТЦО сварных соединений

Вид обработки	Температура нагрева металла, ^{0}С	Температура охлаждения металла, ^{0}С	Время первого нагрева, мин		Время последующих нагревов, мин		Охлаждение на спокойном воздухе после первого нагрева, с	
			Толщина образца		Толщина образца		Толщина образца	
			10 мм	5 мм	10 мм	5 мм	10 мм	5 мм
МТЦО	A_{c1} + (30-50)	A_{r1} – (50-80)	6	3,2	4	2	70-80	40-50
ВТЦО	A_{c3} + (5-30)	A_{c1}– (5-30)	9	4,5	6	3	100-110	55-60

Таблица 3 – Выбранные температуры ТЦО для исследуемых образцов

Сварное соединение	Порядковый номер соединения	ВТЦО, ^{0}С	МТЦО, ^{0}С
Сталь 45+Сталь 45 с нагревом	2	770	750
Сталь 45+Сталь 45 без нагрева	2*	770	750
60С2+60С2	11	850	800
12ХН3А+12ХН3А	4	785	750
Ст3сп.+Ст3сп.(прокат)	1	880	
Сталь 45+12ХН3А	3	780	750
60С2+12ХН3А	9	850	800
12Х18Н10Т+Ст3сп.(прокат)	5	880	800
12Х18Н10Т +12Х18Н10Т	8	880	830
12Х18Н10Т +60С2	10	880	800
12Х18Н10Т +Сталь 45	6	880	750
Сталь45+Р6М5	7	850	750
12Х18Н10Т +12Х18Н10Т (прокат)	8*	880	

Для проведения микроструктурного анализа применялся комплекс приборов, включающий в себя оптический металлографический микроскоп МИМ-8М и высокоразрешающую цифровую фотоаппаратуру с персональным компьютером. Данные количественной ме-

таллографии обрабатывались статистически. Размеры зерен определялись по ГОСТ 5939-82 методом подсчета пересечений границ зерен. Количественный фазовый анализ проводился сравнением с эталонными шкалами (ГОСТ 5640-68).

Методом металлографического анализа установлены следующие особенности в различных зонах сварных соединений, представленные в таблице 4.

Далее был выполнен дюрометрический анализ, который позволил оценить распределение твердости по поверхности сварных соединений и построить топографические карты изменения этой механической характеристики материала. Классически под твердостью понимается свойство поверхностного слоя материала сопротивляться упругой и пластической деформации или разрушению при местных контактных воздействиях со стороны другого, более твердого и не получающего остаточной деформации тела (индентора) определенной формы и размера.

В данной работе твердость измеряли в поперечном сечении сварного соединения в соответствии с ГОСТ 6996-66 при помощи сфероконического алмазного индентора (шкала А и С) и шарикового стального наконечника диаметром 1,5875 мм.

После многочисленных замеров твердости были построены графики изменения этой величины по 13 сечениям сварных соединений с шагом в 2 мм. Анализ графиков распределения твердости по сечению сварных соединений показали, что:

- изменения этой характеристики в однородных соединениях носят симметричный характер, а в разнородных – ассиметричный, т. е. смещенный за счет различия их химического состава и теплофизических характеристик;
- ТЦО способствует равномерному распределению твердости по сечению сварного соединения.

Таблица 4 – Структурные изменения и результаты дюрометрического анализа по сечению в сварных соединениях при ТЦО

Номер	Сварное соединение	Описания микроструктур характерных зон сварных соединений	Описания изменений твердости при термоциклировании
1	2	3	4
1	Ст3сп.+Ст3сп.(прокат)	Сталь исследуемого сварного соединения является доэвтектоидной. Микроструктура основного металла в исходном состоянии имеет равноосную зеренную феррито-перлитную структуру, присутствует текстура деформации, характерная для горячедеформированного состояния металла. Микроструктура шва – феррито-перлитная с дендритной ориентацией. ОШЗ имеет структуру мелкозернистого перлита и феррита с видманштеттовой ориентацией, что свидетельствует о перегреве металла. При ТЦО происходит выравнивание и измельчение структуры по всему сечению сварного соединения, строчечность не устраняется.	На сталь 3 ТЦО оказывает достаточно сильное воздействие. Ее понижение составляет 10-15 единиц. В однородном сварном соединении из стали 3 происходит выравнивание твердости как шва, так и основного металла.

Продолжение таблицы 4

1	2	3	4
2	Сталь 45+Сталь 45 с нагревом	Микроструктура основного металла феррито-перлитная. Металл ЗТВ характеризуется почти неизменившимися первоначальными ферритными и перлитными зернами и более мелкими зернами феррита и перлита после перекристаллизации. Околошовная зона имеет структуру из крупных зерен перлита и феррита. Структура шва характеризуется грубым феррито-перлитным строением. В результате четырех циклов ВТЦО происходит выравнивания микроструктуры сварного соединения и незначительное уменьшение размеров зерна. При МТЦО уже после 1 цикла начинается интенсивное измельчение и выравнивание структуры. Окончательная микроструктура – мелкозернистый перлит и феррит.	Однородное сварное соединение из стали 45 с предварительным нагревом в исходном состоянии имела твердость основного металла 17 HRC, ОШЗ – 23-25 HRC и шва – 15-16 HRC. При первых циклах МТЦО твердость стали понижается, но после 4 цикла достигает и даже несколько превышает твердость образца в исходном состоянии. Разность между твердостью ОШЗ и основным металлом снижается, но не выравнивается. В процессе ВТЦО происходит снижение твердости и равномерное ее распределение по сечению сварного соединения. Значение твердости после 4 цикла 12 HRC.
2*	Сталь 45+Сталь 45 без нагрева	Структура основного металла стали 45 в исходном состоянии – феррит и перлит. Околошовная зона (ОШЗ) представляет феррито-перлитную смесь с видманштеттовой ориентацией феррита. Микроструктура шва – феррит и сорбитообразный перлит. После первых циклов ВТЦО наблюдается сильное измельчение зерна в металле шва и ОШЗ. После 4 цикла в ОШЗ зерна начинают увеличиваться. При МТЦО изменения носят аналогичный характер, однако после 4 цикла структура представляется более выровненной, чем после ВТЦО.	Изменения твердости при ТЦО стали 45 без предварительного нагрева схожи с изменениями, происходящими со сварным соединением из стали 45 с предварительным нагревом. Особенность в том, что по выравниванию твердости ОШЗ и основного металла ВТЦО уступает МТЦО.
3	Сталь 45+12ХН3А	Микроструктура основного металла стали 45 – феррито – перлитная. Микроструктура шва – феррито – перлитная. Микроструктура переходной зоны от шва к основному металлу 12ХН3А, как и основного металла – феррито – перлитная (с отсутствием характерных для сварного соединения зон). Однородность микроструктуры сварного соединения в целом достигается после 3 цикла ВТЦО и 4 цикла МТЦО. Измельчение зерна отсутствует.	При ТЦО разнородного сварного соединения из сталей 45 и 12ХН3А проявляются те же закономерности, что и при ТЦО однородных сварных соединений из этих марок. Это объясняется близкими критическими температурами (A_{c3} и A_{c1}) и как следствие похожими режимами ТЦО.

Продолжение таблицы 4

1	2	3	4
4	12ХН3А+12ХН3А	В исходном состоянии микроструктура основного металла феррито-перлитная. В ЗТВ (неполной перекристаллизации) металл нагревается до температур между точками A_{C1} и A_{C3}, поэтому этот участок характеризуется почти неизменившимися первоначальными ферритными и перлитными зернами. Околошовная зона (полная перекристаллизация), где металл нагревается незначительно выше температур точки A_{C3}, имеет мелкозернистую структуру с высокими механическими свойствами. Состав металла шва отличается от состава основного металла. Увеличению химической неоднородности металла на этом участке способствует слоистая ликвация, а также диффузия элементов, которая может происходить как из основного нерасплавившегося металла в жидкий металл, так и наоборот. Несмотря на небольшую протяженность этой зоны, свойства металла в ней могут влиять на свойства всего сварного соединения. При ВТЦО на первых трех этапах наблюдается укрупнение мелкозернистых структур, образовавшихся в зонах интенсивного отвода тепла при сварке, обусловленное, по-видимому, памятью металла. Только после четвертого цикла эти зерна начинают измельчаются. Это говорит о необходимости проведения большего числа циклов ВТЦО. После 1 цикла МТЦО также наблюдается рост зерен, а при последующих циклах идет их измельчение. На определенном этапе МТЦО позволяет достичь относительной гомогенности структуры сварного соединения и более равномерного распределение перлитной фазы.	В исходном состоянии однородное сварное соединение из стали 12ХН3А имело твердость основного металла 17-19 HRC, а твердость ОШЗ составляла 23 HRC. Это объясняется наличием структурной неоднородности в последней. После 1 цикла МТЦО твердость основного металла понижается на 30 %, ОШЗ – 40 %, а шва – 30 %. С последующими циклами происходит повышение твердости по всему сечению, однако она остается меньше твердости сварного соединения на 10 %. После ВТЦО твердость стали значительных изменений не претерпевает. Отличительной особенностью по сравнению с МТЦО является то, что уже после 1 цикла ВТЦО твердость ОШЗ достигает значений твердости основного метала. Это говорит о устранении неоднородностей зон сварного соединения.
5	12Х18Н10Т+Ст3сп.(прокат)	Микроструктура основного металла Ст3пс – Ф+П (феррито – перлитная), в структуре явно выражена строчечность, совпадающая с направлением прокатки. Микроструктура переходной зоны от основного металла Ст3пс ко шву (ОШЗ) – феррито – перлитная смесь с отсутствием текстуры деформации. Микроструктура шва – феррит и перлит. Микроструктура переходной зоны от шва к основному металлу 12Х18Н10Т, также как и основного металла – аустенитная, аналогично другому основному металлу из данного разнородного сварного соединения в структуре наблюдается ярко выраженная строчечность (вытянутые карбиды). При ТЦО происходит измельчение зерна у Ст3пс., устраняется строчечность при МТЦО, а при ВТЦО она сохраняется. Второй особенность является обезуглероживание пограничной зоны со стороны Ст3пс уже после первого цикла как МТЦО так и ВТЦО. Не считая обезуглероженной прослойки выравнивание микроструктуры в стали ст.3сп. наступает при ВТЦО после первого цикла, а при МТЦО наблюдается только после третьего цикла.	В разнородном сварном соединении из сталей 12Х18Н10Т и Ст3 твердость металла шва практически не изменяется. 12Х18Н10Т и Ст3 в однородных и разнородном сварных соединениях имеют повышенную твердость – 95-98 и 90 HRB (18-20 и 10-13 HRC) соответственно, обусловленную обработкой металла давлением (прокат). Твердость шва составляет 105-110 HRB.

Продолжение таблицы 4

1	2	3	4
5	12Х18Н10Т+Ст3сп .(прокат)	Текстура деформации в данной стали устраняется только при МТЦО. При обоих видах ТЦО – измельчение зерна стали ст3пс. Микроструктура 12Х18Н10Т не претерпевает особых изменений.	
6	12Х18Н10Т +Сталь 45	Микроструктура основного металла стали 45 – феррито - перлитная. Микроструктура переходной зоны от основного металла 45 к шву (ЗТВ) – мелкозернистая феррито – перлитная. Микроструктура шва – феррито - перлитная. Микроструктура переходной зоны от шва к основному металлу 12Х18Н10Т, также как и основного металла – аустенитная. В процессе ВТЦО у стали 45 наблюдается выравнивание и измельчение структуры. После 4 цикла ВТЦО ее структура во всех зонах – зернистый перлит и феррит. При МТЦО также идет выравнивание микроструктуры, но не столь интенсивно. Микроструктура 12Х18Н10Т не претерпевает особых изменений.	Не смотря на то, что температура в режиме ТЦО для сварного соединения из сталей 45 и 12Х18Н10Т на 100 ^{0}С выше, чем для однородного соединения из стали 45, характер изменения твердости основного металла стали 45 остается прежний. После 4 цикла ВТЦО твердость 12Х18Н10Т незначительно повышается, а в остальных случаях – понижается на 1-4 единицы.Следует отметить, что металл шва данного разнородного сварного соединения имеет большую твердость, чем основные металлы 45 и 12Х18Н10Т.
7	Сталь45+Р6М5	Исследование микроструктуры разнородного сварного соединения из сталей марок 45 и Р6М5, показало: Микроструктура основного металла стали 45 – феррито – перлитная. Микроструктура переходной зоны от основного металла 45 к шву (ЗТВ) – зернистый перлит и феррит. Микроструктура шва – феррито – перлитная. Микроструктура основного металла Р6М5 состоит из сорбита и карбидов. Сталь 45 приобретает измельченную и выровненную структуру после первого цикла ВТЦО, а при МТЦО после первого цикла начинается выравнивание и после третьего – измельчение.	В исходном состояние ЗТВ со стороны Р6М5 имеет меньшую твердость, чем основной металл это марки. В прочесе ТЦО эта разность не устраняется, но характер распределения твердости принимает сглаженный вид. С каждым циклом ТЦО у стали Р6М5 снижается твердость. Причем при ВТЦО это понижение носит более интенсивный характер, чем при МТЦО.
8	12Х18Н10Т+ 12Х18Н10Т	Микроструктура основного металла в исходном состоянии - аустенит. Микроструктура шва – сложное многослойное строение с карбидными включениями. ТЦО не оказало влияния на металл.	Следует отметить, что интервал изменения твердости в процессе ТЦО сварного соединения из стали 12Х18Н10Т составляет порядка 5-6 единиц твердости. Графически показано, что его верхнюю границу составляет 4 цикл МТЦО, нижнюю – 3 цикл ВТЦО, а центральную позицию занимает сталь в исходном состоянии.

Продолжение таблицы 4

1	2	3	4
8*	12Х18Н10Т + 12Х18Н10Т (прокат)	Микроструктура основного металла в исходном состоянии аустенит, присутствует текстура деформации. Микроструктура шва – сложное многослойное строение с карбидными включениями. ТЦО не оказало влияния на металл.	В процессе ТЦО изменение твердости 12Х18Н10Т происходит только после третьих циклов МТЦО и ВТЦО и ее значение составляет 92,5 HRB.
9	60С2+12ХН3А	Микроструктура со стороны 12ХН3А – Ф+П (феррито – перлитная). Микроструктура шва – сорбитообразный перлит и феррит. Микроструктура основного металла 60С2 – видманштетт. Микроструктура переходной зоны от основного металла 60С2 к шву (ЗТВ и ОШЗ) – перлит и феррит. Выравнивание микроструктуры сварного соединения происходит после 3 цикла ВТЦО и 1 цикла МТЦО.	Влияние ТЦО на твердость сталей сварного соединения из сталей 60С2 и 12ХН3А то же, что и при ТЦО этих марок в однородных сварных соединениях. Отличие лишь в том, что с каждым циклом ВТЦО твердость 12ХН3А снижается (в однородном соединение ВТЦО не изменяло данную механическую характеристику). Это вызвано повышением температуры ВТЦО для стали 12ХН3А с 780 ^{0}С до 850 ^{0}С.
10	12Х18Н10Т +60С2	Микроструктура основного металла 60С2 – феррито – перлитная. Микроструктура переходной зоны от основного металла 60С2 к шву (ОШЗ) – перлито – ферритная смесь со следами перегрева (видманштеттовая ориентация феррита). Микроструктура шва состоит из зерен феррита и перлита. Микроструктура переходной зоны от шва к основному металлу 12Х18Н10Т, также как и основного металла – аустенитная. При ВТЦО и МТЦО уже после первых циклов происходит выравнивание микроструктуры 60С2. Микроструктура 12Х18Н10Т не изменилась.	Основной металл (сталь марки 60С2) разнородного сварного соединения 60С2+12Х18Н10Т претерпевает те же изменения твердости при ТЦО, что и такая же сталь в однородном сварном соединении. На твердость второго основного металла из стали 12Х18Н10Т, входящего в состав гетерогенного сварного соединения проведенные режимы ТЦО влияния не оказали.
11	60С2+60С2	В исходном состоянии структура стали 60С2 представляет из себя феррито-перлитную смесь с видманштеттовой ориентацией феррита. После проведения ВТЦО и МТЦО структура выравнивается и состоит из феррита и перлита.	Однородное сварное соединения 60С2 имеет в исходном состоянии различную твердость – 35 и 45 HRC. Это можно объяснить разными способами получения и обработки стали до образования неразъемного соединения. Твердость ОШЗ равна 53-55 HRC, а шва – 23 HRC. После ТЦО твердость по сечению распределена равномерно после каждого цикла. Значение твердости основного металла после ВТЦО снижается до 26-27 HRC, после 3 и 4 цикла МТЦО - до 30 HRC. Твердость шва составляет 15-23 HRC. После 1 цикла МТЦО твердость по всему сечению, не считая шва, равна 35 HRC.

В связи с вышеизложенным, представлялось возможным обобщить результаты исследовательской работы и получить основные выводы:

1. В исходном состоянии сварные соединения по сечению различаются по структуре и свойствам. Максимальная неоднородность проявляется в сварном шве и прилегающих к нему слоях металла.

2. Процессы ТЦО позволяют устранить механическую неоднородность сварных соединений за счет интенсивного измельчения зерна по всему сечению неразъемных соединений и получения гомогенизированной структуры.

3. У сварных соединений из сталей, предварительно подвергнутых пластической деформации (Ст3 и 12Х18Н10Т), строчечность в структуре металла при термоциклировании не устраняется.

4. Выявлены различия видов термоциклической обработки сталей разных структурных классов:

- для доэвтектоидных – МТЦО;
- для заэвтектоидных – ВТЦО;
- на сталь аустенитного класса ТЦО не оказывает влияния.

5. В процессе термоциклирования твердость стремится к более равномерному своему распределению и уменьшению градиента по сечению сварного соединения.

АЛЮМОСИЛИКАТНЫЕ ВЯЖУЩИЕ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНОГО СЫРЬЯ

Ахвердиева Т. А.
Азербайджанский архитектурно-строительный университет, Баку, Азербайджан
E-mail: haqverdiyeva@hotmail.com

ALUMINOSILICATE BINDER MATERIALS OBTAINED THROUGH RAW STUFFS

Akhverdieva T. A.
Azerbaijan University of Architecture and Construction Baku, Azerbaijan Republic
E-mail: haqverdiyeva@hotmail.com

Presented work is dedicated to the researches of structure formation and fixation processes of aluminosilicate binder materials obtained in the composition of volcanic rocks and alkalis. Aluminosilicate cohesive materials and concretes tempering in different conditions based on them have been worked out. Structure formation processes of the obtained cohesives have been investigated.

Исследования посвящены процессам твердения и структурообразования алюмосиликатных вяжущих на основе сырья вулканического происхождения и щелочных композиций. На их основе разработаны алюмосиликатный вяжущий материал и бетон, твердеющий в различных условиях. Изучены процессы структурообразования разработанного вяжущего материала в зависимости от условий твердения.

В настоящее время повышается потребность в бетонах («высоко- функциональные бетоны») с высоким пределом прочности на сжатие при срезе и изгибе, устойчивых в среде химических агрессивных веществ и газов, водонепроницаемых и долговечных. С этой точки зрения одной из актуальных проблем современного бетоноведения является исследование и совершенствование технологии нового поколения бетонов, получивших в мировой науке название «High performance concrete». Изобретение таких бетонов стало началом новой эры в строительстве. Их уникальные свойства – высокая прочность и коррозийная стойкость, водонепроницаемость и морозостойкость, дефформативность - позволили реализовать грандиозное строительство.

В экспериментах для получения щелочно-минеральных вяжущих в качестве щелочного компонента было использовано жидкое стекло с плотностью 1,215 г/см^3, силикатным модулем 2,9; химический состав которого характеризуется, % по массе: $Na_2O + nSiO_2$ - 22,5; SiO_2 - 16,87; Na_2O - 5,63; H_2O - 77,5. В качестве кремнеземистых компонентов использовано сырье вулканических пород Таузского месторождения Азербайджана. Отметим, что данное месторождение является крупным и имеет промышленное значение. Химический состав вулканических пеплов определен рентгеноспектральным методом анализа и приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав кремнеземистых компонентов

Наименование сырья	Содержание на сухое вещество, % по массе											
	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	MgO	K_2O	Na_2O	MnO	P_2O_5	TiO_2	п.п.п.	∑
Таузский трасс	52,4	16,7	10,7	0,29	0,61	0,25	0,54	0,03	0,09	0,43	17,6	99,64

В качестве добавки использованы окись натрия, цемент и бентонитовая глина Даш-Салахлинского месторождения Азербайджанской Республики.

Изучено влияние различных факторов на основные физико-механические свойства алюмосиликатных вяжущих (щелочно-минеральных вяжущих) на основе Таузского трасса. Как видно из таблицы, самым высоким пределом прочности при сжатии обладают образцы, изготовленные на основе смеси жидкого стекла с трассом при соотношении 40:60. При этом образцы, твердеющие в воздушно-сухом потоке, имеют предел прочности при сжатии 21,0 МПа. Изучено влияние NaOH на физико-механические свойства материалов при соотношении жидкое стекло: трасс = 40:60. Щелочность рассчитана как смесь двух щелочных компонентов: NaOH + жидкое стекло, сумма которых составляет 40%.

В результате опытов установлено, что с увеличением содержания щелочи (в расчете сухой массы) от 2 до 8 % повышается расплыв раствора в интервале 13-19 см. Как видно из рис.1 образцы, изготовленные с использованием 6 %-ной щелочи, обладают пределом прочности при сжатии 27,5 МПа.

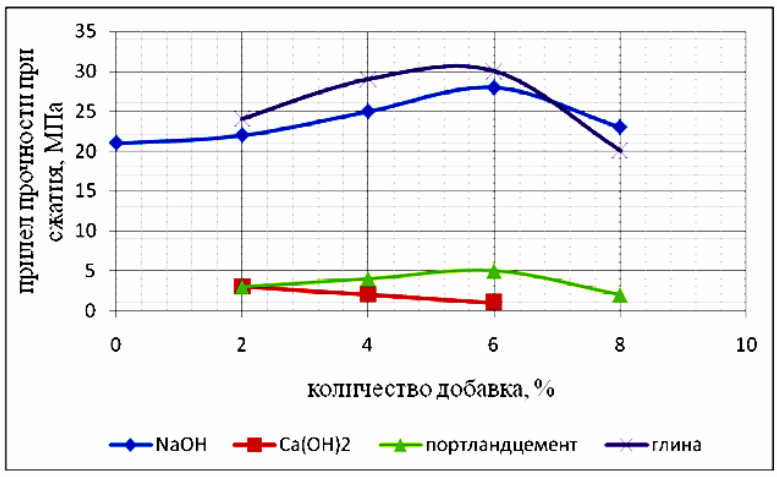


Рисунок 1 – Зависимость предела прочности при сжатии щелочно-минеральных композиций на основе Таузского трасса от количества добавок.

Изучено влияние 2-6% $Ca(OH)_2$ на свойства щелочно-минеральных смесей. Гашеная известь использована как сухой компонент за счет доли минерального компонента. Результаты исследования показали, что с увеличением содержания гашеной извести смесь становится жесткой, процесс формирования ухудшается и становится неуправляемым. Предел прочности образцов, изготовленных на основе Таузского трасса с добавкой $Ca(OH)_2$, значительно (в 1,14-1,84 раза) понижается (рис. 1). При изучении влияния основных свойств портландцемента на состав вяжущих, полученных на основе Таузского

трасса, установлена аналогия воздействия между портландцементом и известью, так как обе добавки снижают расплыв раствора и ускоряют процессы твердения на начальной стадии. По полученным результатам (рис. 1) установлена целесообразность использования портландцемента при получении щелочно-минеральных вяжущих.

Изучено влияние глины (в количестве 2-8%) на щелочно-минеральные вяжущие композиции на основе Таузского трасса. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при содержании глины от 2 до 8% от общего веса, расплыв смесей увеличивается от 14 до 19 см, предел прочности при сжатии изготовленных образцов повышается в 1,25 раза при использовании глины в количестве 6% (при соотношении трасс: жидкое стекло = 40:60) (рис.1).

Серийными опытами выявлено, что при совместном использовании добавок (NaOH, портландцемент и глина) улучшается основные физико-механические свойства вяжущих и мелкозернистых бетонов. Результаты приведены в таблице 2.

Для установления долговечности щелочно-минеральных вяжущих, приготовленных при соотношении жидкое стекло: вулканический пепел = 40:60 (в расчете на сухую массу, %) и сохраненных в течение 28 сут., 1, 6 и 12 лет, определены их пределы прочности при сжатии (табл.3).

Таблица 2 – Оптимальные составы и основные физико-механические свойства мелкозернистых щелочно-минеральных бетонов, твердеющих при различных условиях обработки

Условия твердения	Физико-механические свойств	
	Средняя плотность, кг/м^3	Предел прочности при сжатии, $R_{сж}$, МПа
Вяжущий материал		
На воздухе		34,9
В камере с температурой 20±3^{0}С и относительной влажностью 90 %		32,8
В ванне с водой		29,8
В сушильном шкафу с температурой 105-110^{0}С		40,0
В условиях воздушно-сухого потока		30,1
Пропиткой раствора $CaCl_2$		49,2
Автоклавной обработкой под давлением 0,9 МПа при температуре174,5^{0}С		70,7
Мелкозернистый бетон		
На воздухе	1747	23,33
В камере с температурой 20±3^{0}С и относительной влажностью 90 %	1647	22,00
В ванне с водой	1497	20,03
В сушильном шкафу с температурой 105-110^{0}С	1526	20,38
В условиях воздушно-сухого потока	1410	18,84
Пропиткой раствора $CaCl_2$	2163	28,89
Автоклавной обработкой под давлением 0,9 МПа при температуре174,5^{0}С	2246	30,02

Таблица 3 – Физико-механические свойства вяжущих в системе жидкое стекло-трасс

№	Состав по массе, %		Предел прочности при сжатии, МПа			
	Жидкое стекло	Минеральный компонент	После 28 сут.	После 1 года	После 6 лет	После 12 лет
1	40	60	11,6	14,1	16,5	21,0

Считаем, что разработанные алюмосиликатные вяжущие материалы, названные нами щелочно-минеральными вяжущими, твердеющие в различных условиях, могут быть применены для приготовления различных видов бетонных изделий.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЬНОЙ РАМЫ ПО СОБСТВЕННОМУ ТЕПЛОВОМУ ИЗЛУЧЕНИЮ МАТЕРИАЛА

Мойсейчик Е. А., Стефанович Р. В., Филатов С. А.
Белорусский национальный технический университет,
Национальный научно-учебный центр физики частиц и высоких энергий БГУ
Институт тепло- и массообмена им.А.В.Лыкова НАНБ, Минск, Беларусь
E-mail: emoisseitchik@mail.ru

INVESTIGATION OF THE STRESS-STRAIN STATE OF A STEEL FRAME FOR THE THERMAL RADIATION OF THE MATERIAL

Moyseychik E. A., Stefanovic R. V., Filatov S. A.
Belarusian National Technical University
National Research Centre for Particle Physics and High Energy BSU
Institute of Heat and Mass Transfer im.A.V.Lykova NASB, Minsk, Belarus
E-mail: emoisseitchik@mail.ru

The paper presents research data frame CMS.HE.GE.100-01-00 stainless steel at its static tension by IR thermography. and assesses the stages of material at these points. According termografirovaniya we plotted changes in surface temperature during loading. Studies have shown high efficiency of infrared thermography to study the strain state of structural elements in their intensive loading and confirmed the reversible nature of thermal processes in elastic deformations.

В статье приведены данные исследований рамы CMS.HE.GE.100-01-00 из нержавеющей стали при ее статическом растяжении методами ИК-термографии. и выполнена оценка стадий работы материала в таких точках. По данным термографирования построены зависимости изменения температуры поверхности за время нагружения. Исследования показали высокую эффективность применения ИК-термографии для изучения деформированного состояния конструктивных элементах в условиях их интенсивного нагружения и подтвердили обратимый характер тепловых процессов при упругих деформациях.

Определение напряжений с использованием теплового излучения применяется при необходимости бесконтактного измерения напряжений в элементах конструкций [1]. В основу такого подхода положена взаимозависимость между напряженно-деформированным и тепловым состояниями твердого тела[2]. Такая зависимость проявляется при упругой, упруго-пластической и пластической стадиях работы различных материалов. На основании исследований Кельвина, Био зависимость между изменениями температуры материала ΔT и напряженно-деформированного состояния (σ_{ij}, ε_{ij}) можно представить уравнением [1]:

$$\Delta T = \frac{T}{\rho C_\varepsilon}\sum_{ij}\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial T}\varepsilon_{ij} + \frac{Q}{\rho C_\varepsilon} \quad , \qquad (1)$$

$$ij = 1,\ \ 2\ ,\ 3,$$

где ρ, C_ε – соответственно, плотность и теплоемкость материала при температуре T. Частные производные в (1) легко вычисляются с помощью уравнений, связывающих напряжения, деформации и температуру в изотропном упругом теле. Для адиабатических условий, когда $Q = 0$, это уравнение сводится к виду

$$\Delta T = \frac{E\alpha_L T}{\rho C_\varepsilon (1-2\nu)}\sum_{i=1,2,3}\varepsilon_{ii} \quad , \qquad (2)$$

где $\sum_{i=1,2,3}\varepsilon_{ii}$ – сумма изменений трех линейных деформаций, E, ν, α_L – соответственно, модуль упругости, коэффициент Пуассона, температурный коэффициент расширения материала при температуре T. Учитывая связь между C_ε и C_p (удельные тепловыделения при постоянных деформации и давлении) и выражая линейные деформации через нормальные напряжения, уравнение (2) можно записать в виде

$$\Delta T = -\frac{\alpha_L}{\rho C_p} T \sum_{i=1,2,3}\sigma_{ii} \quad . \qquad (3)$$

Обозначая дробь через K_m, это уравнение можно представить выражением (4):

$$\Delta T = -K_m T \Delta\sigma \quad . \qquad (4)$$

Для нелегированных и слаболегированных сталей при комнатной температуре $K_m = 3{,}09.10^{-12}$ Па$^{-1}$; для высоколегированных сталей K_m =4,36.10^{-12} Па$^{-1}$. Выражение (4) справедливо при адиабатическом нагружении в упругой стадии деформирования однородных изотропных материалов при температуре T.

При деформировании металлов, других материалов поверхности разрушения излучают энергию[1,3], в основном инфракрасного диапазона. Изменение потока фотонов инфракрасного излучения ($\Delta\Phi$) можно получить, дифференцируя уравнение Стефана-Больцмана [1]:

$$\Delta\Phi = 13eB'T^2\Delta T \quad . \qquad (5)$$

Заменяя ΔT выражением (4) представляем (5) в виде

$$\Delta\Phi = -3eB'T^3K_m\Delta\sigma \quad , \qquad (6)$$

где: B' –постоянная Стефана-Больцмана для фотонной эмиссии (1,52041·10^{15}фотон·с$^{-1}$·м$^{-2}$·К$^{-3}$).

Зависимость (4) экспериментально подтверждена для различных стадий работы материалов [1]. Выражение (6) положено в основу определения напряжений методами SPATE, Sira [1].

Целью настоящей работы является выявление наиболее нагруженных точек рамы CMS.HE.GE.100-01-00 из нержавеющей стали при ее статическом растяжении исходя из выражения (6) и с использованием ИК-термографии , оценка стадий работы материала в таких точках.

Исследуемая рама имеет прямоугольную в плане форму с трапециедальным , прямоугольным сечением рабочих элементов (рис.1). Материал рамы - сталь 03Х2016АГ6 по ТУ 302.02.028.89 и ТУ 05764417-049-96 с механическими характеристиками: $\sigma_в$ = 680-730 МПа; σ_{02} =385 – 450 МПа; δ = 41 – 56 %; ψ = 67 – 78%. Рама изготовлена из сляба толщиной 200 мм с применением газовой резки и последующей механической обработкой поверхностей. Нормальный коэффициент излучения поверхности составляет 0,13-0,16. И в значительной

степени зависит от чистоты обработки поверхности. Отношение площади боковой поверхности к объему для элементов рамы изменялось в пределах 0,037 – 0,06.

В процессе эксперимента рама нагружалась статической нагрузкой на 100-тонной универсальной машине. Нагружение велось по схеме рис.2. Средняя скорость нагружения изменялась в пределах 0,13-0,20 т/сек и регулировалась по показаниям силоизмерителя. Между циклами нагружений и в моменты снятия показаний по датчику перемещений возможны были паузы в изменении скорости нагружения продолжительностью до 1 минуты.

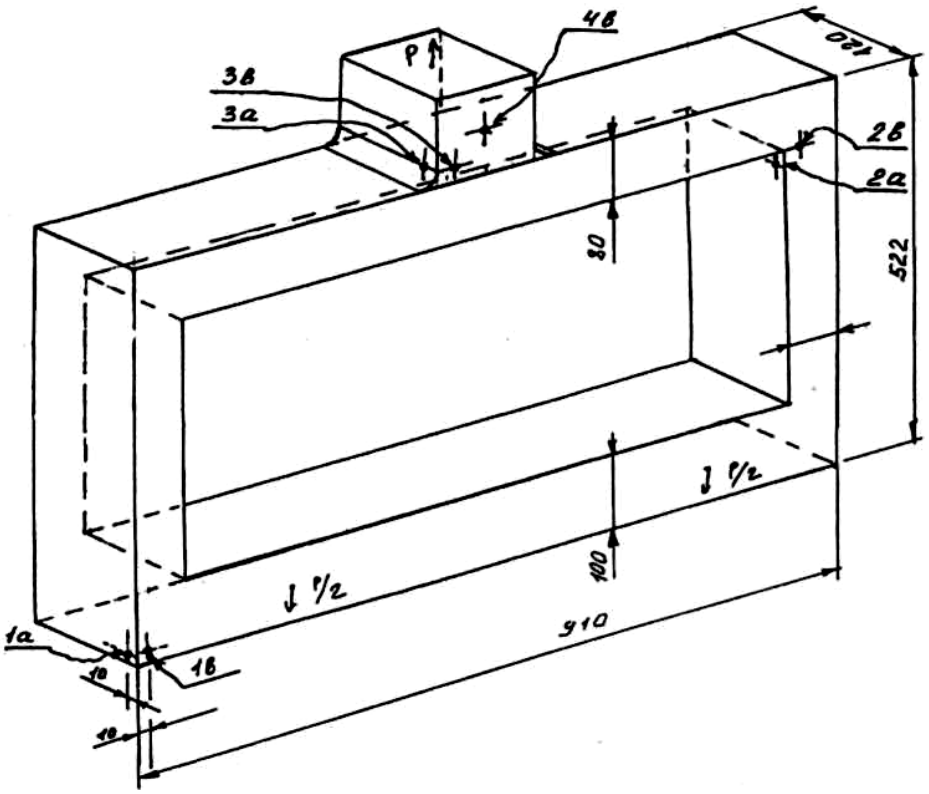


Рисунок 1 – Схема экспериментальной рамы

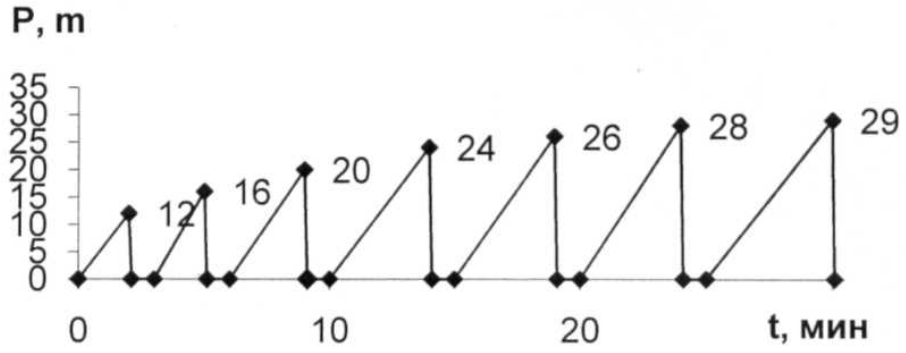


Рисунок 2 – Схема загружения экспериментальной рамы

Измерение температуры поверхности рамы велось с помощью портативного компьютерного ИК-термографа ИРТИС-200 в спектральном диапазоне 3–5 мкм. Реперные точки контролировались в течение эксперимента контактным способом. Начальные температуры рамы и стены помещения составляли соответственно 19,4^{o}C и (19,3–19,4)^{o}C.

Термограф устанавливался под углом 20^{o} – 25^{o} к вертикальной плоскости рамы и 15^{o} – 20^{o} – к горизонтальной. Сканирование велось в автоматическом режиме. Результаты сканирования записывались в память компьютера и позволяли анализировать термоизображения

на любой стадии исследования. При подготовке измерений было выявлено существенное искажение теплового поля поверхности при приближении участников эксперимента к раме на расстояние 1,5–2,0м и менее вследствие отражения теплового потока внешнего излучения человека и т.д. от исследуемой поверхности. При этом в зоне создаваемых человеком бликов фиксируемая «температура» повышается на (0,4–0,8)^{o}C. Указанные погрешности можно исключить, выбирая характерные точки у пересечения взаимноперпендикулярных поверхностей.

По данным термографирования построены зависимости изменения температуры поверхности за время нагружения. Пример такой зависимости показан на рис.3. Из анализа графиков «температура-время» следует, что непрерывному нагружению между моментами снятия показаний по датчику перемещений на графике соответствует непрерывный подъем температуры со скоростью (0,01–0,015) ^{o}C/сек; остановка нагружения приводит к остыванию поверхности примерно с той же средней скоростью. При выбранном расположении ИК-термографа разность температур на соответствующих взаимноперпендикулярных поверхностях, примыкающим к точкам 1,2,3,4 составляет (0,2–0,4) ^{o}C. Разность температур наиболее нагретой точки (т.3) и точки 2 составляет (0,3–0,4) ^{o}C. Температура точки 2 превышает температуру реперной точки 1 на (0,1–0,15) ^{o}C. Приведенные цифры относятся к нагрузкам P = 24–29 т. При меньших величинах усилий изменения температуры трудноопределимы вследствие наложений воздействий случайных факторов, конвекции, бликов и т.д.

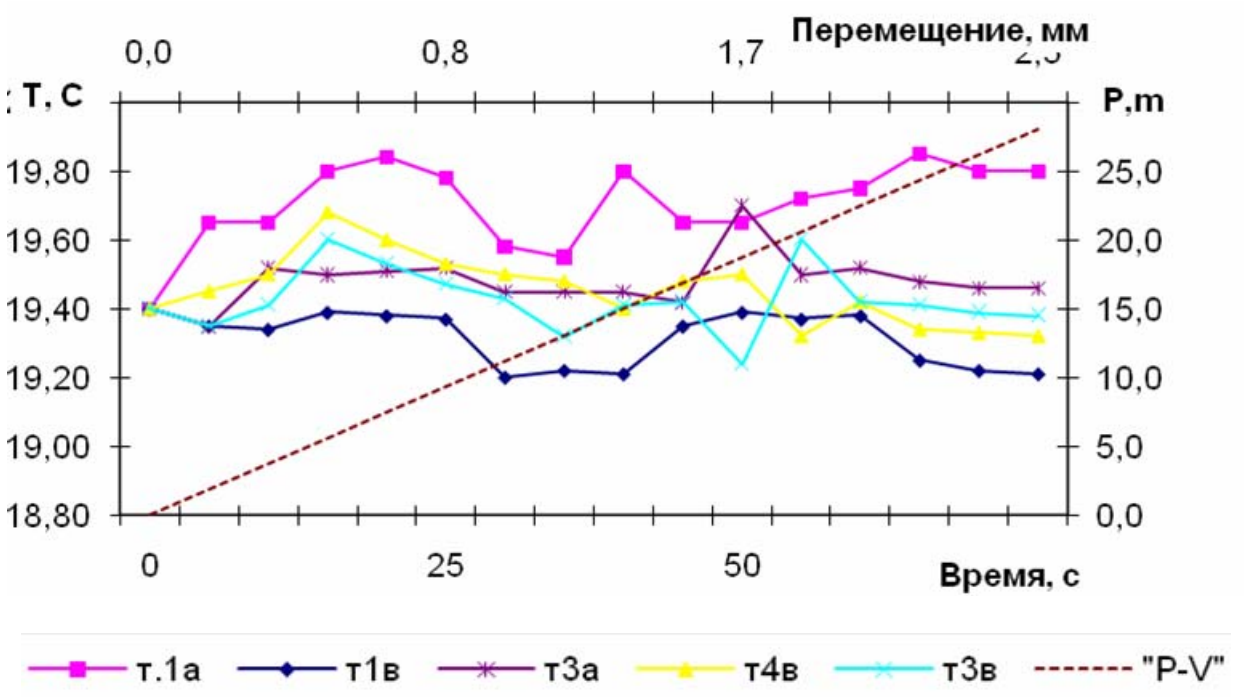


Рисунок 3 – Зависимости «температура (T) – время» для выделенных на рис.1 точек и «нагрузка (P) – перемещение (V)» экспериментальной рамы

Достоверность полученных результатов можно оценить, сопоставляя экспериментальные температуры с величинами их расчетных соответствующих значений. Для этого с использованием программы «Quikfield» рассчитывались поля напряжений и деформаций для случаев плоского напряженного и плоского деформированного состояний и на основании указанных расчетов определялись величины температур в характерных точках 1,2,3,4. При расчетах принималось, что образец термостатирован, а теплофизические характеристики материала рамы следующие: плотность – 8,05x10^{3} кг/м^{3}; удельная теплоемкость –

0,49 КДж/(кг.К); теплопроводность – 15 Вт/(м.К). Полученные при расчетах результаты показывают, что в точках 2,3,4 при нагружении возникают растягивающие напряжения.

Работа деформации в этих зонах расходуется на искажение решетки зерен, частично обратимо запасается в зернах стали, отдельных блоках в виде энергии упругой деформации и частично выделяется в виде тепла. Нагревание образца в этих зонах является результатом двух противоположных тепловых процессов: теплообразования при пластическом деформировании и адиабатическом охлаждении при упругой работе материала [4]. Таким образом, повышение температуры исследуемых зон теплоизолированного образца может быть описано очевидной зависимостью:

$$\Delta T = (A - U - W)/ Cm - (\Delta T_u + \Delta T_Q), \quad (7)$$

где: A – полная работа деформации в исследуемой зоне; U – энергия упругой деформации; W – энергия, поглощенная материалом исследуемой зоны; C, m – теплоемкость и масса охлаждаемых зон, соответственно; ΔT_u – адиабатическое охлаждение образца; ΔT_Q – падение температуры образца в результате теплообмена и конвекции.

Из формулы (7) следует, что изменение температуры в точках 2,3,4 зависит как от вида напряженного состояния, объема наиболее деформированных областей металла, так и в значительной степени от способности примыкающего к активным зонам материала быстро поглощать тепло. Сопоставление данных расчетов с экспериментальными результатами замеров в соответствии (7) показывает, что фиксируемое по данным термографии повышение температуры в т.3 составляет около (0,1–0,2) ^{o}C и проявляется при нагрузках (25–28) т. Указанное повышение температуры производится при появлении упруго-пластической стадии работы материала в точке 3.

Проведенные исследования показали высокую эффективность применения ИК-термографии для изучения деформированного состояния конструктивных элементах в условиях их интенсивного нагружения и подтвердили обратимый характер тепловых процессов при упругих деформациях. При дальнейших экспериментальных исследованиях таких конструкций необходимо для увеличения информативности измерений повысить коэффициент излучения поверхности образца, например, ее зачернением, теплоизолировать поверхность образца, а измерение температур в наиболее нагретых зонах параллельно с ИК-термографированием проводить с помощью пленочных термопар.

Список использованных источников

1. Экспериментальная механика: В 2-х кн: Кн.2/ Под ред. А.Кобаяси. – М.Мир, 1990. - 552 с.
2. Надаи, А. Пластичность и разрушение твердых тел. Т.2/А.Надаи.- М.: Мир, 1969.- 863с.
3. Абрамова, К.В. Инфракрасное излучение, возникающее при деформации и разрушении металлов/К.В.Абрамова, А.В.Пахомов, Б.П.Перегуд, И.П.Щербаков// Журнал технической физики.-1988.-т.58.-в.4.-с.817-821.
4. Кунин, В.Н. Поглощение энергии металлом при пластическом растяжении/В.Н.Кунин //Физика металлов и металловедение.-1959.-т.VII.- в.5.-с.790-793.

РЕВЕРСИВНАЯ ОБРАТИМАЯ ПАМЯТЬ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Моторин А. С., Нахатова Г. Г., Разов А. И.
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: razov@smel.math.spbu.ru

REVERSIBLE TWO-WAY SHAPE MEMORY IN TITANIUM NICKELIDE

Motorin A. S., Nakhatova G. G., Razov A. I.
Saint-Petersburg State University, St-Petersburg, Russia
E-mail: razov@smel.math.spbu.ru

A recent trend for application of shape memory alloys is concerned with the development of micro- and nano-scale devices where increasingly more precise effects caused by reversible martensitic transformations are taken into consideration or used. As a result, effects finer than one-way shape memory become of greater interest and relevance for practical use. Among them the reversible effects can be mentioned that represent non-monotonic strain behavior during a monotonic change of temperature. Procedures of initiation of reversible effects are rather complex for realization. The key conditions are the possibility of formation of two-way shape memory of two types – martensitic and austenitic, or the availability of multi-stage martensitic transformation for the alloy. Also, the martensitic and austenitic two-way shape memory effects should be realized either in different temperature intervals or at different parts of the specimen. The authors propose a relatively simpler way of obtaining the reversible two-way shape memory by straining of the specimen in austenitic state. It is also shown that apart from the reversible two-way shape memory effect the other two of austenitic or martensitic type can be realized independently of each other.

Введение

Одна из тенденции современного применения сплавов с эффектом памяти формы связана с устройствами микро- и наноразмеров, в которых используют или учитывают при разработке все более и более тонкие эффекты, обусловленные обратимыми мартенситными превращениями. Вследствие этого приобретают практический интерес и становятся актуальными исследования эффектов более малого порядка. Среди них можно выделить реверсивные эффекты, заключающиеся в немонотонном изменении деформации при монотонном изменении температуры. Такие эффекты в никелиде титана впервые были обнаружены в лаборатории прочности материалов НИИ Математики и Механики Ленинградского государственного университета – сначала однократные [1], а затем и обратимые [2, 3]. Способы формирования таких реверсивных эффектов достаточно сложны для реализации. Так, например, один из них заключается в охлаждении сплава через интервал температур прямого мартенситного превращения под нагрузкой, а затем материал требуется деформировать в мартенситном состоянии в противоположном направлении. Во втором способе охлаждение через интервал температур прямого мартенситного превращения под нагрузкой приостанавливают, разгружают образец, нагружают в противоположном направлении, и продолжают охлаждение. После проявления однократного реверсивного эффекта можно получить и обратимую реверсивную память формы. Обратимый эффект такого типа также можно получить термоциклированием под напряжением через интервал прямого и обратного мартенситных превращений [2]. В данной работе мы возвращаемся к этой теме в связи с тем, что во время исследования свойств никелида титана при высокоскоростном нагружении реверсивная обратимая память формы была получена после простого воздействия – деформирования в аустенитном состоянии.

Объект исследования

Объектом исследования служил никелид титана эквиатомного состава с температурой начала прямого мартенситного превращения $M_н = 75^0$C. Образец с рабочей частью диамет-

ром 5 мм и длиной 9 мм отжигали при 500^0C 1 час и деформировали растяжением в аустенитном состоянии со скоростью $1{,}1 \cdot 10^3$ c^{-1} при температуре 130^0C до 13,7% остаточной деформации. Затем исследовали изменение длины образца при термоциклировании через полный и неполные интервалы обратимого мартенситного превращения. Измерения проводили в специально сконструированной автоматизированной дилатометрической установке с датчиком перемещения ЛИР-15 с чувствительностью 0,5 мкм.

Результаты и обсуждение

Изменение деформации образца при первом после нагружения нагревании и последующем охлаждении представлено на рис.1, а полный цикл реверсивной обратимой памяти формы (РОПФ) – на рис.2. При первом нагревании (рис.1.) наблюдали однократный эффект памяти формы, который свидетельствовал о том, что в процессе деформирования частично произошло прямое мартенситное превращение и образовался устойчивый остаточный мартенсит, несмотря на то, что деформирование проводили в аустенитном состоянии при температуре 130^0C. Это можно объяснить известным фактом сдвига характеристических температур обратного мартенситного превращения после деформирования.

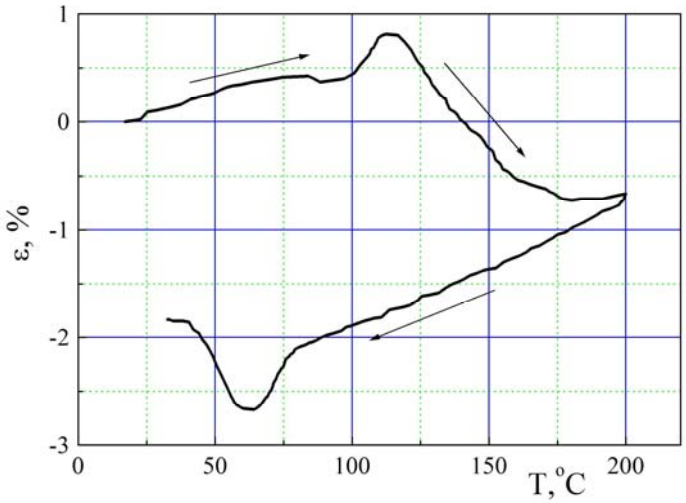


Рисунок 1– Зависимость деформации от температуры при нагревании и охлаждении сплава TiNi после деформирования растяжением в аустенитном состоянии до 13,7% остаточной деформации.

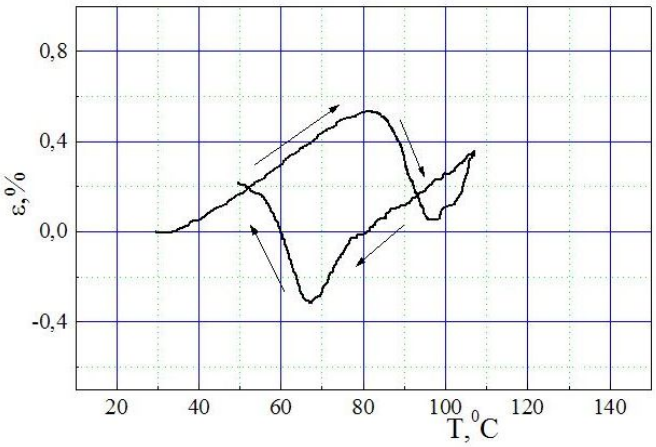


Рисунок 2–Реверсивная обратимая память формы в сплаве TiNi эквиатомного состава после деформирования растяжением в аустенитном состоянии при температуре 130 ^{0}C до 13,7% остаточной деформации.

Основными условиями получения эффекта реверсивной обратимой памяти формы являются возможность формирования двух эффектов обратимой памяти формы (ОПФ) – мартенситного и аустенитного типов, или наличием в сплаве многостадийного обратимого мартенситного превращения [3]. Кроме того, необходимо, чтобы ОПФ мартенситного и аустенитного типов были бы реализованы либо в различных температурных интервалах или в различных областях объема образца. В последнем случае РОПФ может быть получен не только за счет сосуществования двух типов ОПФ, а за счет реализации только одного ее типа [1]. Эффект ОПФ мартенситного типа обычно наблюдается после предварительного деформирования сплава, находящегося в мартенситном сотоянии. После первого нагревания и реализации однократной памяти формы изменение деформации при последующем охлаждении происходит с тем же знаком, что и предваритеное деформирование. Это и есть первое проявление ОПФ мартенситного типа. Эффект ОПФ аустенитного типа возникает после деформирования сплава в аустенитном состоянии и при первом охлаждении через интервал прямого мартенситного превращения изменение деформации происходит со знаком, противоположным знаку предварительного деформирования. Исходя из того, что в нашем случае предварительное деформирование было осуществлено растяжением, стадия сжатия при нагревании и удлинения при охлаждении должны соответствовать обратимой памяти мартенситного типа, а стадии удлинения при нагревании и сжатия при охлаждении – обратимой памяти аустенитного типа.

Для проверки предположения о том, что реверсивная ОПФ связана только с мартенситным превращением был проведен следующий опыт. Образец нагревали через интервал обратного мартенситного превращения до 130°С (аустенитное состояние) и охлаждали до 77°С (рис.3), а затем снова нагревали до 130°С. В дальнейшем образец для завершения цикла охлаждали до комнатной температуры. Как видно из рис.3, при охлаждении от температуры 130°С, находящейся выше интервала обратного мартенситного превращения, вплоть до температуры начала прямого мартенситного превращения и последующем нагревании никакие значимые деформационные эффекты не наблюдаются. Это свидетельствует о том, что все реверсивные деформационные процессы связаны только с мартенситным превращением.

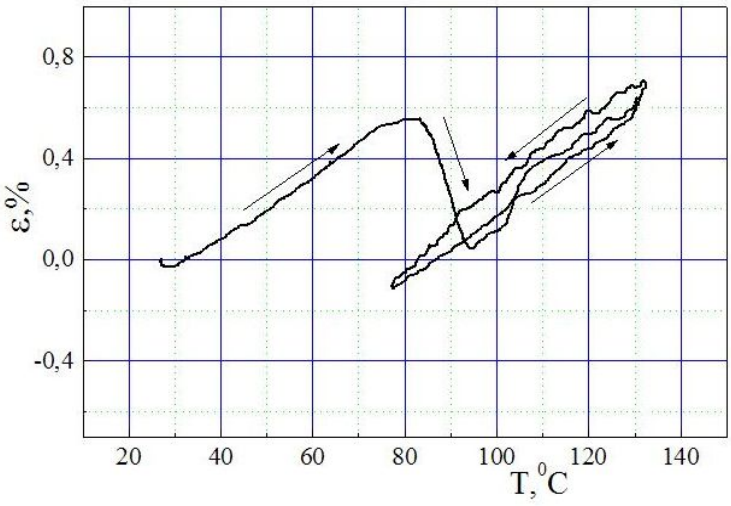


Рисунок 3– Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании до 130°С, охлаждении до 77°С и последующих нагреве до 130°С и охлаждении.

Для того, чтобы выделить обратимую память формы аустенитного типа, в следующем опыте образец нагревали через интервал обратного мартенситного превращения до 130°С, охлаждали до 68°С (рис.4), а затем снова нагревали до 130°С. Цикл завершался, как обычно, охлаждением до комнатной температуры.

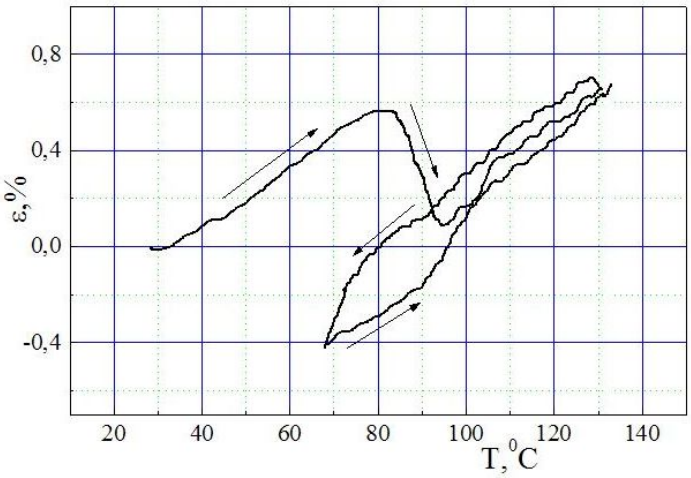


Рисунок 4– Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании до 130°С, охлаждении до 68°С и последующем нагреве до 130°С и охлаждении.

Как видно из рис.4, при достижении температуры M_s во время охлаждения наблюдается сжатие образца, что соответствует обратимой памяти аустенитного типа. При последующем нагревании также реализуется ОПФ аустенитного типа (удлинение при нагреве). Таким образом может быть выделена обратимая память формы аустенитного типа.

Для того, чтобы выделить ОПФ мартенситного типа в следующем опыте образец нагревали до 95°С и охлаждали до комнатной температуры (рис.5). Как видно из рис.5, при нагревании происходит сжатие образца, а при охлаждении – удлинение, и, если учесть, что первое (предварительное) деформирование осуществлялось растяжением, то мы наблюдаем ОПФ мартенситного типа.

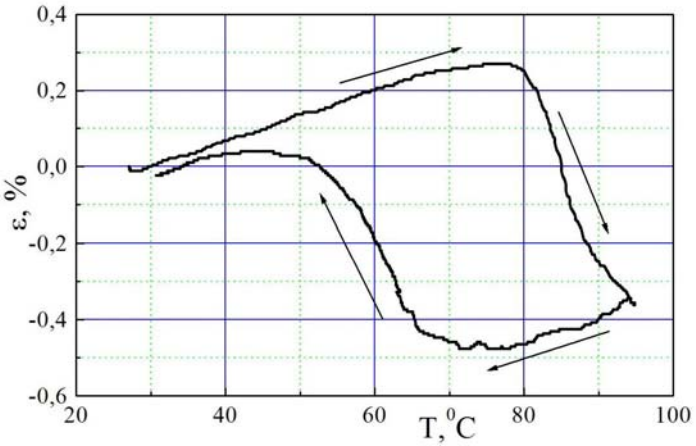


Рисунок 5–Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании до 95°С и охлаждении до комнатной температуры.

Таким образом, сформированную нагружением в аустенитном состоянии реверсивную обратимую память формы можно отнести к классическому случаю – суперпозиции двух типов обратимой памяти формы. При изменении температуры от 65°С до 110°С в интервале температур обратимого мартенситного превращения можно выделить обратимую память формы аустенитного типа, а в интервале температур 50°С – 95°С – обратимую память формы мартенситного типа, которые могут быть реализованы неоднократно.

В работе [4] было установлено, что РОПФ не сводится к простому суммированию ОПФ мартенситного и аустенитного типов. В нашем случае этот факт имеет дополнительное подтверждение в виде несимметричности петель обратимой памяти формы (рис.2-4), особенно ОПФ аустенитного типа (рис.4). Очевидно, что начало реализации ОПФ мартенситно-

го типа начинается раньше, чем заканчивается деформационный процесс, связанный с ОПФ аустенитного типа. Характерная черта РОПФ, заключающаяся в том, что первой возвращается деформация, которая была задана в последнюю очередь [1], также наблюдается в нашем случае. Вместе с тем, соотношение участков сжатия и удлинения в реверсивной обратимой памяти формы можно регулировать глубиной охлаждения материала через интервал температур прямого мартенситного превращения (рис.6, 7).

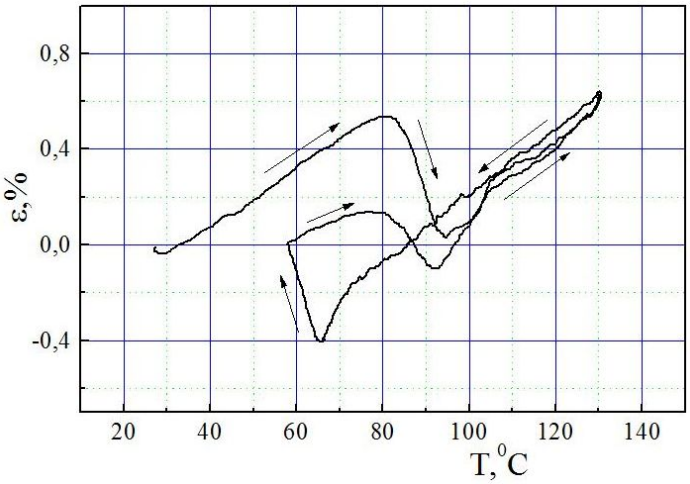


Рисунок 6– Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании до 130°С, охлаждении до 58°С и последующем нагреве до 130°С и охлаждении.

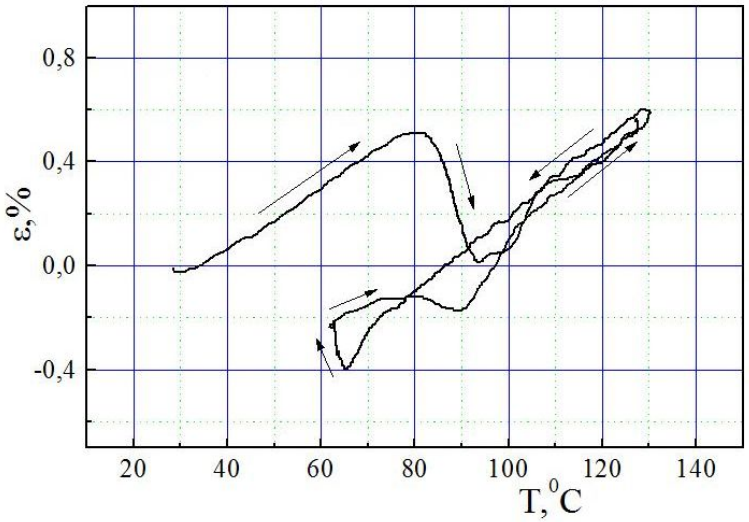


Рисунок 7– Зависимость деформации сплава TiNi от температуры при нагревании до 130°С, охлаждении до 62°С и последующим нагревом и охлаждением.

В связи с тем, что обратимая память формы, в основном, используется в исполнительных элементах, предназначенных для многоцикловой работы, значительный интерес представляет стабильность реверсивного эффекта памяти формы при теплосменах. Для исследования такой стабильности образец термоциклировали в диапазоне температур от комнатной до 140°С, охватывающем полный интервал температур обратимого мартенситного превращения. Введем для дальнейшего анализа обозначения для различных ветвей реверсивной обратимой памяти формы: ε_1 и ε_2 – для ОПФ мартенситного типа и ε_3 и ε_4 – для ОПФ аустенитного типа (рис.8).

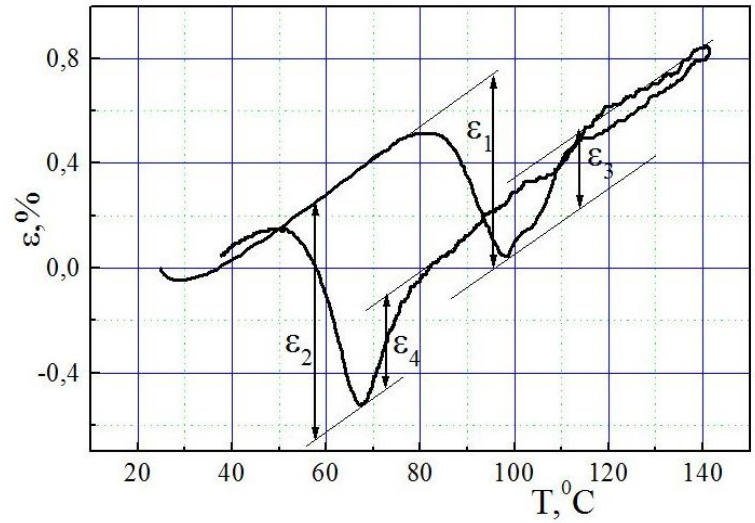


Рисунок 8– Обозначение различных составляющих реверсивной обратимой памяти формы: мартенситного (ε_1, ε_2) и аустенитного (ε_3, ε_4) типов.

На рис.9 представлены зависимости всех деформационных составляющих реверсивной ОПФ от числа термоциклов. Опыт показал, что реверсивная обратимая память формы нестабильна при термоциклировании. Как видно, ОПФ мартенситного типа и ОПФ аустенитного типа при охлаждении (ε_2 и ε_4) с увеличением числа циклов постепенно уменьшаются, то есть с увеличением термоциклов на стадии охлаждения ОПФ аустенитного типа конкурирует с ОПФ мартенситного типа, что приводит к их взаимному уничтожению. Что касается ОПФ мартенситного и ОПФ аустенитного типа при нагреве (ε_1 и ε_3), то они имеют достаточно устойчивый характер.

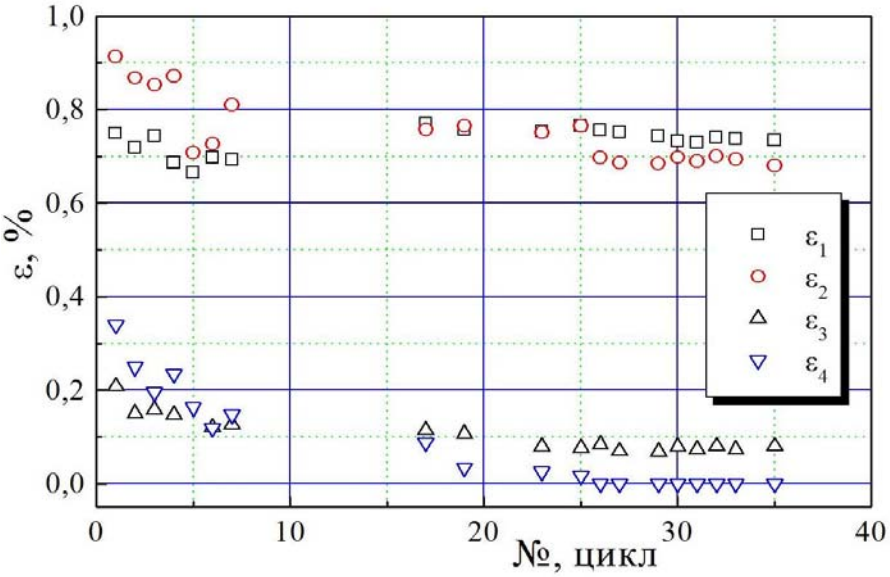


Рисунок 9–Зависимость обратимой памяти формы мартенситного (ε_1, ε_2) и аустенитного (ε_3, ε_4) типов при нагревании (ε_1, ε_3) и охлаждении (ε_2, ε_4) от числа термоциклов через полный интервал температур мартенситного превращения.

Таким образом, получено дополнительное подтверждение того, что эффект реверсивной обратимой памяти формы не является простым суммированием эффектов обратимой памяти формы двух типов, которые сложным образом взаимодействуют между собой.

Выводы

1. Найден простой способ формирования реверсивной обратимой памяти формы, заключающийся в деформировании никелида титана в аустенитном состоянии.

2. Показано, что реверсивная обратимая память формы в никелиде титана представляет собой суперпозицию обратимой памяти формы аустенитного и мартенситного типов.

3. Термоциклирование в различных неполных интервалах температур обратимого мартенситного превращения приводит к реализации обратимой памяти формы аустенитного или мартенситного типа независимо друг от друга.

4. Установлено, что с числом циклов реверсивная обратимая память формы деградирует. Обратимая память формы аустенитного типа менее устойчива при термоциклировании, чем обратимая память формы мартенситного типа, что приводит к исчезновению деформационного реверса при охлаждении.

5. С практической точки зрения реверсивный характер деформирования позволяет осуществить одно и то же деформационное поведение материала, например, сжатие, за счет независимой реализации мартенситного и аустенитного типов памяти формы в отличных друг от друга температурных интервалах и при разных последовательностях нагревания и охлаждения.

Авторы благодарят Российский Фонд Фундаментальных Исследований за поддержку – грант № 08-01-00605.

Список использованных источников

1. Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Тошпулатов Ч.Х. Эффект реверсивной памяти формы при знакопеременном деформировании // ФММ. 1986. Т.61, №1. С.79-85.
2. Беляев С. П., Кузьмин С. Л., Лихачев В. А. Обратимый эффект памяти формы как результат термоциклической тренировки под нагрузкой // Проблемы прочности. 1988. № 7. С. 50-54.
3. Беляев С.П., Ермолаев В.А., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Чунарева Е.Н. Эффект реверсивной обратимой памяти формы в сплавах на основе никелида титана // ФММ. 1988. Т.66, Вып.5. С.926-934.
4. Беляев С. П., Кузьмин С. Л., Лихачев В. А., Щербакова Л. Н. Закономерности проявления эффектов обратимой памяти формы в никелиде титана // Изв. вузов. Физика. 1990. Т. 33, № 5. С. 120-122.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТЫ АРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИ НЕСИММЕТРИЧНОЙ НАГРУЗКЕ

Колоколов С. Б.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
E-mail: klklsb@yandex.ru

ANALYSIS OF WORK OF ARCH CONSTRUCTION UNDERGOING ASYMMETRICAL PRESSURE

Kolokolov S. B.
Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: klklsb@yandex.ru

Work contains the results of numerical analysis of a process of deformation of arch constructions. Deformation of circular and parabolic two-hinged arch undergoing symmetrical and asymmetrical pressure is examined. Process of deformation is studied taking into account a change of inner forces in elements during the deformation, using a method of consecutive determinations. It is demonstrated that a small deviation from symmetry can lead to the loss of construction stability.

В докладе приводятся результаты численного исследования процесса деформирования арочной конструкции. Рассматривается деформирование круговой и параболической двухшарнирной арки при симметричном и несимметричном нагружении. Процесс деформирования изучается с учетом изменения внутренних усилий в элементах при деформировании методом последовательных уточнений. Показывается, что небольшое отклонение от симметрии может привести к потере устойчивости конструкции.

Одним из важнейших достоинств арочных конструкций в сравнении с балочными является существенное снижение величины изгибающих моментов при прочих равных условиях. Это позволяет проектировать более экономичные конструкции покрытий при больших пролетах. В то же время возрастает доля продольных сил в величине напряжений в элементах конструкции и тем самым вероятность потери устойчивости до достижения предельного состояния по прочности. Криволинейность элементов и связанная с этим сложность распределения внутренних усилий в элементах делает проблему оценки устойчивости трудно разрешимой. В работе автора [1] предлагается решать эту проблему путем исследования процесса деформирования арочной конструкции при конкретном загружении с учетом изменения внутренних усилий в процессе деформирования. Действительное деформированное и соответствующее напряженное состояние определяются путем последовательного (поэтапного) уточнения. На каждом этапе уточнения вычисляются внутренние силы, соответствующие равновесию системы с учетом перемещений, определенных на предыдущем этапе, а затем новые значения перемещений. Перемещения каждый раз вычисляются относительно исходного очертания расчетной оси арки. Как было показано при исследовании деформирования симметрично нагруженной двухшарнирной параболической арки [2] процесс уточнения деформированной оси арки в зависимости от величины нагрузки является быстро сходящимся, плохо сходящимся или расходящимся. При плохо сходящемся процессе величины перемещений приводят к значительному росту напряжений в сравнении с расчитанными по недеформированной схеме. Аналогичные результаты получены и для трехшарнирной арки [1], а критическая нагрузка, определенная деформационным расчетом близка к теоретической. В предлагаемой работе проведено сравнительное исследование деформирования двухшарнирных арок для случаев симметричной и несимметричной нагрузки.

Вначале рассмотрено деформирование круговой двухшарнирной арки пролетом 16 м и стрелой подъема 4 м, выполненной из стального двутавра со следующими геометрическими характеристиками: площадь поперечного сечения 11 $см^2$, момент инерции в плоскости арки 257 $см^4$, момент сопротивления в плоскости арки 44 $см^3$. Для определенности принята узловая нагрузка 6 кН, приложенная с шагом по горизонтали 2 м (шаг прогонов кровли). Численное моделирование выполнено с помощью специально разработанной автором программы, осуществляющей определение внутренних усилий и перемещений классическими методами.

Поскольку при численном моделировании ось арки представляется в виде многоугольника, было выполнено исследование влияния числа прямолинейных участков на распределение внутренних усилий и перемещений арки. Рассмотрены варианты деления оси арки на 8, 16, 32 и 64 части. При этом во всех вариантах узловая нагрузка была приложена в точках с одинаковыми координатами. Сравнение результатов статического расчета по недеформированной схеме показало, что повышение гладкости арки (увеличение количества прямолинейных участков, т.е. уменьшение длины участков) при изменении в принятом диапазоне не ведет к существенному изменению в распределении внутренних усилий. Так, например, наибольший изгибающий момент в приопорной части арки (на расстоянии 1,59 м от левой опоры) при количестве участков, равном 8, составил 5,478 кНм, а в этой же точке арки из 64 участков – 5,432 кНм. В ключевом сечении изгибающий момент в арке с 64 участками несколько больше, чем в арке с 8 участками: 5,787 и 5,678, соответственно. Аналогичная разница в результатах расчета и в остальных сечениях арки. Прогиб арки в ключевом сече-

нии более гладкой арки несколько выше, чем в ломаной: в арке с 64 участками – 53 мм, а в арке с 8 участками – 48 мм. В гладкой арке несколько выше и наибольшие напряжения: 15,8 кН/см^2 и 15,3 кН/см^2, соответственно.

Исследование процесса деформирования арки с учетом изменения внутренних усилий в процессе деформирования было проведено для арки из 8 и 64 прямолинейных участков. После четырех уточнений изгибающие моменты в арке из восьми частей в указанных выше сечениях (приопорном и ключевом) составили 6,668 кНм и 6,836 кНм, т.е. увеличились на 22% и 20%, соответственно. В тех же точках изгибающие моменты в арке с 64 участками увеличились до 6,792 и 7062 кНм, соответственно (25 и 22%). Перемещения (прогибы) в ключевом сечении после четырех уточнений составили: при 8 участках – 61 мм, при 64 участках – 70 мм (увеличение, соответственно, 27 и 32%). Наибольшие напряжения в более гладкой арке также остались большими, чем в ломаной – 18,7 кН/см^2 против 18,1 кН/см^2. Таким образом, можно утверждать, что работоспособность круговой гладкой арки несколько хуже, чем у ломаной. Это можно объяснить тем, что в верхней части круговая арка приближается (с точки зрения ее работы на изгиб) к балке. В целом же процесс деформирования арки из 8 участков вполне может моделировать этот процесс в более гладкой арке. Поэтому для дальнейших исследований в качестве модели круговой арки использована арка из 8 участков.

Рассмотрим теперь процесс деформирования круговой арки при действии нагрузки, отличающейся от симметричной. В первую очередь было выполнено моделирование ситуации, когда узловая нагрузка на левую часть по-прежнему составила 6 кН, а на правую часть арки уменьшилась – до 4 кН, оставаясь вертикальной, что характерно для снеговой нагрузки. Нарушение симметрии в нагружении сразу же изменило форму деформированной оси арки: левая, более нагруженная часть по-прежнему опустилась вниз, а правая, менее нагруженная, наоборот, поднялась; как левая, так и правая части арки переместились вправо, в то время как при симметричном нагружении обе части перемещались внутрь арки. Искажение оси арки повлияло на окончательные величины перемещений и напряжений, определенные в результате поэтапного уточнения. Так, наибольшие напряжения в элементах арки, определенные по недеформированной схеме, составили 16,8 кН/см^2 (увеличение по сравнению с симметричной нагрузкой на 1,5 кН/см^2 или 10% произошло, несмотря на небольшое уменьшение общей нагрузки на арку, за счет перераспределения внутренних усилий), а в результате уточнения составили 22,1 кН/см^2. Таким образом, искажение оси арки за счет ослабления нагрузки на правую часть арки привело к возрастанию напряжений более, чем на 30%. Если подбор сечения элементов арки производить только по симметричной схеме нагружения с узловой нагрузкой 6 кН, то снижение нагрузки на одну из половин арки приведет к аварийному состоянию. Отметим, что перемещения по абсолютной величине при этом остаются относительно небольшими (наибольшее горизонтальное перемещение равно 82 мм или 1/200 пролета арки). Сходимость уточнения достаточно высокая, следовательно, потери устойчивости арки не происходит.

Для выявления влияния горизонтальной несимметричной нагрузки исследовалось деформирование арки, нагруженной, кроме рассмотренной выше вертикальной несимметричной нагрузки, горизонтальной, приложенной в тех же узлах, что и вертикальная, величиной 0,2 кН в левой части и 0,15 кН в правой. Тем самым имитируется действие ветровой нагрузки. Как видно, величина дополнительной нагрузки в 30 раз меньше вертикальной. Однако, несмотря на незначительность этой добавки, деформация арки, а, следовательно, и напряжения в ее элементах претерпевают значительные изменения. Для иллюстрации приведем значения изгибающих моментов и напряжений в наиболее характерных сечениях арки при разных вариантах нагружения (таблица 1). Индексами 2,5,8 обозначены изгибающие моменты и напряжения в сечениях с номерами: 2 - на расстоянии 1,59 м от левой опоры, 5 – в ключевом сечении, 8 - на расстоянии 14,41 м от левой опоры. Варианты нагружения: 1 - вертикальная симметричная в узлах 6 кН; 2 – вертикальная несимметричная по 6 кН в левой части и 4 кН в

правой; 3 – вертикальная - как в варианте 2, горизонтальная: 0,2 кН в левой части и 0,15 кН в правой.

Таблица 1 – Работа круговой арки при разных вариантах нагружения

Вариант нагружения	Значения характеристик					
	Изгибающие моменты			Нормальные напряжения		
	M_2, кНм	M_5, кНм	M_8, кНм	σ_2,кН/см^2	σ_5,кН/см^2	σ_8,кН/см^2
До уточнения						
1	-5,48	5,68	-5,48	-15,3	-15,1	-15,3
2	-1,78	3,75	-6,40	-6,4	-10,2	-16,8
3	-1,19	3,72	-6,95	-5,0	-10,2	-18,1
После 4-го уточнения						
1	-6,67	6,84	-6,67	-18,1	-17,7	-18,1
2	-0,53	4,27	-8,67	-3,6	-11,4	-22,0
3	0,43	4,28	-9,56	-3,3	-11,5	-24,1

Как видно из рассмотрения приведенных в таблице 1 результатов имеется большая разница в результатах расчета по недеформированной схеме и с учетом деформаций при несимметричной и особенно - при наличии горизонтальной нагрузки. Если в варианте 1 разница в изгибающих моментах составляет 25%, то в варианте 2 изгибающий момент в сечении 2 уменьшается в три раза, а в варианте 3 – изменяет знак: если часть сечения элемента была растянута до уточнения, то в результате уточнения все сечение оказывается сжатым. Напряжения в левой, более нагруженной части после уточнения уменьшаются, а в правой, наоборот, увеличиваются. В целом увеличение напряжений при уточнении составляет в варианте 1 - 20%, а в вариантах 2 и 3 - более 30%. Следует заметить, что во всех вариантах нагружения круговой арки продольные силы при уточнении оказались практически неизменными. Заметим также, что во всех рассмотренных случаях сходимость процесса уточнения обеспечена. В качестве иллюстрации приведем поэтапное изменение величины изгибающего момента в сечении 2 (наиболее радикально отличающейся от начальной) при варианте нагружения 3: -1,194; -0,377; 0,122; 0,343; 0,433; 0,468; 0,482; 0,487; 0,489; 0,490 и т.д.

Рассмотрим теперь работу параболической арки. Известно, что в параболической арке, ось которой очерчена по квадратной параболе, при вертикальной равномерно распределенной по ширине пролета нагрузке заметно уменьшаются изгибающие моменты в сравнении с круговой аркой. Это подтверждается при расчете по недеформированной схеме модельной арки на узловую нагрузку. Пролет параболической арки принят таким же как и пролет круговой – 16 м, стрела подъема 6 м. Нагрузка принята с таким же шагом, как и в круговой арке. Количество частей деления на прямолинейные участки принято равным 12.

Вначале исследовалась работа параболической арки при той же нагрузке, что и круговая – симметричная узловая по 6 кН. Как и ожидалось, внутренние усилия в элементах параболической арки оказались существенно меньше: изгибающий момент в ключевом сечении 1,54 кНм (в круговой арке там же 5,68 кНм), продольная сила в опорном сечении -26 кН (в круговой арке –31 кН). Максимальное напряжение в элементах после пяти уточнений составило -5,9 кН/см^2, что в три раза меньше, чем в круговой арке. Сходимость процесса уточнения внутренних усилий высокая: изгибающий момент в ключевом сечении, равный 1,535 кНм при расчете по недеформированной схеме, изменялся при уточнении в следующей последовательности – 1,784; 1,831; 1,840; 1,842. Столь быстрая сходимость говорит о достаточной надежности арки в смысле устойчивости.

Как было установлено ранее [1], по мере увеличения нагрузки при прочих равных условиях сходимость ухудшается. Поэтому было принято вешение исследовать работу арки при нагрузке, которая вызывает в элементах арки напряжения, близкие по величине к полученным в круговой арке. Такой нагрузкой оказалась симметричная вертикальная узловая

16 кН. Приведем в таблице 2 некоторые характерные данные напряженно-деформированного состояния параболической арки при данном нагружении в сравнении с круговой аркой с симметричной узловой вертикальной нагрузкой 6 кН: изгибающий момент в ключевом сечении М, вертикальное перемещение в этом сечении U и максимальное напряжение в этом же сечении σ. Отметим, что продольная сила в этом сечении в круговой арке составляла 23 кН, а в параболической 42 кН, и в обеих арках оставалась практически неизменной в процессе уточнения.

Таблица 2 – Изменение напряженно-деформированного состояния арок в процессе уточнения

Этапы уточнения	Круговая арка			Параболическая арка		
	М, кНм	U,мм	σ, кН/см^2	М,кНм	U,мм	σ, кН/см^2
Недеформир.	5,678	48	-15,1	4,095	36	-13,2
1	6,628	59	-17,2	5,866	54	-17,2
2	6,800	61	-17,6	6,751	64	-19,2
3	6,831	61	-17,7	7,221	70	-20,3
4	6,836	61	-17,7	7,476	73	-20,9

Как видно из рассмотрения таблицы, процесс уточнения в параболической арке существенно изменяет начальные (определенные по недеформированной схеме) значения внутренних усилий, перемещений и напряжений. В результате осуществленная по недеформированной схеме оценка параболической арки как недогруженной, после уточнения с учетом деформирования расчетной схемы принципиально изменяется. В то же время наблюдение за динамикой изменения параметров напряженно-деформированного состояния элементов позволяет сделать вывод о сходимости процесса деформирования и, следовательно, об устойчивости арки.

Далее анализируется влияние несимметричности нагружения параболической арки. Для этого рассмотренный выше вариант дополнен горизонтальной узловой нагрузкой величиной 1кН (около 7% по величине от вертикальной нагрузки), приложенной в левой части арки в тех же узлах, где и вертикальная нагрузка. Приведем более подробную картину изменения напряженно-деформированного состояния арки при этом нагружении (таблицы 3-6).

Даже беглого взгляда на таблицы достаточно, чтобы убедиться в том, что налицо потеря устойчивости арки. Если изгибающие моменты, перемещения, напряжения в элементах при недеформированной схеме имеют значения, мало отличающиеся по величине от тех же величин в симметрично нагруженной арке, то уже первое уточнение показывает резкое различие между ними. Причиной этого является отклонение формы деформированной оси арки от начальной (симметричной): сдвиг по направлению горизонтальной нагрузки. В результате в левой части изгибающие моменты сразу же при первом уточнении поменяли знак и активизировали процесс деформирования оси вправо. В рассматриваемом случае изменение параметров, характеризующих напряженно-деформированное состояние арки, происходит с нарастающей скоростью, и уже на первых этапах уточнения перемещения становятся недопустимо большими. При обычной прочности материала арки предельное состояние может наступить уже после первого уточнения.

Если узловые нагрузки уменьшить, сохранив соотношение между ними, то величины, характеризующие напряженно-деформированное состояние арки, при расчете по недеформированной схеме пропорционально уменьшатся. Но динамика изменения их при уточнении будет уже другая. В таблице 7 приведена динамика изменения вертикальных и горизонтальных перемещений контрольной точки на оси арки, в которой перемещения изменяются наиболее динамично, - расположенной на расстоянии 0,21 L от левой опоры – при разных уровнях пропорционального нагружения.

Таблица 3 – Динамика изменения изгибающих моментов, кНм

Расстояние от левой опоры в долях пролета L	Недеформированная схема	Этапы уточнения			
		1	2	3	4
0,06 L	-1,049	0,111	2,631	6,675	12,604
0,21 L	-0,747	2,084	7,052	14,460	25,079
0,40 L	3,962	6,521	9,169	12,493	17,052
0,60 L	1,263	1,125	0,234	-1,282	-3,426
0,79 L	-6,109	-10,986	-16,664	-23,903	-33,286
0,94 L	-3,661	-6,927	-10,728	-15,419	-21,382

Таблица 4 – Динамика изменения вертикальных перемещений, мм

Расстояние от левой опоры в долях пролета L	Недеформированная схема	Этапы уточнения			
		1	2	3	4
0,06 L	10	31	68	127	222
0,21 L	30	84	169	302	509
0,40 L	44	89	151	247	406
0,60 L	-2	-16	-35	-49	-40
0,79 L	-52	-110	-178	-256	-338
0,94 L	-27	-56	-89	-125	-161

Таблица 5 – Динамика изменения горизонтальных перемещений, мм

Расстояние от левой опоры в долях пролета L	Недеформированная схема	Этапы уточнения			
		1	2	3	4
0,06 L	12	41	88	154	243
0,21 L	34	100	199	339	530
0,40 L	43	105	193	316	480
0,60 L	45	107	192	304	447
0,79 L	70	153	259	398	574
0,94 L	38	84	142	218	315

Таблица 6 – Динамика изменения максимальных напряжений, кН/см^2

Расстояние от левой опоры в долях пролета L	Недеформированная схема	Этапы уточнения			
		1	2	3	4
0,06 L	-8,6	-6,5	-12,2	-21,4	-34,9
0,21 L	-6,9	-9,9	-21,2	-38,2	-62,4
0,40 L	-13,0	-18,8	-24,9	-32,4	-42,8
0,60 L	-6,9	-6,6	-4,5	-6,9	-12,1
0,79 L	-19,3	-30,5	-43,4	-60,0	-81,4
0,94 L	-14,8	-22,3	-31,0	-41,7	-55,2

Таблица 7 – Зависимость перемещений от нагрузки

Узловая нагрузка, кН		Горизонтальные перемещения, мм					Вертикальные перемещения, мм				
Вертикальн.	Горизонт.	Недеф.	Этапы уточнения				Недеф.	Этапы уточнения			
			1	2	3	4		1	2	3	4
6	0,375	10	22	27	30	31	11	19	23	25	26
8	0,5	17	33	45	54	60	15	28	38	45	50
16	1,0	34	100	199	339	530	30	84	169	302	509

При вертикальной узловой нагрузке 6 кН процесс уточнения быстро сходится, и величины перемещений имеют тот же порядок, что и при недеформированной схеме. При увели-

чении вертикальной нагрузки до 8 кН сходимость процесса уточнения значительно хуже, но величины перемещений не столь велики как при нагрузке 16 кН. Введем коэффициент сходимости уточнения:

$$K_y = \frac{U_3 - U_2}{U_2 - U_1},$$

где U – перемещение на этапе уточнения, соответствующем индексу (1,2,3).

Коэффициенты сходимости уточнения, вычисленные для перемещений, приведенных выше (в таблице 7) помещены в таблицу 8.

Таблица 8 – Коэффициенты сходимости уточнения перемещений

Узловая нагрузка, кН		Коэффициенты сходимости уточнения перемещений	
Вертикальная	Горизонтальная	Горизонтальных	Вертикальных
6	0,375	0,60	0,50
8	0,5	0,75	0,70
16	1,0	1,41	1,56

Предложенный коэффициент сходимости уточнения может служить оценкой сходимости процесса уточнения и, следовательно, оценкой устойчивости конструкции. Если $K_y \geq 1$, то конструкция, безусловно, теряет устойчивость. При значении $K_y \geq 0,6$ возможны недопустимые величины перемещений или предельное состояние по прочности. При меньших значениях коэффициента можно считать устойчивость арки обеспеченной.

Список использованных источников

1. Колоколов С.Б. Исследование процесса деформирования арочной конструкции как способ оценки ее устойчивости / С.Б.Колоколов / Вестник ОГУ, 2010, №2. С.150-153.
2. Колоколов С.Б. Численное моделирование деформирования параболической двухшарнирной арки / С.Б.Колоколов / V Международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций»: Материалы конференции. – Т.2, 12-14 марта 2008г. – Оренбург, Россия / науч. ред. – С.Н.Летута, Г.В.Клевцов: ИПК ГОУ ОГУ, 2008. – С.174-180.

ЗАВИСИМОСТЬ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВЕЛИЧИНЫ НАГРУЗКИ

Камышанченко Н. В., Кузнецов Д. П., Никулин И. С., Кунгурцев М. С.
Белгородский государственный университет, Белгород, Россия
E-mail: kuznecovdp@gmail.com

DEPENDENCE OF THE TEMPERATURE AND THE LOAD VALUE IN THE RELAXATION PROCESSES OF COMMERCIALLY PURE TITANIUM.

Kamyshanchenko N. V., Nikulin I. S., Kuznetsov D. P., Kungurtsev M. S.
Belgorod State University, Belgorod, Russia.
E-mail: kuznecovdp@gmail.com

This work shows the results of the relaxation processes in CP titanium VT1-0 after hardening by high temperatures. Qualitatively shows the values of the amplitude of acoustic emission signal in the elastic region of titanium. Also it's analyzed influence load values of the relaxation on distribution moving defects and changes in strength characteristics of investigated material.

В реальных кристаллических телах развитие релаксационного механизма в различных участках тела может протекать с неодинаковой скоростью. Такое поведение релаксации напряжения связывается с состоянием структуры, влияющей на развитие сдвигово-дислокационного и диффузионного процессов [1]. Прямых доказательств связи между релаксацией напряжений в металлах и процессом перемещения в кристаллической структуре дефектов в научной литературе представлено крайне мало. И наши знания о механизмах релаксации напряжения в основном базируются на косвенных результатах.

В данной работе представлены результаты влияния структуры титана ВТ1-0, созданной закалкой в воду, и последующего старения под нагрузкой при комнатной температуре на релаксацию напряжения.

Закалка от температуры нагрева 1100°С и выше приводит к образованию разнообразных структурных форм от поверхности образца к центру (рис. 1, 2) [2].

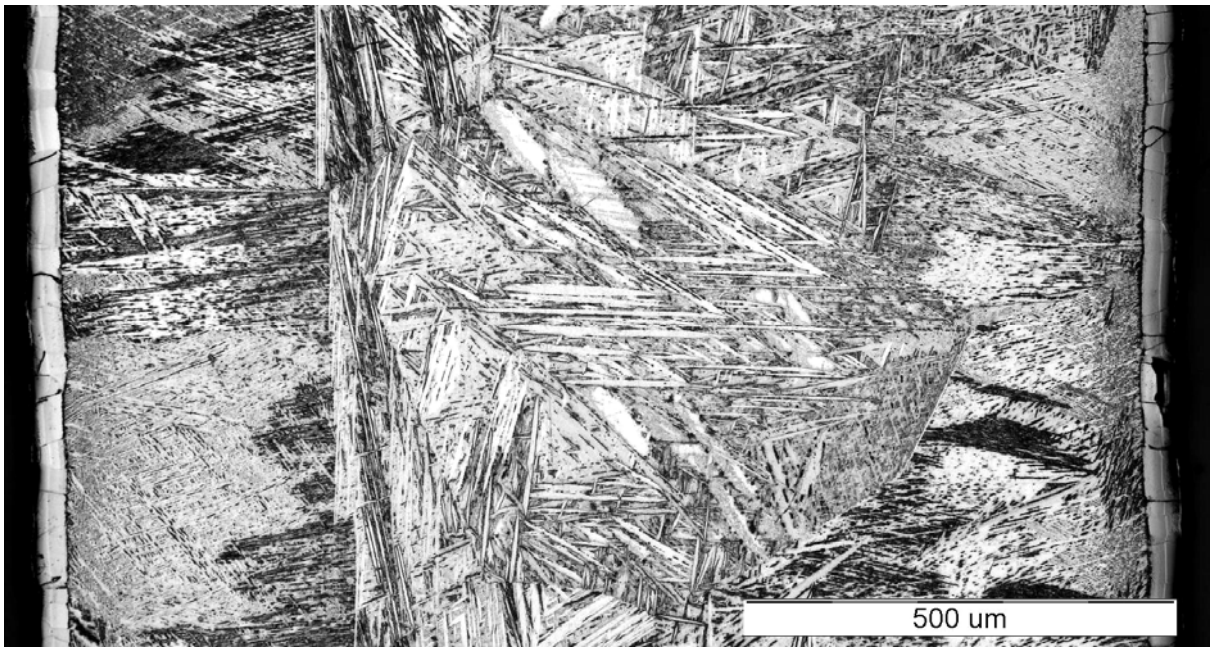


Рисунок 1 – Микроструктура титана по сечению образца после закалки от 1100°С.

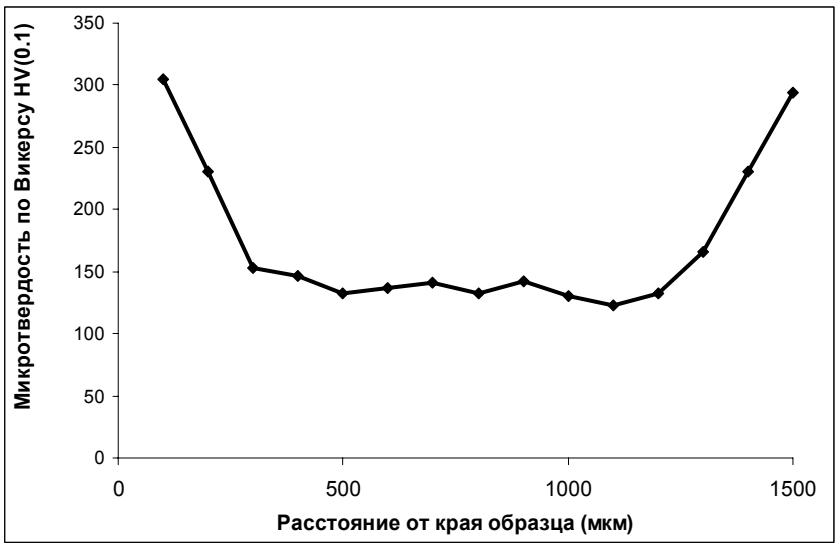


Рисунок 2 – Значения микротвердости по сечению образца (с шагом 50 мкм).

Нагрев до температуры 1050°С и ниже позволяет существенно уменьшить воздействие химических процессов в поверхностных слоях образца и улучшить равномерный прогрев титана, что позволяет создать более однородную структуру. При этом микротвердость распределена с незначительными отклонениями по величие вдоль сечения образца и зависит только от температуры закалки (рис. 3).

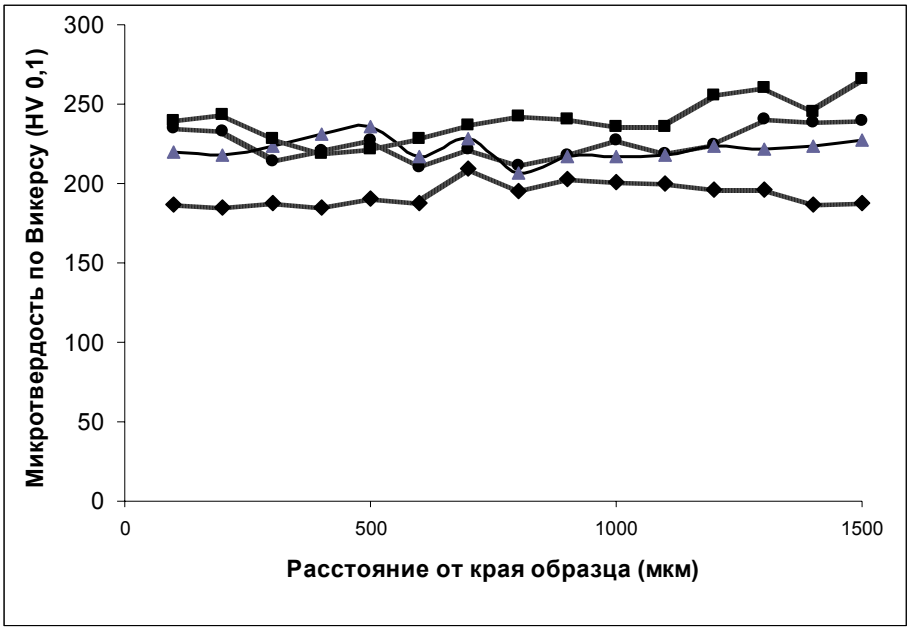


Рисунок 3 – Величина микротвердости по сечению образца закаленного от температуры:
♦ – 900°С; ● – 950°С; ▲ – 1000°С; ■ – 1050°С.

После закалки от 1050°С титан подвергался исследованию на релаксацию напряжения при комнатной температуре под действием нагрузок $\sigma_o=(0,3\text{-}0,6\text{-}0,9)\sigma_{0,2}$.

По величине релаксационного эффекта можно качественно судить о степени неоднородности внутреннего напряжения, а именно: чем больше степень неоднородности внутреннего напряжения, тем больше величина релаксационного эффекта.

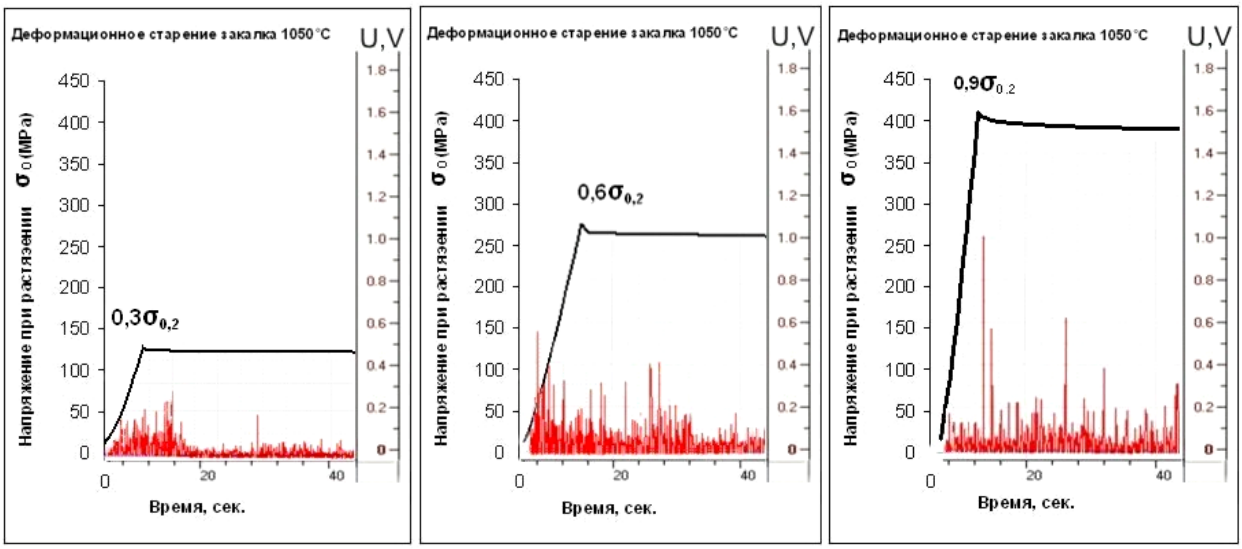
При упругом деформировании кристаллического тела с любой конечной скоростью уровень свободной энергии повышается, и рассеяние её в объеме происходит, благодаря наличию дефектов, что способствует переходу из термодинамически неравновесного в более равновесное состояние.

С увеличением нагрузки на образец в упругой области меняются механические характеристики, скорость релаксационного процесса и время выхода на установившуюся скорость релаксации. Одновременно с началом приложения нагрузки и выхода напряжения на установившуюся скорость наблюдается развитие АЭ, параметры которой зависят от величины приложенной нагрузки (рис. 4) [3].

Развитие АЭ в процессе выхода релаксации на установившуюся скорость свидетельствует о состоянии и изменении дефектной структуры, мощность которой зависит от величины приложенного напряжения. Зависимость интенсивности и плотности АЭ от возрастающей величины приложенной нагрузки свидетельствует об увеличении количества вовлеченных дефектов структуры титана в релаксационный процесс.

Следует отметить, что развитие АЭ происходит по мере увеличения нагрузки в упругой области на образец и практически прекращается при достижении постоянной скорости релаксации напряжения. Однако при увеличении $\sigma_o = k\sigma_{0,2}$ и приближении её к пределу текучести титана АЭ развивается и при выходе на установившуюся скорость релаксации (рис. 4*в*). Очевидно, происходит не только упорядочение дефектной структуры в поликристалле

титана, степень упорядочения которого зависит от величины приложенной нагрузки, но и продолжает действовать сдвигово-дислокационный механизм.



а) *б*) *в*)

Рисунок 4 – Развитие АЭ в зависимости от величины приложенной нагрузки $0{,}3\sigma_{0,2}$ (а), $0{,}6\sigma_{0,2}$ (б) и $0{,}9\sigma_{0,2}$ (в) в упругой области при комнатной температуре.

Выводы

1. Дефекты, образованные в процессе закалки, создают сложную микроструктуру, оказывающую существенное влияние на механические характеристики титана.
2. Дополнительная релаксация напряжения под нагрузкой в упругой области стабилизирует внутреннее напряжение, созданное закалкой, степень стабилизации которой зависит от величины приложенной нагрузки.

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования БелГУ.

Список использованных источников

1. Воротников Г.С., Ровинский Б.М. Релаксация напряжений в металлах и сплавах / В сб. «Релаксация напряжений в металлах и сплавах» под ред. В.С. Постникова. – М.: Металлургиздат, 1968. С. 44-57.
2. Влияние термической обработки на механические свойства технически чистого титана марки ВТ1-0 / Камышанченко Н.В., Никулин И.С., Кузнецов Д.П., Кунгурцев М.С // Радиационная физика твердого тела: тезисы XX Международного совещания. Севастополь, 5-10 июля 2010. С. 145-148.
3. Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьин Б.Н., Пекарш А.И., Муравьев В.И., Евстигнеев А.И. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. – М.: Машиностроение, 2002. 240 с.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

Черняева Е. В., Мерсон Д. Л., Хаймович П. А.
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
ННЦ „Харьковский физико-технический институт“, Харьков, Украина
E-mail: lena@smel.math.spbu.ru

ACOUSTIC EMISSION DURING INDENTATION OF PURE METALS

Chernyaeva E. V., Merson D. L., Khaimovich P. A.
St. Petersburg State University, St. Petersburg, Russia
Togliatti State University, Togliatti, Russia
Kharkov Institute of Physics and Technology, National Scientific Center, Kharkov, Ukraine
E-mail: lena@smel.math.spbu.ru

Acoustic emission (AE) during indentation of pure metals is studied. Dependences of spectral characteristics of AE signals on the position of metals in the periodic table of chemical elements and parameters of AE transducer are determined.

Разработка и применение неразрушающих методов контроля состояния материалов и конструкций является одной из наиболее важных задач в системе обеспечения промышленной безопасности. Совмещение методов кинетического индентирования и акустической эмиссии (АЭ), применение спектрального анализа сигналов АЭ и создание на этой основе новой методики неразрушающего контроля открывает широкие возможности в данном направлении. Оптимизм основан на том, что спектральных характеристики сигналов АЭ практически не зависят от таких внешних факторов, как скорость нагружения, вид индентора (твердосплавный или алмазный конус, шарик) и геометрия образца [1-3].

Однако до настоящего времени остается открытым вопрос о том, что именно определяет спектральные параметры, в частности, форму кривой спектральной плотности, т.е. какие факторы ответственны за формирование пиков (максимумов) на кривой спектральной плотности (характеристика датчика, тип кристаллической решетки металла, размер зерна и др.).

В настоящей работе предпринята попытка прояснить данный вопрос, для чего проведено систематическое исследование АЭ при индентировании образцов большого ряда чистых металлов, различающихся по типу кристаллической решетки, структуре и механическим свойствам.

1. Материалы и оборудование

Для исследования были изготовлены образцы металлов, имеющих близкие номера в 2-6 рядах периодах таблицы элементов Д.И.Менделеева (см. табл. 1). Образцы представляли собой круглые или прямоугольные пластинки толщиной около 1 мм и площадью 20-100 мм^2. Инициирование АЭ осуществлялось путем внедрения твердосплавного конического индентора со скоростью 1,0 мм/мин на испытательной машине ИМ-4А. Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли два широкополосных датчика АЭ одного типа (MSAE-L2) и производителя с несколько отличающимися АЧХ (см. рис.1) и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 87 dB и полосой пропускаемых частот 60÷1000 кГц. Индентирование образца производилось непосредственно на датчике (рис.2).

Таблица 1 – Справочные данные для исследованных металлов [4]

Металл	Ряд/группа	Z	M	Тип решетки	HB, кгс/мм^2	Плотность г/см3	Свойства при комнатной температуре
Элементы 2 периода							
Be	II/II	4	9,0	ГПУ	100-150	1,8	хрупкий
Элементы 3 периода							
Mg	III/II	12	24,3	ГПУ	30-36	1,7	низкопластичный
Al	III/III	13	27,0	ГЦК	20-25	2,7	пластичный
Элементы 4 периода							
Fe	IV/VIII	26	55,8	ОЦК	60-80	7,8	пластичный
Co	IV/VIII	27	58,9	ГПУ	120-130	8,9	пластичный
Ni	IV/VIII	28	58,7	ГЦК	70-90	8,9	пластичный
Cu	V/I	29	63,5	ГЦК	40-50	8,9	пластичный
Zn	V/II	30	65,4	ГПУ	30-40	7,1	хрупкий
Элементы 5 периода							
Zr	VI/IV	40	91,2	ГПУ	65-110	6,5	пластичный
Элементы 6 периода							
Nd	VIII/III	60	144,2	ГПУ	20-50	7	пластичный
Hf	VIII/IV	72	178,5	ГПУ	180-200	13	пластичный
Ta	VIII/V	73	180,9	ОЦК	45-125	16	пластичный

Z – номер элемента в Периодической таблице; M – атомная масса.

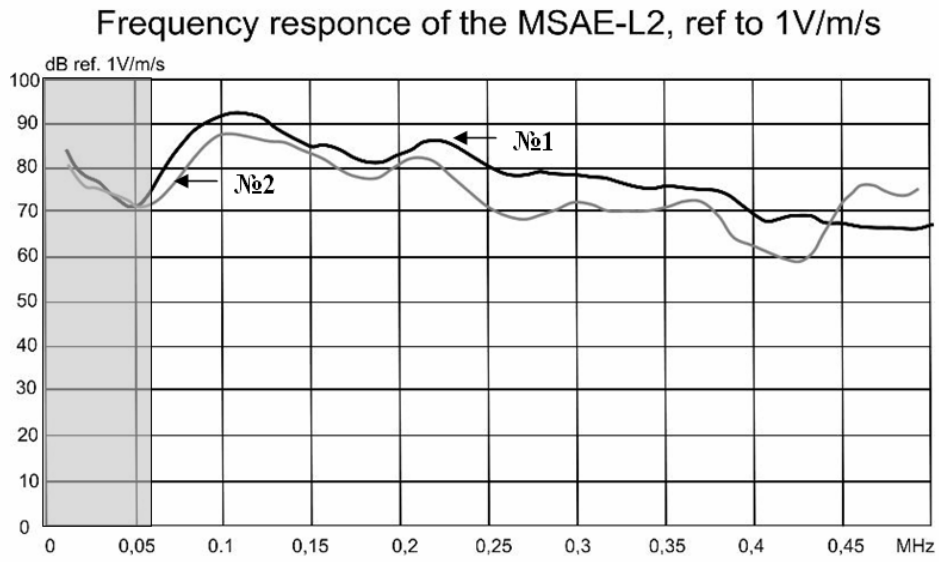


Рисунок 1 – Амплитудно-частотные характеристики двух датчиков MSAE-L2, производства г. Саров. Серым выделена нижняя граница фильтра.

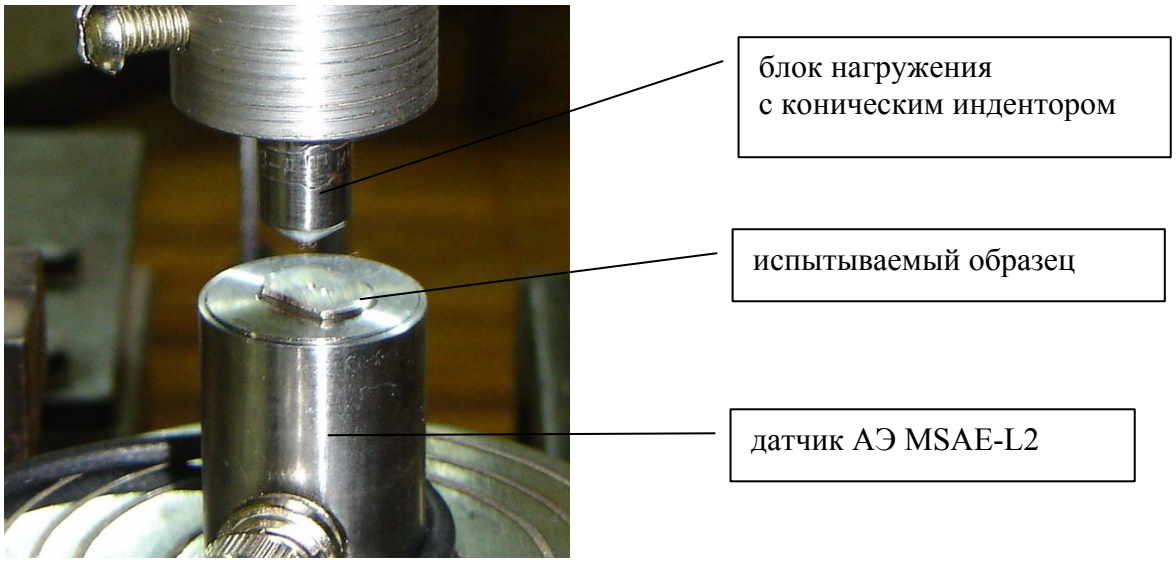


Рисунок 2 – Внешний вид нагружающего устройства установки

Все зарегистрированные сигналы АЭ с использованием методики цифрового распознавания и анализа спектральных образов [5] разбивали на группы по форме кривой спектральной плотности и сопоставляли спектральные портреты (усредненные для каждой группы формы кривой спектральной плотности). Данная методика не дает представления об энергии сигналов, поэтому дополнительно анализировали распределения сигналов АЭ в координатах «энергия – медианная частота*», которые для наглядности изображали в виде эллипсов рассеяния – областей, внутрь которых попадает не менее 95% сигналов АЭ.

2. Результаты и обсуждение

В табл. 2 приведены усредненные по нескольким уколам значения параметров: общее количество зарегистрированных сигналов (N), количество сигналов в первой (наиболее представительной) группе (N_1), отношение $N\backslash N_1$ в процентах, средняя энергия ($E_{ср}$) и средняя медианная частота ($F_{m\,ср}$) для первой группы и общее количество групп. Ниже, кроме специальных случаев, приведены результаты, полученные с помощью более чувствительного датчика №1 (рис.1), причем на рис.3-8 изображены совместно данные тех металлов, для которых кривые спектральной плотности первой группы наиболее близки друг к другу.

Обращает на себя внимание, что энергия АЭ-сигналов при индентировании всех пластичных металлов намного ниже, чем хрупких металлов (бериллий, цинк, и магний). По-видимому, именно процессы разрушения ответственны за появление большого количества мелких групп сигналов в магнии и цинке (табл. 2), у которых спектральные портреты первых групп оказались схожи (рис. 3). Любопытно, что легкий и хрупкий бериллий не разрушался под индентором, генерируя большое количество высокоэнергичных сигналов только одного вида.

Соседи по Периодической таблице магний и алюминий при похожих спектральных портретах, сильно различаются по разбросу значений параметров (рис.4).

* Медианная частота – это частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности на две равные части.

Таблица 2 –Параметры акустической эмиссии для чистых металлов

Металл	Ряд/группа	Тип решетки	N	N_1	$N\backslash N_1$, %	$E_{ср}$	$F_{m\ ср}$	Всего групп
Элементы 2 периода								
Be	II/II	ГПУ	247	238	96	8000	150	1
Элементы 3 периода								
Mg	III/II	ГПУ	297	199	67	1500	260	11
Al	III/III	ГЦК	177	175	99	1100	220	1
Элементы 4 периода								
Fe	IV/VIII	ОЦК	48	35	73	1300	170	3
Co	IV/VIII	ГПУ	51	41	80	1100	190	3
Ni	IV/VIII	ГЦК	56	54	94	1200	180	3
Cu	V/I	ГЦК	83	75	90	1000	240	3
Zn	V/II	ГПУ	250	208	84	15000	150	6
Элементы 5 периода								
Zr	VI/IV	ГПУ	336	285	84	3000	160	4
Zr+Nb	VI/IV	ГПУ	360	347	96	1000	180	2
Элементы 6 периода								
Nd	VIII/III	ГПУ	316	198	63	1100	260	7
Hf	VIII/IV	ГПУ	331	287	87	1100	220	5
Ta	VIII/V	ОЦК	80	63	79	1100	200	2

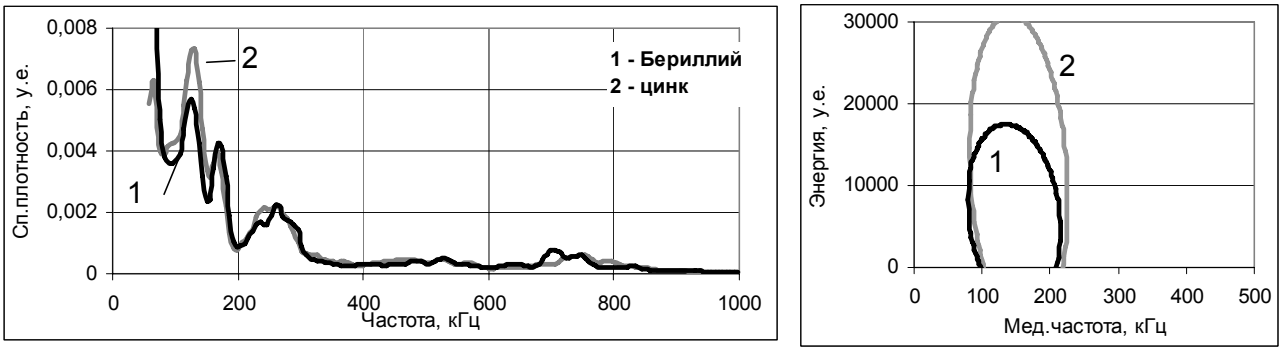


Рисунок 3 – Кривые спектральной плотности (слева) и области расположения сигналов основной группы в пространстве признаков «энергия – медианная частота» для бериллия (1) и цинка (2).

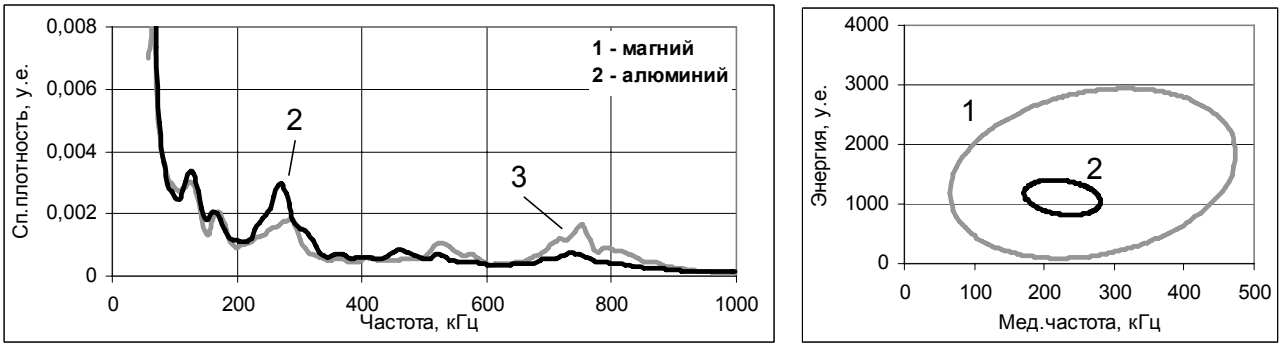


Рисунок 4 – Кривые спектральной плотности (слева) и области расположения сигналов основной группы в пространстве признаков «энергия – медианная частота» для магния (1) и алюминия (2).

В ряду элементов наиболее широко представленного 4 периода (Fe, Co, Ni, Cu и Zn) независимо от типа кристаллической решетки (ГЦК, ОЦК или ГПУ) все спектральные портреты близки друг к другу (рис. 3, 5 и 6), хотя соотношение высот наиболее крупных пиков может несколько отличаться. Практически идентичны распределения сигналов по энергиям и медианным частотам для кобальта и никеля (рис.5), обладающих и похожими физическими свойствами (табл.1). По сравнению с ними эллипс рассеяния для меди лежит несколько левее и ниже (рис.5). Железо было представлено модельными образцами высокой чистоты (99,999) с размерами зерна 50, 150 и 300 мкм и монокристаллом. Все они практически не различимы по спектральным параметрам (рис.6).

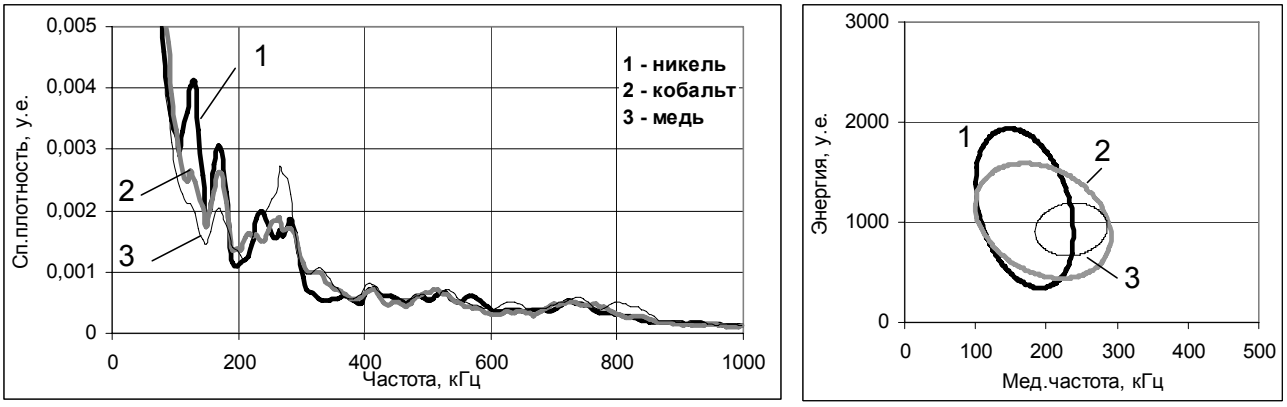


Рисунок 5 – Кривые спектральной плотности (слева) и области расположения сигналов основной группы в пространстве признаков «энергия – медианная частота» для никеля (1), кобальта (2) и меди (3).

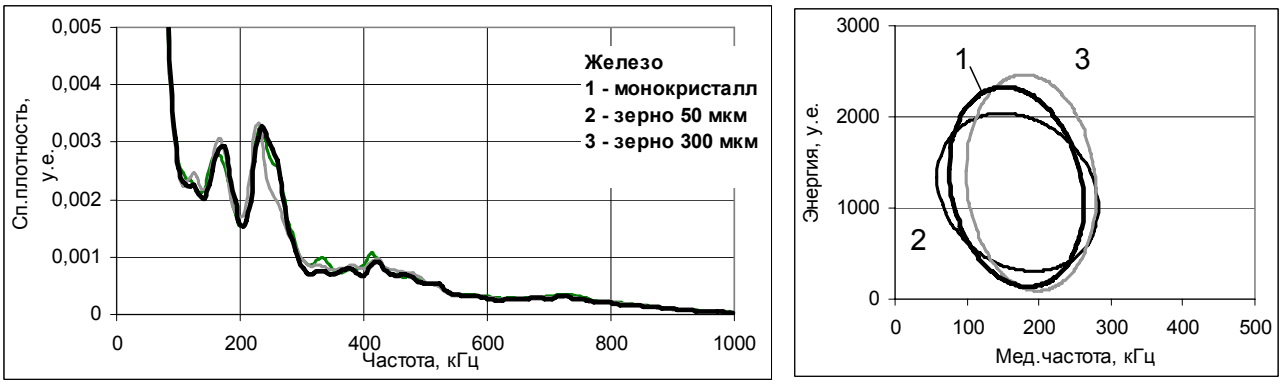


Рисунок 6 – Кривые спектральной плотности (слева) и области расположения сигналов основной группы в пространстве признаков «энергия – медианная частота» для монокристалла железа: (1) и железа с размером зерна 50 (2) и 300 мкм (3).

Все три представленных на анализ элемента из 6 периода (лантаноид неодим, гафний и тантал) были по своим акустическим параметрам как близнецы братья (рис.7) и ближе всего к элементам третьего периода (рис.4).

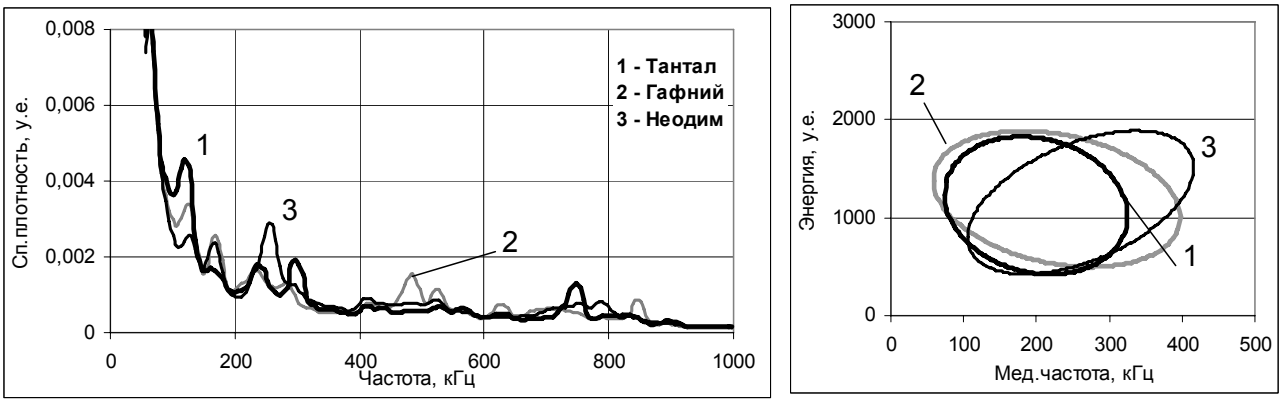


Рисунок 7 – Кривые спектральной плотности (слева) и область расположения сигналов основной группы в пространстве признаков «энергия – медианная частота» для тантала (1), гафния (2) и неодима (3).

Спектр АЭ-сигналов циркония (рис. 8) похож на спектры бериллия и цинка, а их энергия находится между бериллием и большинством пластичных металлов (табл. 2). Добавка ниобия приводит к сглаживанию пиков на кривой спектральной плотности в области низких частот (рис. 8) и снижению в три раза средней энергии сигналов АЭ. Отметим, что введение в чистый металл примесей всегда приводит к снижению энергии акустического излучения (см, например, [6])

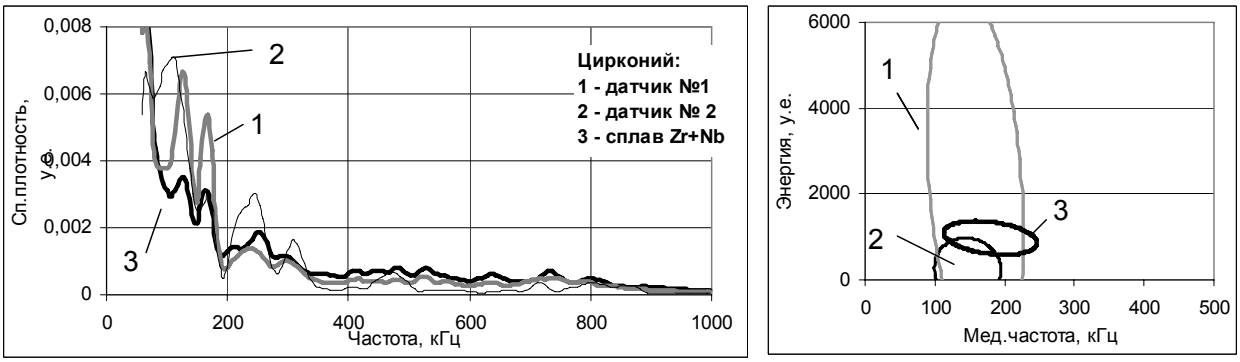


Рисунок 8 – Кривые спектральной плотности (слева) и область расположения сигналов основной группы в пространстве признаков «энергия – медианная частота» для циркония (1 – для датчика №1 и 2 – для датчика № 2) и сплава Zr+Nb (3).

Для выяснения влияния АЭ-датчика на результаты спектрального анализа, было проведено сравнение результатов АЭ-исследования некоторых металлов двумя датчиками с несколько различающимися АЧХ (рис. 1). Эти результаты представлены на рис.8 на примере циркония. Видно, что наибольшее несоответствие спектров наблюдается в низкочастотной области, хотя именно в этой области АЧХ обоих датчиков подобны. Незначительная на первый взгляд разница в чувствительности привела к тому, что в самых «тихих» металлах акустических сигналов датчиком №2 зарегистрировать вообще не удалось, а в остальных случаях энергия АЭ оказалась почти на порядок ниже. Необходимо отметить, что несмотря на достаточно большую разницу полученных разными датчиками кривых спектральной плотности, расположение на них наиболее крупных пиков по частоте для обоих датчиков одинаково (рис.8). Но еще более важно, что эти частоты не совпадают с максимумами на АЧХ обоих датчиков, т.е. не АЧХ датчика задает положение пиков на спектральных портретах!

3. Основные выводы

Принимая во внимание все данные, представленные в табл. 2 и на рис. 3–8, можно выделить следующие основные закономерности.

1. Для всех металлов с ГПУ решеткой (за исключением кобальта) количество регистрируемых сигналов АЭ за один укол (250÷360) в несколько раз выше, чем для металлов с другими типами решетки (50÷180).
2. В хрупких металлах энергия единичных сигналов на порядок выше, чем в пластичных, даже при отсутствии в явном виде растрескивания.
3. Форма кривой спектральной плотности в большей мере зависит от номера периода таблицы Д.И.Менделеева, в котором находится данный элемент, и в меньшей степени от ряда, группы и типа кристаллической решетки.
4. Форма спектральной плотности не зависит от размера зерна (если это не приводит к смене механизмов деформирования), но может зависеть от чистоты металла.
5. Снижение чистоты металла приводит к снижению энергии сигналов АЭ.
6. Частоты, соответствующие вершинам пиков на кривых спектральной плотности, не являются прямым следствием амплитудно-частотных характеристик применяемых датчиков АЭ.
7. Полученные данные свидетельствуют о единой природе происхождения сигналов АЭ при индентировании различных металлов, однако их недостаточно для объяснения причин образования пиков на кривой спектральной плотности в каждом конкретном случае.

. Список использованных источников

1. Черняева Е. В., Мерсон Д. Л., Мещеряков Д.Е. Акустическая эмиссия в термообработанных сталях при индентировании и одноосном растяжении //Изв. Самарского научного центра РАН. Спец. выпуск «Технологии управления организацией. Качество продукции и услуг. - Вып.6., 2008. – С.91-97
2. Мерсон Д.Л., Черняева Е.В., Мещеряков Д.Е. Применение спектрального анализа акустической эмиссии для оценки состояния образцов стали 20 // Деформация и разрушение, №1. 2009. С. 44-48.
3. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. Спектральный анализ акустической эмиссии как перспективный метод оценки состояния материалов /в кн. Перспективные технологии и методы контроля - Витебск: изд-во УО «ВГТУ», 2009 – с.316-359
4. Свойства элементов: Справ. Изд. В 2-х кН./ Под ред. Дрица М.Е. – М.: Издательский дом, 2003.
5. Мерсон Д.Л., Разуваев А.А., Виноградов А.Ю.. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия. - 2002. - № 7. - С. 37-46.
6. Vinogradov A., Merson D., Patlan V., Hashimoto S. Effect of solid solution hardening and stacking fault energy on plastic flow and acoustic emission in Cu-Ge alloys // Materials Science and Engineering. 2003. A341. P. 57–73.

РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В ТВЕРДЫХ ТКАНЯХ ЗУБОВ

Зайцев Д. В.[1], Григорьев С. С.[2], Панфилов П. Е.[1].
[1]*Уральский Государственный Университет, Екатеринбург, Россия*
[2]*Уральская Государственная Медицинская Академия, Екатеринбург, Россия*
E-mail: Dmitry.Zaitsev@usu.ru

EVOLUTION OF CRACKS IN HARD TOOTH TISSUES

Zaytsev D. V.[1], Grigoriev S. S.[2], Panfilov P. E.[1].
[1]*Ural State University, Ekaterinburg, Russia*
[2]*Ural State Medical Academy, Ekaterinburg, Russia*
E-mail: Dmitry.Zaitsev@usu.ru

The aim of this work is to investigate microstructure near the crack tip in dentin and enamel. It was shown that in both cases, crack tip is blunted and ahead it situated narrow band with pore – like cracks. Grown of crack occur due to grow main crack and it junction with pore – like cracks.

Изучение прочностных свойств твердых тканей зубов (дентина и эмали) поможет понять механизмы деформации и разрушения. Эти знания будут полезны в выборе реставрационных материалов и оценки времени жизни патологических тканей. Целью настоящей работы было изучение роста трещин в дентине и эмали. Микроструктура образцов исследовалась методами оптической (МИМ-8М, отражение и МБИ-6, просвет) и электронной металлографии (JEM-200CX, просвет). Трещины в образцах возникали в процессе их обработки. Как в дентине, так и в эмали траектория роста трещин не была связана со структурой материалов и определялась геометрией нагрузки. Трещины обладали большим углом раскрытия при вершине, порядка 10^0 – 15^0, и в некоторых случаях перед ними располагалась сателлитная/порообразная трещина. Изучение трещин в проходящем свете, показало, что в обоих типах тканей, перед вершиной трещины находилась полоса, лежащая на траектории ее роста, отличающаяся по контрасту от окружающего материала, в которой располагались порообразные трещины. В некоторых случаях перед вершиной трещины было видно утонение материала. Эти результаты также были подтверждены исследованием трещин в просвечивающем электроном микроскопе (Рис. 1). Подобная картина роста трещин наблюдается в фольге алюминия (Рис. 2). Понятно, что механизмы пластичности в твердых тканях зубов и алюминии, различны, но механизмы роста трещин подобны. Из выше перечисленных результатов можно сделать заключение, что рост трещин в дентине и эмали происходит, как за счет их собственного роста, так и за счет объединения с сателлитными трещинами в зоне предразрушения.

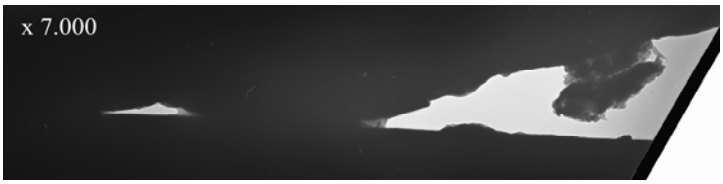


Рисунок 1 – Вершина трещины в дентине, просвечивающая электронная микроскопия



Рисунок 2 – Вершина трещины в алюминии, просвечивающая электронная микроскопия

Исследования частично поддержаны Министерством Образования и Науки РФ (# 2.2.2.2/5579) и CRDF (USA) (# RUXO-005-EK-06/ BG7305 & BG9305).

ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ПРОЦЕССЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ

Мерсон Д. Л., Дементьев С. И., Иоффе А. В., Суворов П. В.
ТГУ, Тольятти,
ОАО «Самарский ИТЦ», Самара
E-mail: d.merson@tltsu.ru

RESEARCH ACOUSTIC EMISSION DURING HYDROGEN INDUCED CRACKING SAMPLES OF THE STEEL

Merson D. L., Dementiev S. I., Ioffe A. V., Suvorov P. V
Togliatti State University, Togliatti, Russia
Samara STC, Samara, Russia
E-mail: d.merson@tltsu.ru

Acoustic emission (AE) during 09GSF (low-carbon steel with about 1%Mn, 0,5%Si, 0,3%V) steel samples exposure in H_2S containing media was investigated. The samples to special heat treatment with sensitive and non-sensitive to hydrogen induced cracking were obtained. As a result of experiments it is registered a three different type of acoustic emission signals. Shown, that the most numerous signals are low-frequency signals (type I), they are linked to hydrogen bubbles evolution. Type II – middle-frequency signals, they are linked to sulfide film formation. Ratio of type II signals decreasing in time. Type III – high-frequency signals linked to fracture process, this signals registered in HIC sensitive coupons only.

Исследована акустическая эмиссия (АЭ) в процессе выдержки образцов стали 09ГСФ в H_2S-содержащей среде. Благодаря специальным режимам термообработки, были получены образцы, склонные и стойкие к водородному растрескиванию. В результате проведенных экспериментов были зарегистрировано три основных типа сигналов АЭ, отличающихся по спектральному составу. Показано, что наиболее многочисленные сигналы – низкочастотные (тип I), связаны с выделением пузырьков водорода, среднечастотные (тип II), содержание которых с течением времени уменьшается, – с образованием сульфидной пленки, а высокочастотные (тип III), которые регистрируются только в образцах, склонных к водородному растрескиванию, – с процессами разрушения.

Стали, работающие в H_2S содержащих средах могут подвергаться процессам водородного охрупчивания. Для обнаружения склонности материала к водородному растрескиванию (ВР), в настоящее время, используются стандартные испытания (NACE TM0177 и NACE TM0284) с выдержкой в сероводородной среде с последующим анализом структуры и механических свойств. В этих испытаниях определяются коэффициенты растрескивания (CSR - Crack Sensitivity Ratio – коэффициент чувствительности, CLR - Crack Length Ratio – коэффициент длины трещины, CTR - Crack Thickness Ratio – коэффициент толщины трещины) для трех равноудаленных сечений образца. Оценка, основанная на вычислении этих коэффициентов, не достаточно объективна (малая выборка – три сечения). Последующая металлография выявляет трещины, образовавшиеся в течение всего периода испытания, и не дает представлений о кинетике процесса накопления повреждаемости.

Акустическая эмиссия (АЭ) – эффективный метод неразрушающего контроля деградации металла. В отличие от других методов (ультразвуковой контроль, цветная, магнитопорошковая дефектоскопия), позволяет оценивать процессы, протекающие в материале, в реальном времени.

В настоящей работе предпринята попытка разделить сигналы АЭ, регистрируемые в процессе наводороживания трубной стали, по природе происхождения и на этой основе исследовать кинетику процесса водородного растрескивания.

1. Материалы и методика экспериментов

В качестве материала для исследования были выбраны образцы трубной стали марки 09ГСФ в двух состояниях: после штатной и специальной термообработки (далее 09ГСФ(Т)), снижающей склонность к водородному растрескиванию. Идея работы заключалась в том, что, сравнивая АЭ-информацию в склонном и стойком к ВР материалах, можно выделить сигналы АЭ, ответственные за водородное растрескивание. Режимы термообработки и склонность образцов к ВР (по NACE TM0284-96 [1]) приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Режимы термообработки и склонность образцов к ВР

Образец	Режим термообработки	Склонность к ВР		Толщина, мм
		CLR, %	CTR, %	
09ГСФ	Контролируемая прокатка + ускоренное охлаждение, $T_{кон.прок}$ = 790–795°С, $T_{уко}$ = 600. Интенсивность охлаждения 20 °С/с. ВО: $T_{печи}$ =720 °С, τ = 6мин	28	9,7	11
09ГСФ (Т)	Контролируемая прокатка + ускоренное охлаждение, $T_{кон.прок}$ = 790–795°С, $T_{уко}$ = 600. Интенсивность охлаждения 20 °С/с. Закалка: $T_{мет}$ = 950–970°С, $T_{печи}$ = 970–980 °С, τ = 2мин, ФО: $T_{мет}$ = 620–630°С, $T_{печи}$ = 900–920 °С	0	0	12

Перед испытаниями образец закрепляли в отверстии крышки сосуда таким образом, чтобы его рабочая часть попадала в коррозионный раствор (рис. 1). Широкополосный датчик АЭ устанавливали на приваренный к образцу переходник. Испытания проводились в буферном растворе (согласно EFC 16 [2] раствор 5% NaCl и 0.4% CH_3COONa в дистиллированной воде) под давлением 1 бар H_2S. Образцы выдерживали в коррозионной среде 100 часов. Запись сигналов АЭ проводили через каждые сутки в течение 2-х часов (от 2 до 4-х сессий записи ежедневно) с помощью АЭ-системы «ЭЯ-2», которая включала: промышленный компьютер с платами АЦП, усилитель MSAE-FA010, датчик MSAE-L2 и оригинальное программное обеспечение по сбору и обработке АЭ-информации.

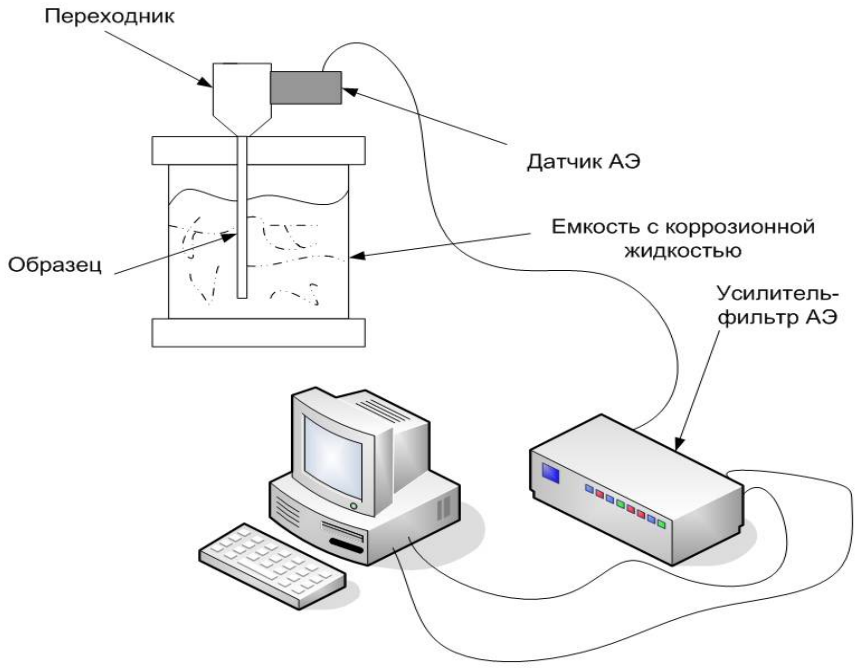


Рисунок 1 – Схема установки

Для каждого зарегистрированного сигнала АЭ осуществляли дискретное преобразование Фурье (по алгоритму БПФ Кули-Тьюки). Все сигналы были рассортированы на группы, исходя из принципа подобия формы кривых спектральной плотности [3]. При этом предполагалось, что природа происхождения сигналов АЭ в разных группах различна, но внутри группы едина. За одну сессию регистрировали до 10 различных групп сигналов, однако группы, в которые попадало менее 1% из числа принятых за данную сессию сигналов АЭ, из рассмотрения исключались. Кроме того, все зарегистрированные сигналы АЭ отображали в пространстве признаков «Энергия – Медианная частота[1]».

2. Результаты и их обсуждение

Визуальный осмотр поверхности образцов, проведенный после окончания испытаний, как и ожидалось, показал наличие водородного растрескивания только в образцах 09ГСФ («выпучины» на рис.2).

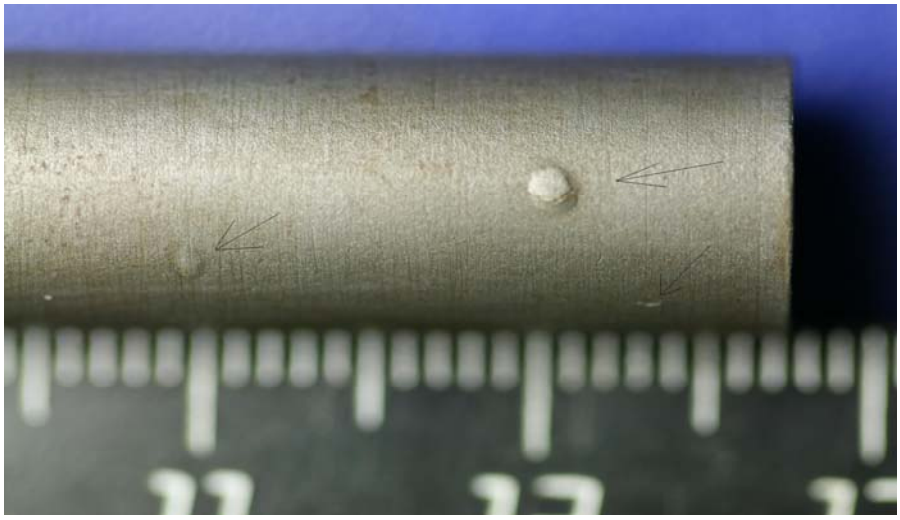


Рисунок 2 – Образование «выпучин» на поверхности образца стали 09ГСФ

Все зарегистрированные в экспериментах сигналы АЭ по форме спектральной плотности (рис.3) можно отнести к трем основным типам (I, II и III) и их модификациям (I-II, II-I и II-III), однако их распределение во времени для разных образцов существенно отличается (табл.2 и рис.4). В таблице 2 количество сигналов АЭ разных типов показано в относительных единицах (%), т.к. по продолжительности сессии отличались друг от друга.

В образцах со специальной термообработкой зарегистрированы сигналы только I-го и II-го типов и их модификации: I-II или II-I (табл.2). Очевидно, что указанные модификации – суть различные суперпозиции сигналов первых двух типов, излучаемых одновременно. В первые двое суток существенных изменений в характере АЭ не наблюдается: сигналы типа I составляют порядка 65%, а типа II – 22%. Начиная с третьих суток (50 часов) количество сигналов I-го типа непрерывно растет, а II-го, наоборот, убывает и на пятые сутки, остаются, практически сигналы только I-го типа (рис.4*а*).

Для образцов со штатной обработкой картина существенно сложнее. Как и в предыдущем случае, в первые сутки наблюдаются сигналы только первых двух типов, но при этом доминирует модификация I-II. Начиная со вторых суток, уже почти 40% составляют сигналы нового типа: II-III и III (табл.2 и рис.4*б*). Далее (на третьи и четвертые сутки) присутствуют сигналы всех основных типов, а на пятые, как и в первом случае, – тип I становится доминирующим.

[1] Частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности на две равные части

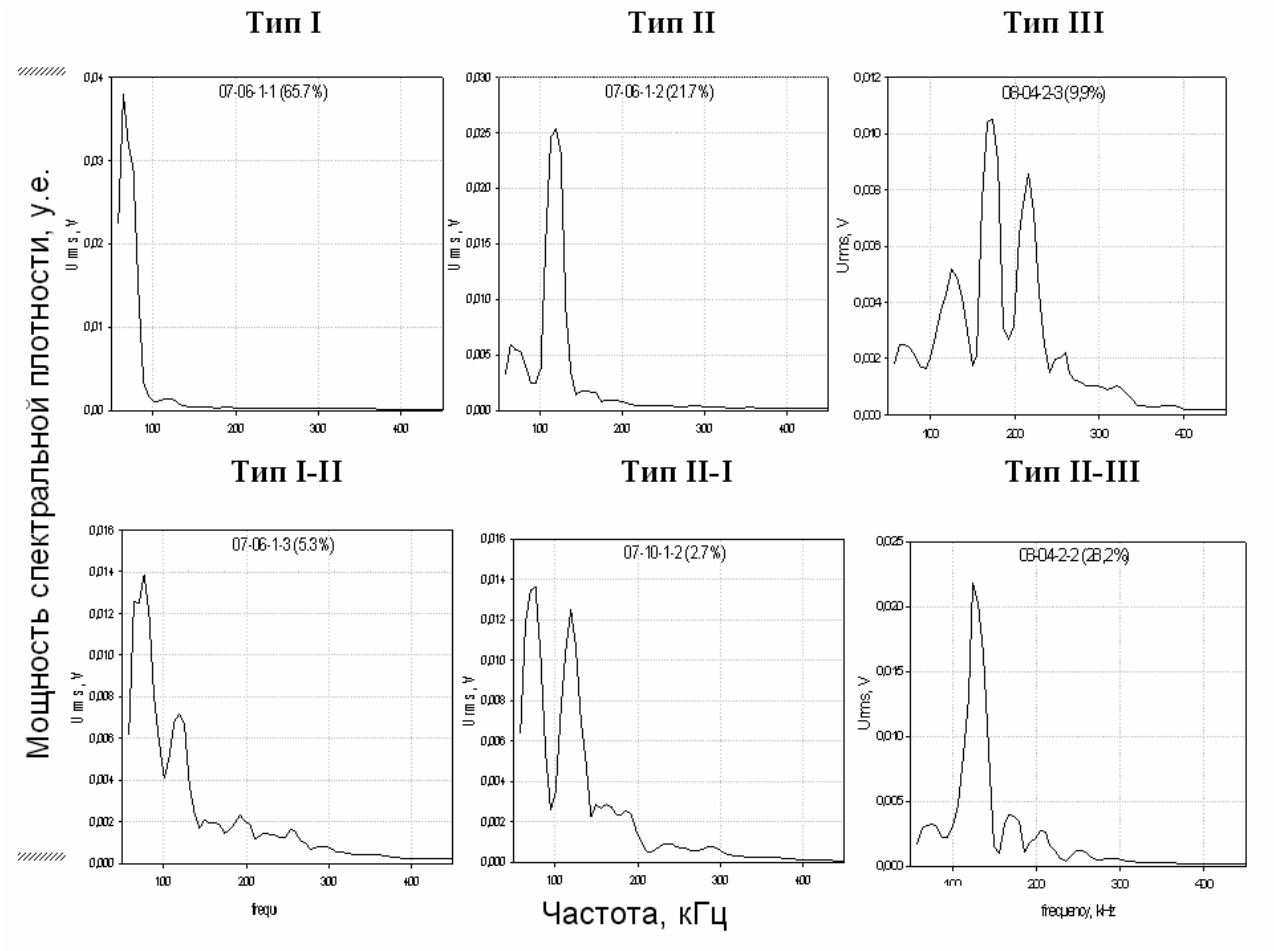
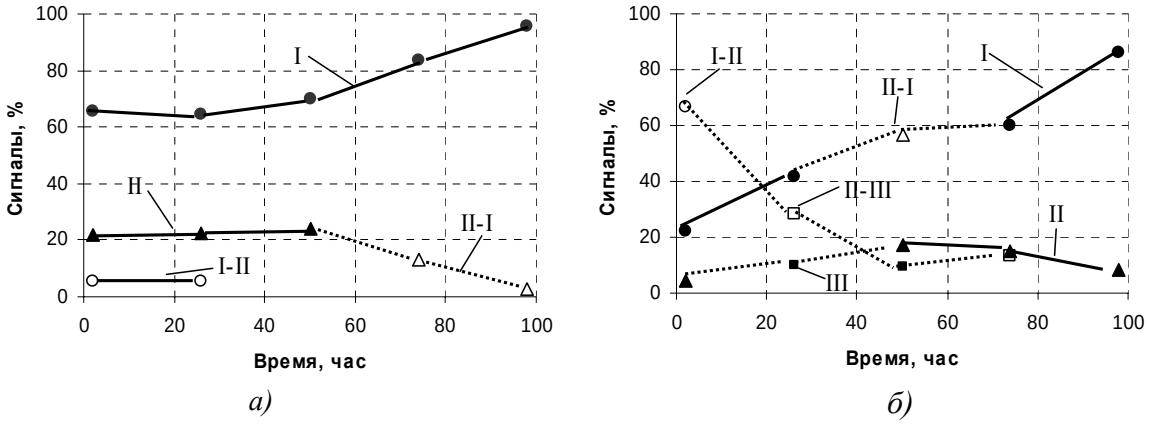


Рисунок 3 – Спектральные портреты основных типов сигналов АЭ



а) *б)*

Рисунок 4 – Изменение во времени количественного состава регистрируемых сигналов АЭ по типам для образцов стали 09ГСФ со специальной (а) и штатной (б) термообработкой

Установленные выше тенденции можно проследить и в распределениях сигналов АЭ в пространстве признаков: Энергия – Медианная частота (рис.5). Анализируя эти распределения в целом для всех сессий, можно выделить три основных кластера (овалы на рис.5): кластер I с медианными частотами 60÷70 кГц, кластер II – с частотами 110÷140 кГц и кластер III – с частотами 150÷200 кГц. Очевидно, что номера кластеров совпадают с типами сигналов, приведенными на рис.3.

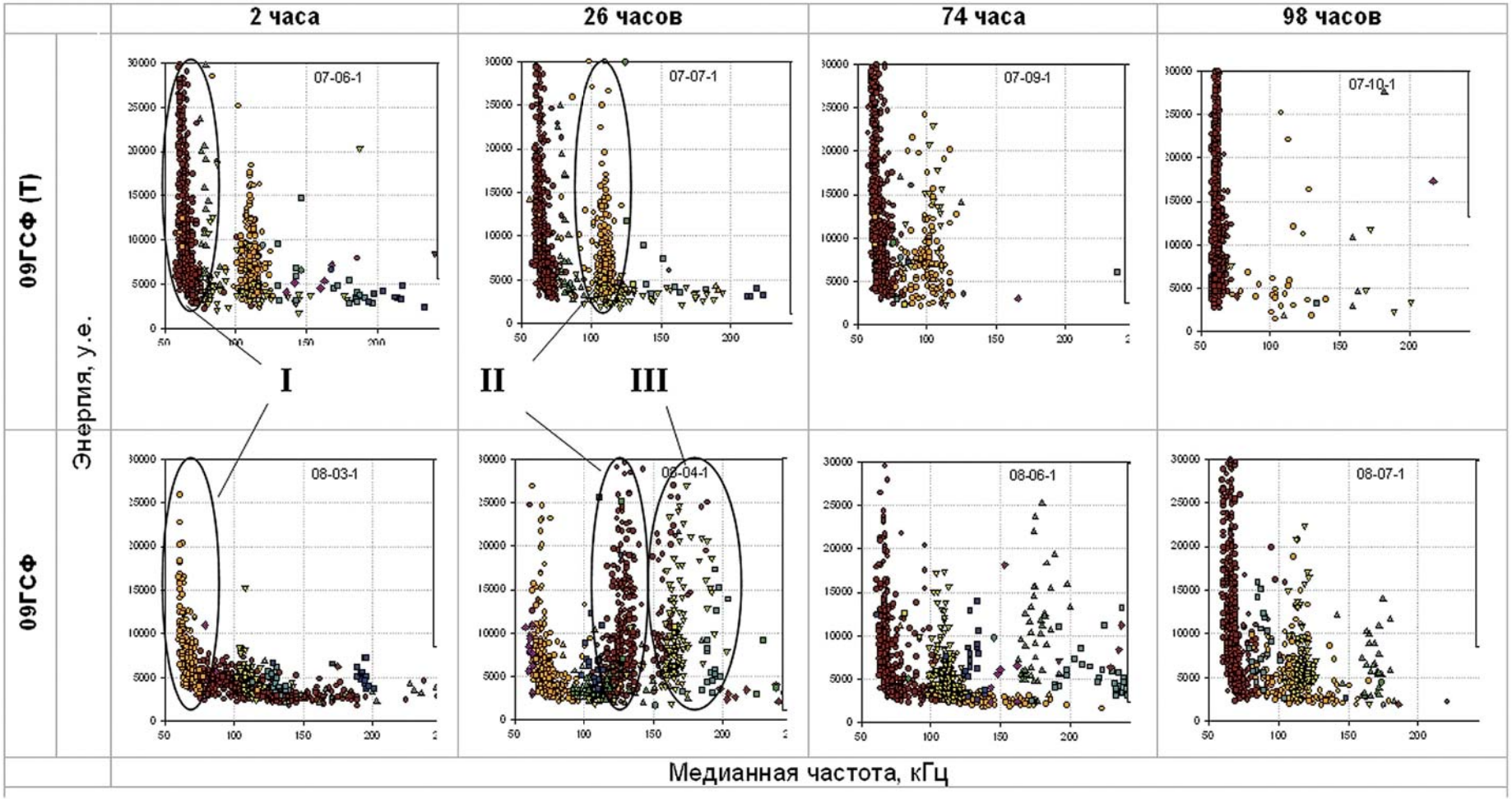


Рисунок. 5 – Распределения сигналов АЭ в пространстве признаков «Энергия – Медианная частота» в разные периоды наблюдения. Овалами выделены кластеры сигналов АЭ различных типов

Таблица 2 – Относительное количество сигналов АЭ разного типа

Часы	Тип образца	Тип сигналов АЭ, % (в скобках – обозначения на рис.4)					
		I (●)	I-II (○)	II-I (Δ)	II (▲)	II-III (□)	III (■)
2	09ГСФ (Т)	65,7	5,3		21,7		
	09ГСФ	22,2	66,9		4,3		
26	09ГСФ (Т)	64,7	5,6		22,6		
	09ГСФ	41,8				28,2	9,9
50	09ГСФ (Т)	69,7			24,1		
	09ГСФ			56,4	17,3		9,4
74	09ГСФ (Т)	83,6		13,1			
	09ГСФ	60			15,1	13,2	
98	09ГСФ (Т)	95,9		2.7			
	09ГСФ	86,1			8,6		

Рассматривая совместно все полученные экспериментально данные, можно придти к следующим заключениям.

1. Во всех испытаниях, независимо от времени наблюдения, большинство сигналов АЭ составляют наиболее низкочастотные сигналы (тип I). Следовательно, эти сигналы связаны с некоторым непрерывным процессом, очевидно – с выделением пузырьков водорода во время наводороживания.

2. Второй тип сигналов АЭ (II) также наблюдается во всех образцах, но их содержание после трех суток выдержки начинает постепенно уменьшаться. Наиболее вероятно, что эти сигналы связаны с образованием сульфидной пленки на свободной поверхности металла. По-видимому, в образцах со штатной термообработкой образование сульфидной пленки идет легче и количество испускаемых сигналов АЭ, соответствующих этому процессу (тип II), соизмеримо с числом сигналов I-го типа. В результате, сигналы чаще всего накладываются друг на друга, поэтому в основном регистрируются сигналы смешанного типа I-II (табл.2). После того, как на всей поверхности образуется сульфидная пленка, сигналы II-типа прекращаются.

3. Принимая во внимание, что сигналы типов III и II-III регистрируются только в образцах, склонных к водородному растрескиванию, можно сделать вывод, что они связаны с процессами трещинообразования в результате наводороживания. Поскольку, при образовании «выпучин» (рис.2) часть поверхности обнажается, на ней снова может образовываться сульфидная пленка, поэтому в образцах со штатной термообработкой, в отличие от специальной, сигналы II-го типа полностью не исчезают (табл.2).

4. Метод акустической эмиссии может стать весьма эффективным инструментом для мониторинга процессов водородного растрескивания, как в лабораторных, так и производственных условиях.

Работа выполнена при поддержке ГК №2316 ФЦП «кадры».

Список использованных источников

1. NACE International Standard Test Method NACE TM0284-96, Evaluation of pipeline and pressure vessel steels for resistance to Hydrogen Induced Cracking, NACE, 1996.
2. S. Eliassen, L. Smith, P. Jackman, Guidelines on materials requirements for carbon and low alloy steels for H2S-containing environments, Oil and gas production 2nd Edition European Federation of Corrosion (EFC number16), 2002.
3. Мерсон Д.Л., Разуваев А.А., Виноградов А.Ю.. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия. - 2002. - № 7. - С. 37-46.

АНОМАЛИИ СТРУКТУРЫ И СОПУТСТВУЮЩИЕ ИМ АНОМАЛИИ РАЗРУШЕНИЯ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ

Кудря А. В., Соколовская Э. А., Салихов Т. Ш., Скородумов С. В.
НИТУ «МИСиС», Москва, РФ
E-mail: AVKudrya@misis.ru

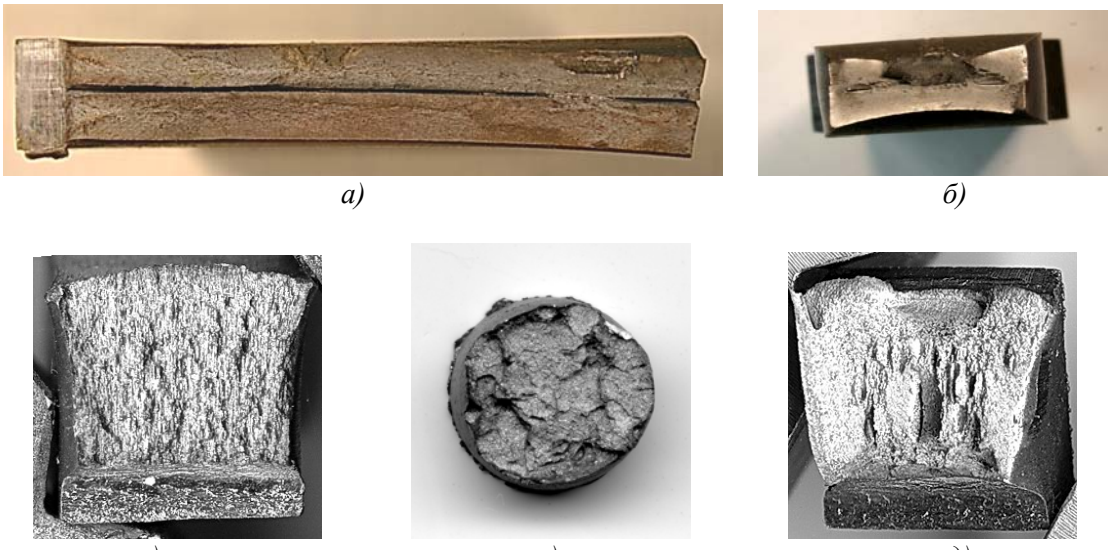
THE ANOMALIES IN THE STRUCTURE AND THE ASSOCIATED ANOMALIES OF DESTRUCTION IN THE PIPE STEEL

Kudrya A. V., Sokolovskaya E. A., Salikhov T. Sh., Skorodymov S. V.
MISiS, Moscow, RF
E-mail: AVKudrya@misis.ru

Identification of critical factors of metallurgical quality and creation of the necessary management tools require the understanding of the evolution of defects and their influence on the final properties of the metal. This problem is unlikely to be solved through varying the composition or technology without analyzing the structural causes of failures of plasticity and viscosity. To determine the causes of failures of plasticity and viscosity it is necessary to understand the fracture mechanisms of various microstructures, based on the measured statistics of the geometry of the structure.

Сопротивляемость разрушению трубной стали определяется структурными и металлургическими факторами. В рамках стандартной, хорошо отлаженной технологии, различная морфология неметаллических включений (включая особенности их распределения в объеме), наличие разномасштабной структурной неоднородности (вследствие широкого спектра траекторий технологии в пределах поля допуска) – одна из основных причин разброса прочности, пластичности и вязкости металла [1]. Это снижает конкурентоспособность отечественной металлопродукции. В этой связи выявление критических факторов структуры, провоцирующих преждевременное разрушение, примесей, неметаллических включений, их совместного влияния на вязкость стали представляет как научный, так и практический интерес.

Анализ результатов механических испытаний ряда трубных сталей показал, что там, где уровень свойств находился, как правило, на нижнем пределе, в изломах наблюдались аномалии разрушения (рис. 1).

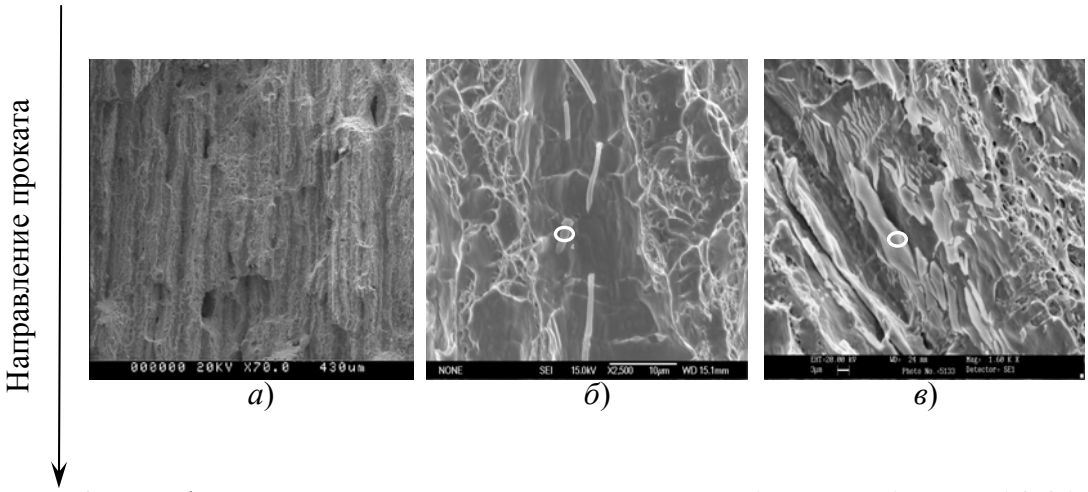


а) *б)* *в)* *г)* *д)*

Рисунок 1 – Аномалии изломов в листовых сталях а) 09Г2ФБ; б)10Г2ФБЮ; в) 12Г2СБ; г) 09Г1С; д) 16Г2АФ

Так, например, в изломах образцов из сталей 09Г2ФБ и 10Г2ФБЮ после испытания падающим грузом (ИПГ) и растяжения присутствовал осевой расслой (рис.1*а, б*), в стали 12Г2СБ в изломах ударных образцов наблюдались расслоения (рис. 1*в*), в стали 09Г2С после испытания на растяжение в Z-направлении в плоскости излома был обнаружен дефект, классифицируемый в соответствии с заводскими нормативными документами как "белые пятна" (рис. 1*г*), в стали 16Г2АФ и 17Г1С-У была обнаружена аномалия вязкого разрушения - шиферообразный излом (рис. 1*д*) [2].

Такие аномалии разрушения обычно свидетельствуют о наличии развитой структурной неоднородности. Для понимания структурных причин провалов пластичности и вязкости необходим анализ механизмов разрушения в сопоставлении с количественной оценкой разномасштабных структур. Так в сталях 16Г2АФ и 17Г1С-У низкие показатели ударной вязкости сопровождались появлением шиферообразного излома (рис. 2а-в). Поверхность излома представляла собой канавки, вытянутые вдоль направления прокатки, на дне которых были неметаллические включения, обрывки ниток или плены, которые микроанализатор (JSV-35 CF) определил как сульфиды марганца [2]. В изломах стали 12Г2СБ, на стенках расслоений, обнаружили оксиды алюминия размером от 3 мкм.

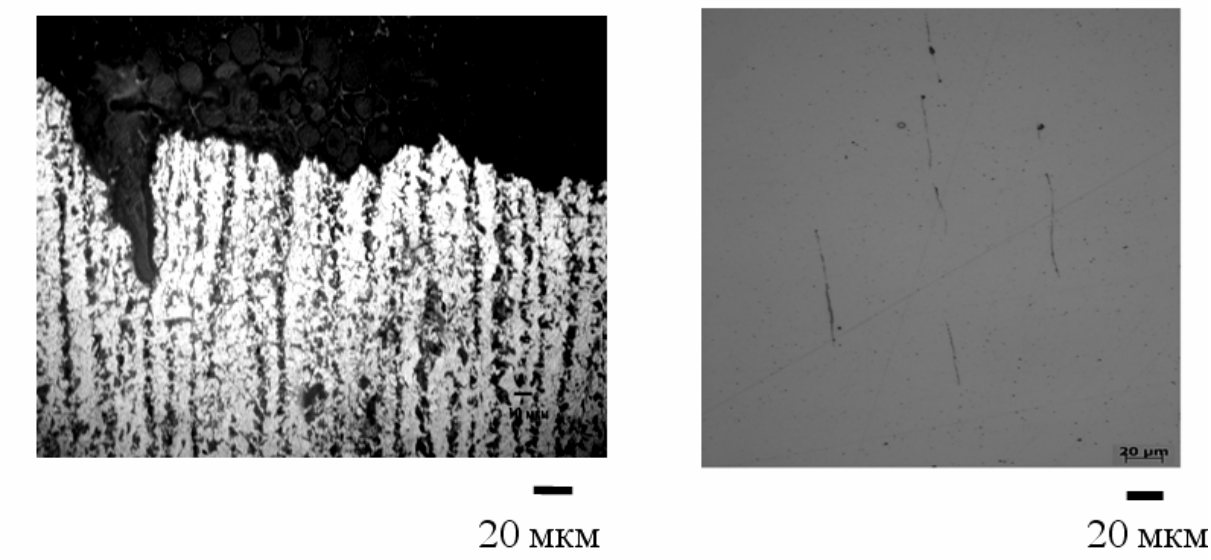


а) *б*) *в*)

Рисунок 2 – Морфология поверхности разрушения ударных образцов: *а,б* – сталь 16Г2АФ при разных увеличениях; *в* – сталь 17Г1С-У

В микроструктуре сталей наблюдалась феррито-перлитная полосчатость. Суммарная ширина полос феррита и перлита (20 ± 6 и 8 ± 3 мкм, соответственно) в стали 16Г2АФ отвечала в среднем ширине микроборозки шиферообразного излома (по измерениям на лазерном профилографе [3]). Сопоставление протравленного шлифа (после распила излома перпендикулярно плоскости проката) и поверхности разрушения показало, что ко дну канавок прилегают более хрупкие полоски перлита (рис. 3а)

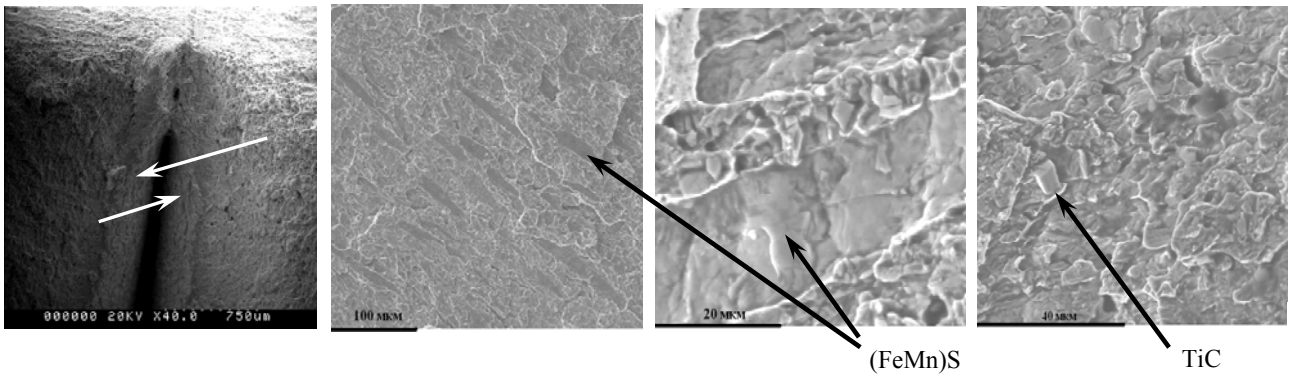
Ориентированность неметаллических включений, в первую очередь сульфидов, вдоль направления прокатки видна даже невооруженным глазом на металлографическом шлифе (рис. 3б). Это означает, что сера при кристаллизации, оттесняясь в межосья дендритов, приводит к образованию после прокатки ниток сульфидов. Приграничные с ними слои обогащены марганцем, поэтому в них втягивается углерод. Охлаждение с температур прокатки способствует образованию в этих областях полос перлита. При последующей деформации и разрушении (при ударных испытаниях) проявляется совместное влияние различных структурных составляющих: на границе раздела ниток сульфидов с перлитом под напряжением образуются цилиндрические поры в плоскостях среза, которые, последовательно сливаясь, образуют характерную картину шиферообразного излома. Этому сопутствует снижение ударной вязкости.



а) *б*)

Рисунок 3 – Металлография микроструктур (*а*) и неметаллических включений (*б*) стали 16Г2АФ

Дальние последствия ликвации наблюдаются также и после непрерывной разливки. В частности, в сталях 10Г2ФБЮ и 09Г2ФБ испытания падающим грузом выявили в вязких изломах расслоения (рис. 4*а*) в центральной части образца. На их внутренних стенках были обнаружены ленты сульфидов марганца шириной 20 ± 3 и длиной 100 ± 20 мкм (рис. 4 *б,в*), а также отдельные включения кубической формы (рис. 4*г*) размером от 4 мкм (карбиды титана).



а) *б*) *в*) *г*)

Рисунок 4 – Строение расслоя (*а*) в изломе образца ИПГ сталь 09Г2ФБ; *б, в*) ленты сульфидов марганца; *г*) включения карбидов титана.

По толщине листа микроструктура неоднородна – преимущественно феррито-перлитная полосчатость. Ближе к середине (по толщине) тех листов, где в изломах образцов ИПГ наблюдались расслои, была обнаружена другая структурная составляющая.

Такая неоднородность микроструктуры, в особенности макростроения непрерывно литой заготовки (НЛЗ), вызвана переменной концентрацией химических элементов по толщине листа при разливке на машинах непрерывного литья заготовок радиального типа [4]. Неоднородность макроструктуры может наследоваться на последующих этапах передела. Если дендритное строение непрерывнолитой заготовки сохраняется в листе толщиной до ~25мм, то фронтальная ликвация, зародившаяся при разливке, может проявить себя на любой стадии производства, или при эксплуатации, так, например, как в трубах из стали 09Г2ФБ, где после травления в поперечном сечении наблюдались осевые дефекты.

Такие расслои в изломе продольных образцов могут привести к повышению ударной вязкости. Поэтому, традиционные методы аттестации качества металлопродукции не являются достаточно эффективными. Наибольшую вероятность выявления дефектов структуры листа, обусловленных металлургическим качеством дают испытания в Z-направлении, где разрушение «самоорганизуется» в образце по грязному слою. Именно так, по скоплениям сульфидов («белые пятна» в изломе) разрушались образцы из стали 09Г2С при растяжении в третьем направлении.

Это определяет необходимость развития средств и методов измерения разномасштабных структур и разрушения для изучения природы прочности, пластичности и вязкости с целью разработки объективных приемов управления качеством металла.

Работа выполнена в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.2/2085) и благодаря финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00995-а).

Список используемых источников

1. Сталь на рубеже столетий. Под ред. Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС. 2001. С. 445-543.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Пономарёва М.В., Скородумов С.В., Глухов М.Г. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 30-36.
3. Кузько Е.И., Кудря А.В., Стариков С.В. // Заводская лаборатория. 1992. № 9. С. 63-66.
4. Шабалов И.П.. Шафигин З.К., Муратов А.Н. Ресурсосберегающие технологии производства толстолистового проката с повышенными потребительскими свойствами. – М.: Металлургиздат, 2007. – 352 с.

ВОЗМОЖНОСТИ ОПИСАНИЯ МОРФОЛОГИИ ИЗЛОМОВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Соколовская Э. А., Скородумов С. В., Акименкова В. А., Белова А. А., , Перова Ю. Н., Шумских А. Г.
НИТУ «МИСиС», Москва, РФ
E-mail: Sokolovskaya@misis.ru

FEATURES DESCRIPTIONS OF THE MORPHOLOGY OF FRACTURES OF STRUCTURAL STEELS

Sokolovskaya E. A., Skorodymov S. V., Akimenkova V. A., Belova A. A., Perova Y. N., Shymskikh A. G.
MISiS, Moscow, RF
E-mail: Sokolovskaya@misis.ru

To determine the causes of failures of plasticity and viscosity it is necessary to understand the fracture mechanisms of various microstructures, based on the measured statistics of the geometry of the structure. However, the analysis breaks is mostly qualitative, as it is based on the visual comparison with standards. This determines the need to develop tools and methods for their measurement, relating corresponding algorithms and models.

Измерение морфологии изломов структурно-неоднородных сталей позволяет оценить взаимодействие (или конкуренцию) различных механизмов разрушения (вязкий, хрупкий зернограничный и транскристаллитный и др.). Это необходимо для выявления критических параметров структуры, лимитирующих разрушение [1,2]. Измерение изломов представляет собой достаточно трудоёмкую процедуру, реализация которой стала возможной только в последнее время в связи с ростом вычислительных мощностей и появлением необходимых

программных продуктов. Надёжная информация о топографии рельефа позволяет внести в измерение изломов количественные оценки. Для различных материаловедческих задач, как правило, используются свои эффективные приёмы анализа изломов, границы и особенности эффективного применения которых требуют своего уточнения [1,3].

Основные источники информации об изломе: результаты синтеза 3D-картины из нескольких 2D-кадров (стереофотограмметрия); косвенный анализ 3D-особенностей по "плоским" снимкам (2D-кадрам). Для объективной оценки топографии изломов с одной стороны необходимо соответствующее разрешение (увеличение), с другой – представительный объём выборки. Стремление к максимальной детализации изображения исследуемого объекта обычно приводит к необходимости увеличения просмотренной площади излома и трудоёмкости эксперимента соответственно, поэтому обоснование минимально необходимой площади просмотра – обязательное условие фрактографического анализа.

Существуют различные подходы к описанию изломов. Так, например, важную информацию о разрушении даёт определение доли той или иной составляющей в изломе [4] (не путать с измерением "доли хрупкого излома" в % как отношение площади хрупкого квадрата ко всему сечению образца). Однако нередко получаемые результаты, могут быть (на первый взгляд) противоречивы. Именно так соотносились работа разрушения и доля зернограничной составляющей в изломе ударных образцов стали 15Х2НМФА с понижением температуры испытания [5], когда между изменением хладноломкости и доли зернограничной составляющей в изломе не было обнаружено прямой связи.

Фрактографический анализ панорам, "склеенных" из 2D-кадров, полученных в растровом электронном микроскопе HITACHI S800 при увеличении х50, показал, что морфология структурных составляющих в изломах стали 15Х2НМФА весьма многообразна. В изломе наблюдались элементы вязкого разрушения, фасетки скола и квазискола, фрагменты хрупкого зернограничного разрушения (межзеренные фасетки и полоски зернограничной ликвации). С понижением температуры испытания количество вязкой составляющей уменьшалось, при этом больше становилось доля хрупкого излома (рис. 1).

Наличие зернограничной составляющей в изломе – признак преждевременного охрупчивания, вызванного сегрегациями фосфора, сурьмы, олова и мышьяка по границам зерна аустенита. Появление зернограничной составляющей в изломе стали 15Х2НМФА, например, способствовало смещению порога хладноломкости (T_k) в область более высоких значений температур.

Однако, как показали наши наблюдения, опасно не только наличие зернограничной составляющей в изломе, существенную роль играет ее морфология, включая неоднородность размещения на поле излома. В частности, наблюдаемая в изломах стали 15Х2НМФА широкая гамма разновидностей областей зернограничного разрушения в виде рассеянных по дну макрохрупкого квадрата отдельных зерен, полос ликвации, мелкой россыпи хрупких участков, крупных скоплений - причина неоднородности хладноломкости.

При рассмотрении одного из механизмов хрупкого транскристаллитного разрушения – скола – информативные признаки, связанные со структурой, обычно сложнее (ветвистость гребней, их высота, ориентировка фасеток). В частности, в высоколегированной, низкоуглеродистой стали типа 13Х11Н2В2МФ-Ш их ориентировка – два вектора расположенных примерно под одним углом к направлению распространения магистральной трещины. Поэтому в таких случаях трудно обойтись одной процедурой простого сегментирования для однозначной идентификации механизма разрушения.

Ценность полученных результатов будет прямо зависеть от того, насколько корректно определены границы между той или иной составляющей на изображении излома. Например, в изломах ударных образцов из стали 40Х2Н2МА, отпущенных при 200 ^{0} С и испытанных при температуре кипения жидкого азота, измерение поперечного размера фасеток квазискола (~ 5 - 8 мкм) тремя наблюдателями дало ошибку их определения от 5 до 25 %.

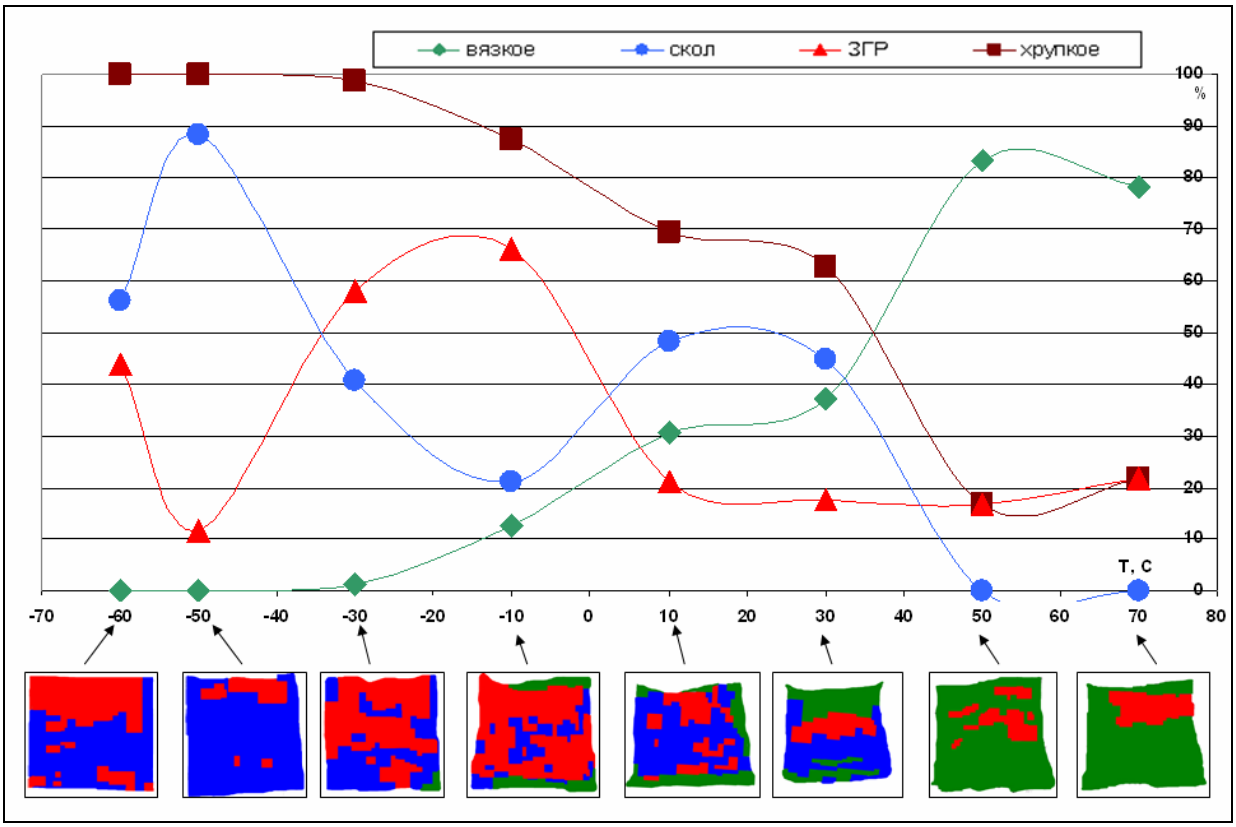


Рисунок 1 – Соотношение различных механизмов разрушения и география их расположения в изломах ударных образцов из стали 15Х2НМФА при различных температурах испытания

Очевидно, что только автоматизированные методы оконтуривания составляющих фасетки могут обеспечить необходимую степень воспроизводимости результатов измерения их геометрии. Такая методика может быть основана на результатах изучения распределения интенсивности яркости (в 265 оттенках серого) на изображении хрупкого излома. В частности, показано (рисунок 2), что уровень интенсивности яркости тела фасеток и их границ различается, это может быть использовано для автоматического сегментирования объектов.

Проводимая с этой целью бинаризация по выбранному уровню переводит изображение в матрицу вида "1-0", где "0" отвечает поверхности фасетки, а "1", разделяющим их гребням отрыва.

Необходимо достаточно взвешенно подходить к выбору критериев для оценки изломов. Так, например, длительное время продолжаются попытки использовать в этих целях понятие фрактальной размерности D [6]. Наблюдаемую нередко противоречивость результатов, когда идентичным изломам соответствуют различные значения D, а отличающимся изломам, напротив – одинаковые значения фрактальной размерности, удалось объяснить недостаточной статистикой экспериментальных данных [3]. Из полученных результатов также следует, что значения D могут совпадать (при условии достоверного их определения), но из этого не вытекает идентичность механизмов разрушения, поскольку излом не является фракталом.

В ряде случаев для описания хода развития трещины может быть полезным использование аппарата случайных функций [1]. Считается, что его применение справедливо для стационарного случайного процесса [7]. Для исследуемых нами изломов это условие выполнялось не менее чем для 70 % траекторий хрупкого и смешанного (транскристаллитное хрупкое и вязкое разрушение) т.е. изломы в своём большинстве являются однородными.

Из случайного процесса $z(x)$ и производных $z_x=\partial z/\partial x$, $z_{xx}=\partial^2 z/\partial x^2$ можно определить его инварианты (моменты спектра): $m_0=\langle z^2\rangle$; $m_2=\langle z_x^{\,2}\rangle$; $m_4=\langle z_{xx}^{\,2}\rangle$, описывающих среднеквадратичную амплитуду, средний наклон и плотность максимумов [1]. В работе было показано,

что распределение первых разностей высот по критерию Колмогорова - Смирнова [8] имело экспоненциальный вид, отсюда неизбежны ограничения при определении "среднего периода" случайных колебаний 2Λ - интервала корреляции между пересечениями $z(x)$ с нулевым уровнем (z =0) и среднего расстояния $\Lambda=\pi\sqrt{(m_2/m_0)}$. При оценке возможностей использования данного подхода к анализу изломов также было установлено, что на получение надёжных значений параметров оказывает влияние объём первичной выборки измерений геометрии рельефа.

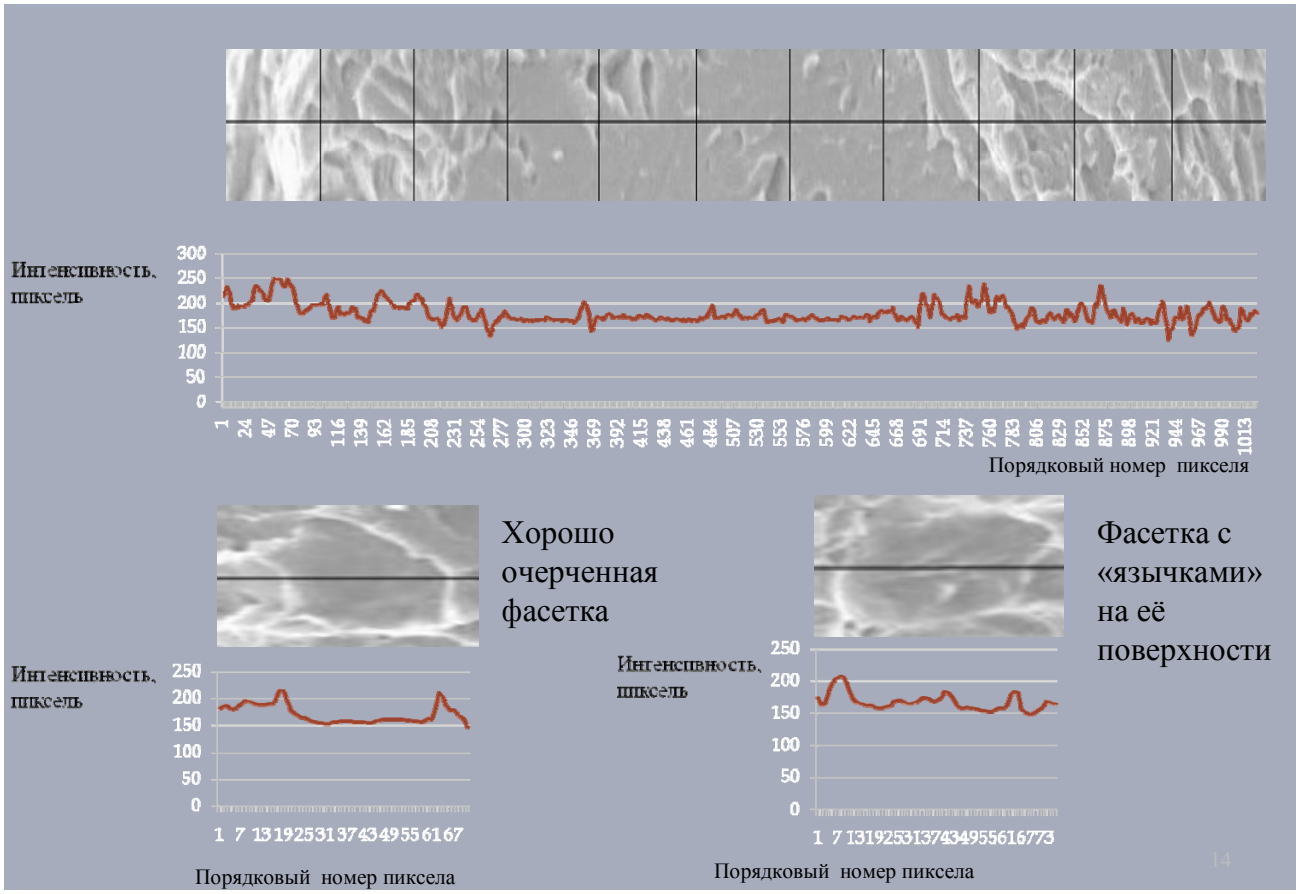


Рисунок 2 – Изменение интенсивности яркости изображения хрупкого излома в зависимости от топографии рельефа

Таким образом, практика использования компьютеризированных процедур при фрактографическом анализе показывает их широкие возможности для классификации изломов: стали доступными массовые измерения рельефа, есть готовые алгоритмы и программы. Однако их применение обусловлено необходимостью учёта особенностей конкретной задачи, наличием исходных гипотез о связи свойства со структурой, выбором оптимального набора стандартных процедур измерения. Формальный подход к их применению может привести к получению некорректных результатов и выводов.

Работа выполнена в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.2/2085) и благодаря финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00995-а).

Список использованных источников

1. Штремель М.А. // МиТОМ. 2005. № 5. С. 35-43.
2. Кудря А.В. // МиТОМ. 2005. № 5. С. 18-23.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ. 2010. № 1. С. 38-44.

4. Ежов А.А., Герасимова Л.П. Разрушение металлов. М.: Наука, 2004, 400с.
5. Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А., Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Чернобаева А.А., Кузько Е.И., Хорева Е.Г. // Известия Вузов. Черная металлургия. 2009. № 9. С. 23-28.
6. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука. 1994. 383 с.
7. Бокс Дж., Дженкинс Г. Анализ временных рядов. Прогноз и управление. Вып.1: Пер. с англ. – М.: Мир, 1974. – 408 с.
8. Кудря А.В., Штремель М.А. // МиТОМ. 2010. № 8. С. 32-39.

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТЕОРИТОВ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Гроховский В. И.[1], Гладковский С. В.[2], Козловских Е. С.[1], Пятков А. А.[1], Бородин Е. М.[2]
[1]*Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия,*
[2] *Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия.*
E-mail: grokh47@mail.ru

STRUCTURAL ASPECTS OF METEORITES FAILURE AT IMPACT LOADING

Grokhovsky V. I.[1], Gladkovsky S. V.[2], Kozlovskikh E. S[1]., Pjatkov A. A. [1], Borodin E. M.[2]
[1]*Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia,*
[2]*Institute of Engineering Science of the Ural Branch RAS, Ekaterinburg, Russia.*
E-mail: grokh47@mail.ru

Meteorites materials and ice instrumented impact testing results at room and liquid nitrogen temperatures as well as impact specimens fractographic data are presented. Analyses of experimental impact loading curves make it possible to divide total fracture energy into crack initiation and crack propagation energy. The performed study clears up that the process of meteoritic materials failure is greatly affected by their chemical composition, type of microstructure and test temperature.

Проблема исследования структуры и свойств материалов внеземного происхождения (метеориты и астероиды) в последнее время принимает особую актуальность в связи с осознанием кометно-астероидной опасности для Земли и изысканием возможностей ее предотвращения. Кроме того, характер разрушения при соударении тел в космическом пространстве, метеорных тел в земной атмосфере или при ударе о поверхность Земли определяется, прежде всего, его прочностными характеристиками [1]. Однако к настоящему моменту в научной литературе данные о механических свойствах каменных и железных метеоритов весьма ограничены [2], а исследования по влиянию состава и структуры метеоритного вещества на показатели прочности с позиций механики разрушения практически не ведутся. Более того, большая часть данных о механических характеристиках получена при испытаниях на сжатие образцов, и лишь несколько результатов относятся получены к механическим испытаниям на растяжение [3,4]. В связи с этим в настоящей работе были изучены механические характеристики метеоритного вещества различного химического и структурного состава при статическом и динамическом (ударном) нагружении и фрактографические особенности микростроения поверхностей разрушения.

Механические испытания в условиях статического нагружения проводились при комнатной температуре по схеме трехточечного изгиба на универсальной серво-гидравлической машине Instron-8801 со скоростью перемещения активного захвата 1 мм/с. Испытания на

ударный изгиб проводились на стандартных ударных образцах с U–образным надрезом при температурах 300К и 77К по ГОСТ 9454 с использованием инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M. Фрактографический анализ изломов образцов метеоритов осуществлялся на растровых электронных микроскопах JEOL JSM-66490LV (ЦКП УрФУ, оператор Карабаналов М.С.) и TESCAN VEGA II XMU (Институт машиноведения УрО РАН, оператор Смирнова С.В). Стандартные образцы для механических испытаний были вырезаны из октаэдрита Сихотэ-Алинь (монокристаллический и поликристаллический фрагменты), ударно-нагретого железного метеорита Дронино, атаксита Чинге, хондрита Царев. Для сравнения были проведены эксперименты с ледяными образцами.

В процессе проведения испытаний на ударный изгиб фиксировалась величина общей работы разрушения образцов (A) и записывались диаграммы ударного нагружения в координатах «нагрузка (усилие)-перемещение». Обработка диаграмм ударных испытаний позволила разделить общую работу разрушения образцов (A) на ее составляющие – работу зарождения трещины ($A_з$) и работу распространения трещины ($A_р$).

Типичные диаграммы (рис.1 *а-в*) ударного нагружения представлены на рис.1. Высокоэнергоемкому разрушению вещества метеорита Дронино (образец Дронино №2) при комнатной температуре испытаний соответствует диаграмма с плавным спадом нагрузки после достижения ее максимального значения. Хрупким образцам, испытанным при 300К соответствует диаграмма с ярко выраженным пиком нагрузки при малых значениях смещения (≈ 0,001 м). Для образца метеорита Дронино (Дронино №4), сохранившего значительный запас ударной вязкости при температуре жидкого азота, на диаграмме удара наблюдается резкое падение нагрузки после достижения ее максимума, что свидетельствует о реализации хрупкого разрушения на завершающей стадии развития трещины.

Согласно полученным экспериментальным данным, приведенным на рис. 2 и в табл.1, самой высокой ударной вязкостью обладает метеорит Чинге. Несколько меньшими значениями KCU обладает вещество железного метеорита Дронино. В обоих случаях структура металла представляет собой дисперсную смесь двух или более фаз. Поверхность разрушения этих образцов имеет ямочное строение, характерное для вязкого излома (рис. 3, *в*). Для образцов из вещества метеорита Сихотэ-Алинь невысокие значения ударной вязкости даже для монокристаллических фрагментов метеорита обусловлены преобладанием транскристаллитного скола в камасите (рис.3,*б*).

Значения ударной вязкости образцов, выполненных из каменного метеорита Царёв и изо льда, близки и на три порядка величины ниже по сравнению с железным метеоритом Чинге. При этом в образце метеорита Царёв на зарождение и распространение трещины потребовалось затратить равное количество энергии, тогда как в образце, выполненном изо льда, работа зарождения трещины составляет 95% от общей работы разрушения.

Для вещества метеоритов Дронино и Чинге с высокими значениями KCU были проведены испытания образцов метеоритов, охлажденных до температуры жидкого азота (77 К). Результаты представлены на рисунке 4 в сравнении с данными, полученными во время испытаний при комнатной температуре образцов, изготовленных из тех же фрагментов метеоритов. Из представленных диаграмм видно, что с понижением температуры испытания от комнатной до жидкого азота ударная вязкость образцов существенно уменьшается, что типично для многих материалов на металлической основе.

Однако для образцов метеорита Дронино энергия разрушения при пониженной температуре уменьшилась в 44 раза, когда для образцов метеорита Чинге всего лишь в 1,9. В последнем случае в изломе образца и после низкотемпературных испытаний сохраняется вязкое ямочное строение (рис.3,*а*). Это может быть связано с различным структурным составом данных метеоритов. Следует отметить, что доля работы зарождения трещины выше при пониженной температуре для всех образцов по сравнению с испытаниями при комнатной температуре. Наиболее высокие значения KCU как при комнатной температуре, так и при температуре жидкого азота отмечены для вещества высоконикелевого атаксита Чинге, имеюще-

го субмикроскопическую структуру, состоящую из смеси дисперсионных α-Fe(Ni, Co), α_2-Fe(Ni, Co)и γ-Fe(Ni, Co) фаз.

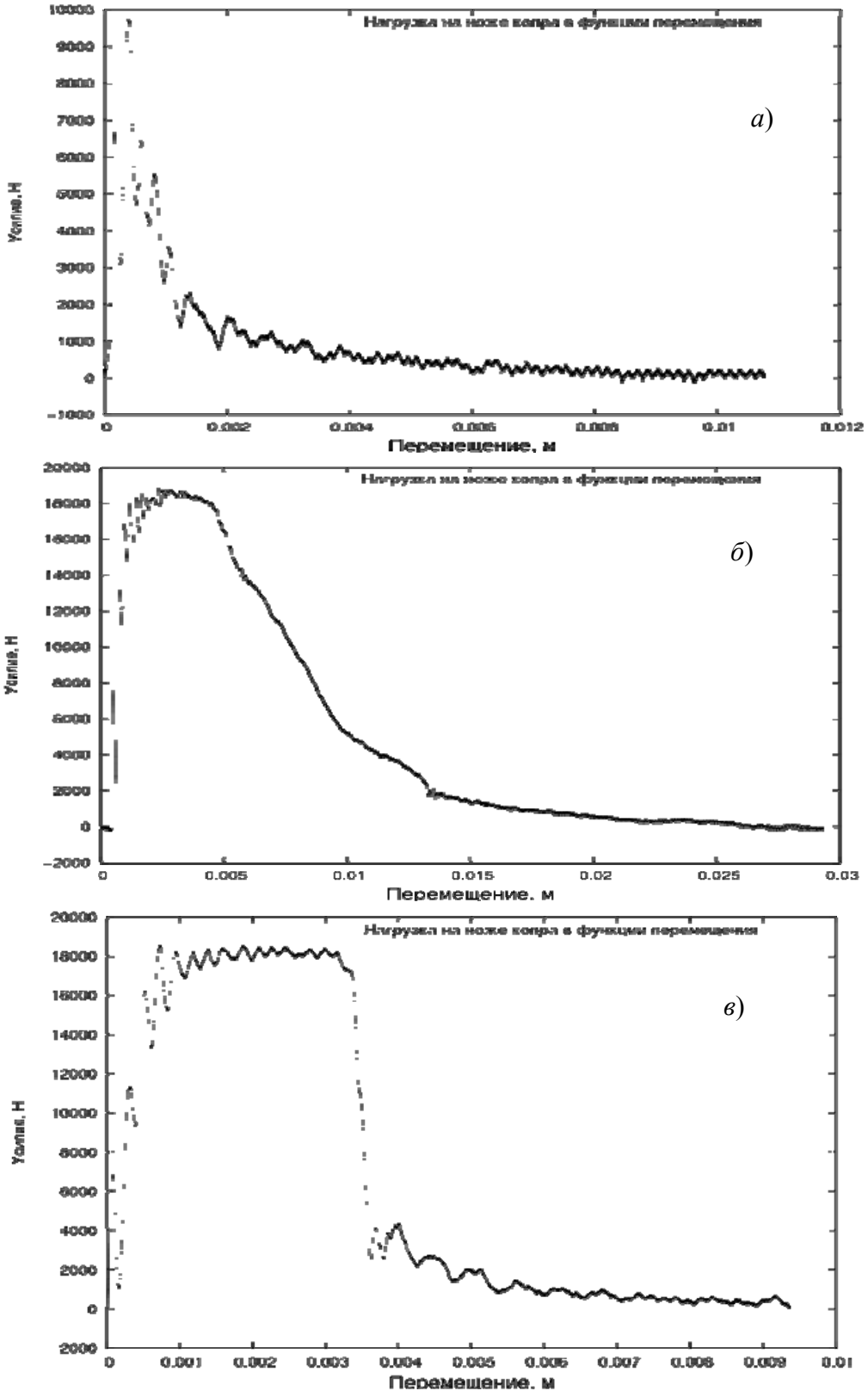


Рисунок 1 – Экспериментальные диаграммы ударного нагружения: *а*) Сихотэ-Алинь № 2 (300К)*, б*) Дронино №2 (300К), *в*) Дронино №4 (77К)



а)

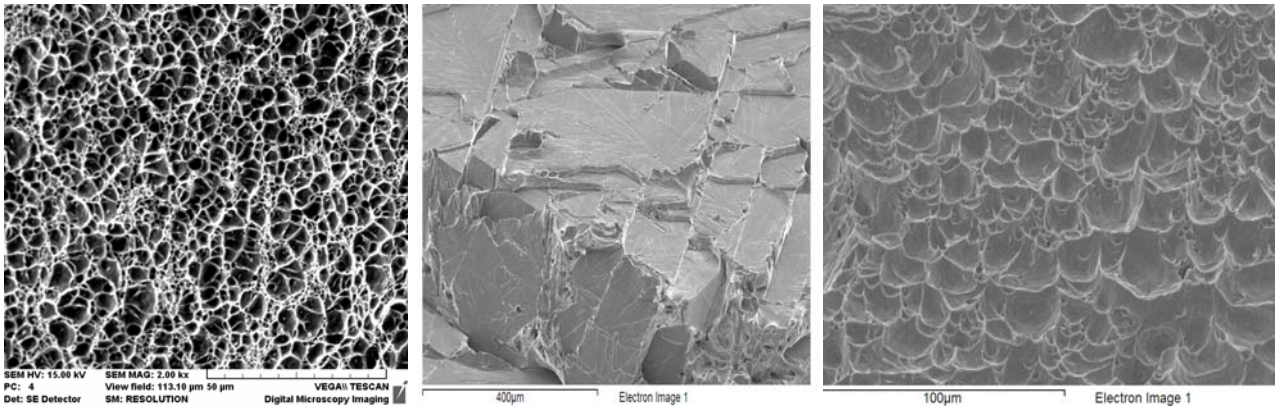


б)

Рисунок 2 – Значения ударной вязкости (а) и отношение работы зарождения и работы распространения трещины (б) при ударных испытаниях при 300 К

Таблица 1 – Прочностные свойства метеоритов

N	Фрагменты метеоритов	300 К		77 К		Трёхточечный изгиб, $\sigma_{изг}$, МПа
		KCU, кДж/м^2	*A*р/*A*	KCU, кДж/м^2	*A*р/*A*	
1	Сихотэ-Алинь IIAB, поликристалл					5,06
2	Сихотэ-Алинь IIAB, монокристалл №1	103	0,67			
3	Сихотэ-Алинь IIAB, монокристалл №2	137	0,84			
4	Дронино, железный, аномальный №1	218	0,29			
5	Дронин, железный, аномальный, поликристалл	1500	0,95			
6	Дронино, железный, аномальный №4			47,2	0,59	
7	Дронино, железный, аномальный №3	2070	0,84			
8	Чинге IVB №1	2210	0,79			
9	Чинге IVB №2			1170	0,50	
10	Царёв L5 №1	5,7	0,50			
11	Царёв L5 №2					32,25
12	Лёд	3,4	0,05			



а *б* *в*

Рисунок 3 – Микростроение изломов метеоритных образцов: *а*) Чинге №2 (77К), *б*) Сихотэ-Алинь (300К), *в)* Дронино №2 (300К)

Для образцов из поликристаллического фрагмента железного метеорита Сихотэ-Алинь и хондрита Царёв, которые продемонстрировали весьма низкие значения KCU, дополнительно были проведены испытания на статический по аналогичной схеме нагружения (трехточечный изгиб). Данные испытания показали, что разрушение образца из метеорита Сихотэ-Алинь произошло по границам зерен при нагрузке всего лишь 54 Н, что соответствует прочности на изгиб $\sigma_{изг}$=5,06 МПа. На сколе наблюдаются крупные включения фосфидов. Разрушение образца, выполненного из фрагмента метеорита Царёв происходило от U-концентратора при максимальной нагрузке 344 Н, что соответствует прочности на изгиб $\sigma_{изг}$=32,2 МПа. Значительное влияние на прочность при испытаниях на изгиб метеорита Сихотэ-Алинь оказывает наличие выделений фосфидов и сульфидов по границам макрозерен. Поэтому для разрушения образца каменного метеорита Царёв потребовалось усилие на порядок больше, чем для разрушения образца поликристаллического фрагмента железного метеорита Сихотэ-Алинь.

а)



б)

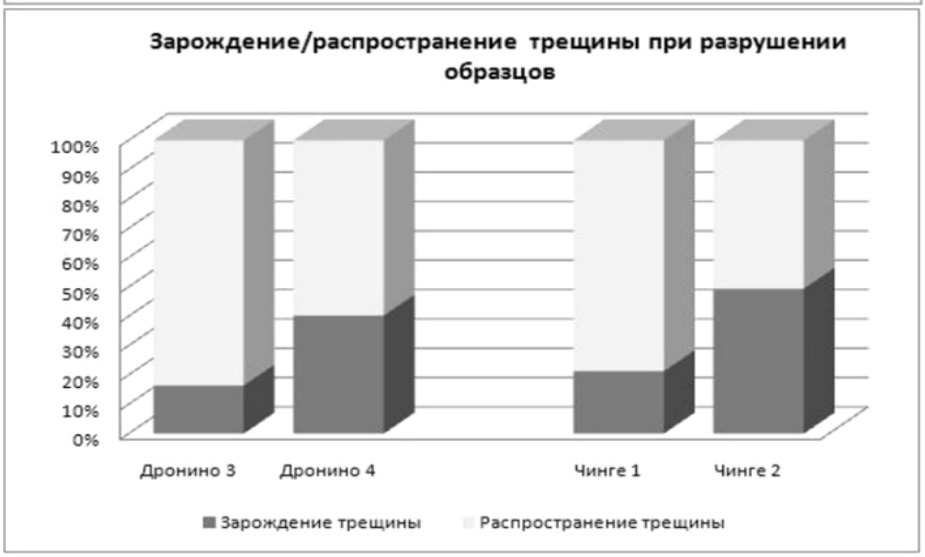


Рисунок 4 – Значения ударной вязкости (*а*) и отношение работы зарождения и работы распространения трещины (*б*) при ударных испытаниях образцов метеоритов Дронино и Чинге при 300 К и 77 К

Таким образом, впервые получены численные значения механических характеристик при ударном нагружении образцов из вещества метеоритов различных типов. Показано, что значения ударной вязкости при комнатной температуре и температуре жидкого азота, доля работы распространения трещины, прочность на изгиб определяются как макро-, так и микроструктурой метеоритного вещества. Наиболее высокие механические характеристики при ударных испытаниях наблюдаются у атаксита Чинге, структура которого представлена смесью субмикроскопических фаз.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Кадры» НК-605П_19 № П1154 и гранта РФФИ 10-05-96047-р_урал_а.

1. Попова О.П. и Немчинов И.В. Катастрофическое воздействие космических тел, под редакцией Адушкина В.В. и Немчинова И.В. Москва: Академкнига. 2005, с. 92-117.
2. Petrovic J.J. Review: Mechanical properties of meteorites and their constituents. J. Materials Sc, 2001, №36, pp. 1579-1583.
3. Медведев Р.В., Горбацевич Ф.Ф., Зоткин И.Т. Определение физических свойств каменных метеоритов применительно к изучению процессов их разрушения. Метеоритика, 1985, №44, с. 105-110.
4. Кринов Е.Л. Гигантские метеориты. М.: Изд. АН СССР, 1952. 96 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ТКАНЕЙ, МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННЫМ МАГНЕТРОННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Клубович В. В.[1,2], Башметов В. С.[2], Рубаник В. В.[1,2], Завадич В. П.[3], Дворников С. В.[3], Егоров В. Д.[3], Коледа В. В.[4]
[1]ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь
[2]УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Беларусь
[3]ООО «ЭЛКОМ», г. Витебск, Беларусь
[4] ГНУ «Институт порошковой металлургии НАН Беларуси», г .Минск, Беларусь
E-mail: ita@vitebsk.by

INVESTIGATION OF SURFACE MORPHOLOGY OF FABRICS METALIZED BY VACUUM-PLASMA MAGNETRON SPUTTERING

Klubovich V. V.[1,2], Bahmetov V. S. [2], Rubanik V. V.[1,2], Zavadich V. P[3], Dvornikov S. V[3], Egorov V. D.[3], Koleda V.V.[4]
[1]Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus
[2] Vitebsk State Technological University, Vitebsk, Belarus
[3]LTD «ELKOM», Vitebsk, Belarus
[4] Institute of Powder Metallurgy of NAS of Belarus, Minsk, Belarus
E-mail: ita@vitebsk.by

The results of studies of the surface morphology of textile fabrics, metalized by vacuum-plasma magnetron sputtering are presented in the paper. Copper and stainless steel have been used as the targets of the magnetrons in this study. It has been shown that the target fabric is only subjected to the metallization. After mechanical treatment of the fabrics in hot water with soap, 30% of the coating is preserved on the samples with steel coating, and about 50% - on the samples with the copper coating.

Стремительное развитие нанотехнологий открывает уникальные возможности, как в создании новых материалов, так и в придании новых функциональных свойств материалам, традиционно используемым в промышленности и технике [1]. В частности, применение нанотехнологий в сфере текстиля связано с улучшением свойств изделий за счет нанесения на текстиль покрытий нано-, микронных и субмикронных диапазонов. Необходимость производства металлизированных текстильных материалов обусловлена как резким увеличением источников электромагнитного “загрязнения” окружающей среды, что приводит к функциональным и клиническим нарушениям различных систем организма человека [2], так и использованием их для специализированных изделий. Получение металлизированного текстиля, обладающего высокими механическими и электрофизическими свойствами достаточно сложная задача. Структурные и физико-химические особенности тканей, как правило, приводят к несплошности покрытия и недостаточной адгезии к субстрату [3].

В работе представлены результаты морфологических исследований поверхности образцов металлизированной плащевой ткани (ПЭ-47%, Хб-53%) и подкладочной. Для металлизации использовали метод вакуумно-плазменного магнетронного распыления, который широко применяется в таких наукоемких отраслях как микроэлектроника, оптоэлектроника, оптика, космическая техника и др., где требуется высокий уровень контроля технологического процесса и высокое качество наносимых пленок [4]. Процесс металлизации тканей осуществляли на модернизированной вакуумной установке V 8000 M. Установка содержит магнетронные распылительные системы (МРС) из шести планарных магнетронов и двух ионных источников (ИИ) ленточного типа с замкнутым дрейфом электронов, размещенных и герметизированных в рабочей камере, систему питания МРС и ИИ, вакуумную систему и систему напуска газа в рабочую камеру, отделенную высоковакуумным затвором от шлюзовой

камеры, реверсивную камеру (карман), расположенную с другой стороны рабочей камеры, рамку для обрабатываемых изделий и механизма ее перемещения, системы оптико-спектрального контроля и контроля давления. Управление работой установки и процессом напыления осуществляется с компьютеризованного пульта, обеспечивающего работу вакуумной системы и процесса напыления в полуавтоматическом режиме.

В качестве материала мишеней магнетронов служили медь и нержавеющая сталь 12Х18Н10Т. Медь напыляли на подкладочную ткань, а сталь – на плащевую. При этом использовались только две МРС в режиме возвратно-поступательного сканирования рамки с образцами ткани перпендикулярно плоскости мишеней. Перед нанесением металлических покрытий в два этапа методом ионной обработки в вакууме осуществляли процесс ионной очистки ИИ. С целью удаления с поверхности, на которую осаждается покрытие, загрязнений, происходила обработка ткани ионами аргона (физическое распыление). Затем проводилась обработка ионами кислорода (химическое травление и активация поверхности) с целью образования летучих соединений со слабосвязанными органическими макромолекулами, удаление с поверхности тонких слоев веществ, адсорбированных из окружающей среды и препятствующих хорошей адгезии осаждаемых покрытий, образования на поверхности активных углеводородных и –ОН- радикалов, обеспечивающих химическую связь с наносимой в последующем металлической пленкой. Такая операция ионной обработки существенно улучшает адгезию пленки с поверхностью ткани. Параметры ионных пучков и режимы обработки образцов ткани представлены в таблице 1.

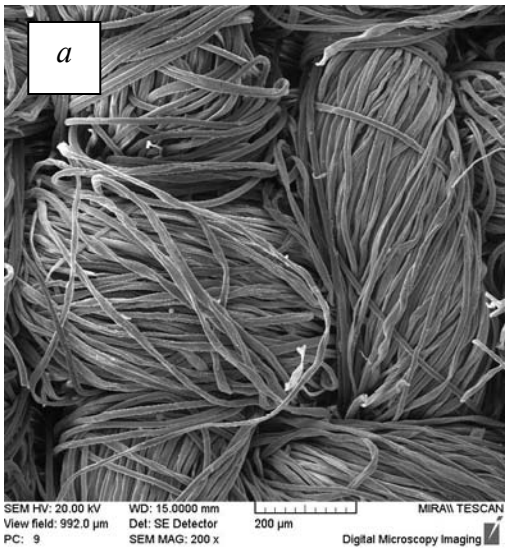
Таблица 1 – Параметры ионных пучков и режимы обработки образцов ткани.

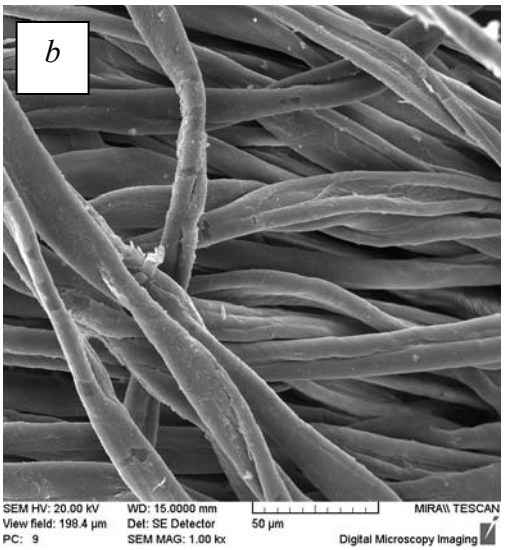
Ионы	Ток разряда I, mA	Напряжение разряда, U, В	Плотность ионного тока, Ji, mA/см^2	Средняя энергия ионов, Ei, кэВ	Скорость сканирования рамки, sp, см/с	Кол-во проходов
Ar	500	2000	3	2	1,5	4
O2	400	1800	2.4	1,8	1,5	4

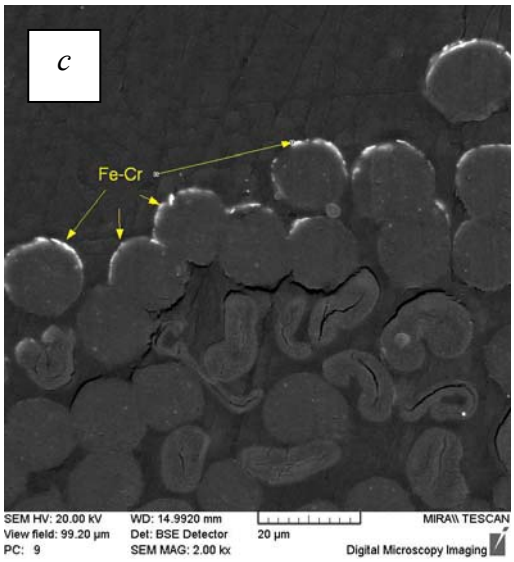
Процесс напыления металлических покрытий на ткань осуществляли в режиме ионного ассистирования, то есть одновременно с нанесением покрытия происходила ионная бомбардировка растущей пленки ионами аргона с энергией E_i = 1,5 кэВ и плотностью тока j_i = 2 mA/см^2. Данный метод позволяет формировать плотноупакованные, обладающие высокой адгезией к основе покрытия. Рабочее давление в вакуумной камере поддерживалось постоянным и равным p = 0,3 Па. Температура образцов в процессе напыления не превышала 50ºС. Параметры и режимы нанесения металлических покрытий на образцы ткани представлены в таблице 2.

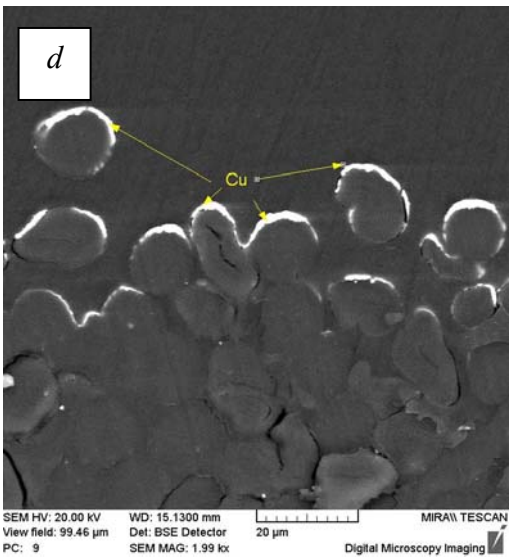
Таблица 2 – Параметры и режимы нанесения металлических покрытий на образцы ткани.

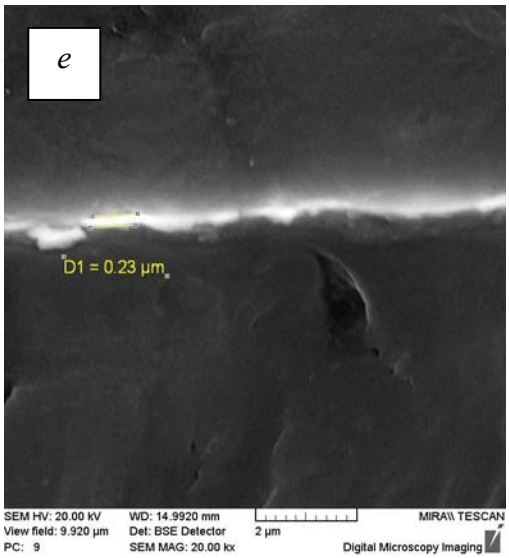
Материал мишени	Ток разряда I, А	Напряжение разряда U, В	Мощность разряда Р, кВт	Удельная мощность Вт/см^2	Скорость сканиров. см/с	Кол-во проходов
Cu	30	280	8,4	5,4	1,5	15
Fe-Cr	30	300	9	5,8	1,5	15

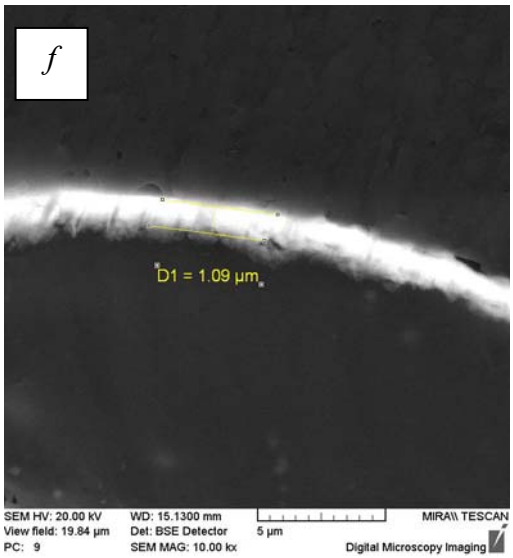

a
SEM HV: 20.00 kV
WD: 15.0000 mm
MIRA\\ TESCAN
View field: 992.0 µm
Det: SE Detector
200 µm
PC: 9
SEM MAG: 200 x
Digital Microscopy Imaging


b
SEM HV: 20.00 kV
WD: 15.0000 mm
MIRA\\ TESCAN
View field: 198.4 µm
Det: SE Detector
50 µm
PC: 9
SEM MAG: 1.00 kx
Digital Microscopy Imaging


c
Fe-Cr
SEM HV: 20.00 kV
WD: 14.9920 mm
MIRA\\ TESCAN
View field: 99.20 µm
Det: BSE Detector
20 µm
PC: 9
SEM MAG: 2.00 kx
Digital Microscopy Imaging


d
Cu
SEM HV: 20.00 kV
WD: 15.1300 mm
MIRA\\ TESCAN
View field: 99.46 µm
Det: BSE Detector
20 µm
PC: 9
SEM MAG: 1.99 kx
Digital Microscopy Imaging


e
D1 = 0.23 µm
SEM HV: 20.00 kV
WD: 14.9920 mm
MIRA\\ TESCAN
View field: 9.920 µm
Det: BSE Detector
2 µm
PC: 9
SEM MAG: 20.00 kx
Digital Microscopy Imaging


f
D1 = 1.09 µm
SEM HV: 20.00 kV
WD: 15.1300 mm
MIRA\\ TESCAN
View field: 19.84 µm
Det: BSE Detector
5 µm
PC: 9
SEM MAG: 10.00 kx
Digital Microscopy Imaging

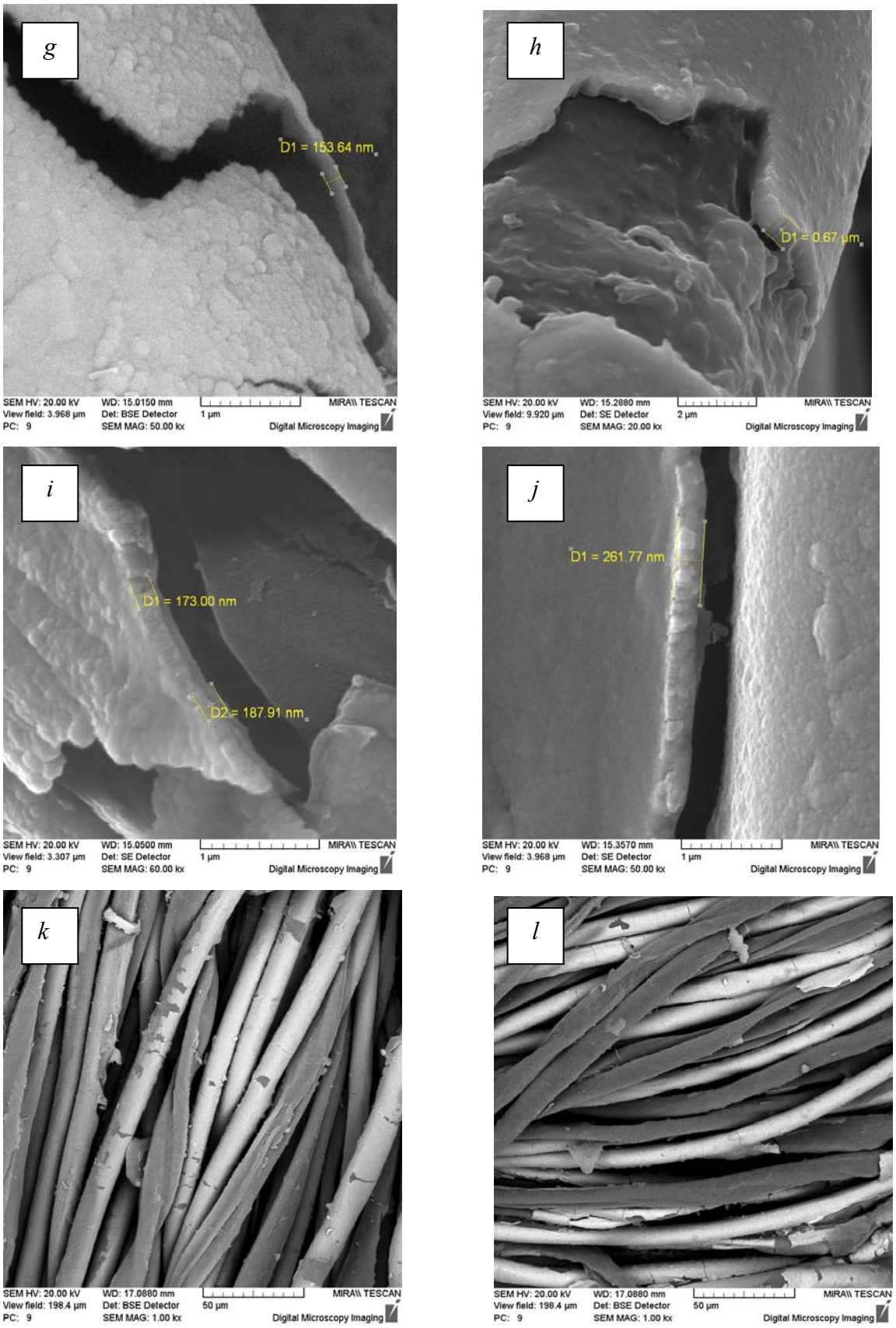


Рисунок 1. – Морфология поверхности образцов тканей: *a,b* – исходные, *c,e,g, i,k* – металлизированные сталью, *b,d, f,h,j,l* – металлизированные медью.

Исследование морфологии образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы "Tescan" (Чехия), оснащенным детекторами вторичных электронов (SE) и обратно отраженных электронов (BSE), которые позволяют проводить исследование образцов в двух режимах. При съемке образцов в режиме вторичных электронов, контраст на изображении создается за счет отражения электронного пучка от поверхности образца. В случае исследования при помощи детектора обратно отраженных электронов, контраст на картинке создается за счет усредненного атомного номера, и в данных образцах участки с металлическим покрытием выглядят более светлыми, по сравнению с материалом без покрытия. На образцах с медным покрытием этот контраст виден лучше, чем со стальным покрытием. Съемку образцов осуществляли при ускоряющем напряжении 20 кВ. Исследование элементного состава проводили с помощью микрорентгеноспектрального анализатора «INCA 350» фирмы «Oxford Instruments» (Англия). Определяемые элементы от B до U. Минимальный предел обнаружения элемента – 0,5%. Погрешность метода составляла 3-5 относительных процентов.

Для проверки устойчивости к механическому воздействию образцы металлизированных тканей подвергали стирке в теплой воде с хозяйственным мылом, затем промывке в проточной воде.

На рисунке1-a,b видно, что исходные не металлизированные текстительные ткани представляют собой неупорядочную волокнистую структуру с плохо контактирующими поверхностями отдельных волокон. В результате металлизации тканей методом вакуумно-плазменного магнетронного распыления напылению подвергаются только обращенные к мишени внешние слои, причем волокна покрываются пленкой наполовину своего диаметра. Слои отстоящие вглубину от поверхности запыляются лишь в местах прямой видимости мишень-подложка (Рис.1-c,d,e,f). На отдельных волокнах наблюдаются нарушения сплошности покрытий в виде разломов, продольных и поперечных трещин (Рис.1-g,h,i,j). После механической обработки ткани в горячей воде с хозяйственным мылом на образцах со стальным покрытием сохранилось порядка 30% покрытия, в образцах с медным покрытием – около 50% покрытия (Рис.1- k,l)

Таким образом, результаты морфологических исследований поверхности данного вида металлизированных тканей позволяют сделать вывод о существенном влиянии исходной структурной организации материала на качество металлических покрытий, т.е. для получения стойких к истиранию металлических покрытий необходим выбор текстильных тканей с оптимальной морфологией поверхности, а также отработка методов предварительной подготовки поверхности, режимов нанесения покрытий различными металлами, проведение исследований морфологии, механических и электрофизических свойств металлизированного текстиля.

Список использованных источников

1. Tjong S.C., Haydn Chen. Nanocrystalline materials and coatings. Materials Science and Engineering R 45 (2004)pp. 1–88.
2. Ziaja J., Koprowska J., Janukiewicz J. Using Plasma Metallisation for Manufacture of Textile Screens Against Electromagnetic Fields. FIBRES & TEXTILES in Eastern Europe 2008, Vol.16, № 5(70) pp.64-66.
3. Bula K., Koprowska J., Janukiewicz J. TEXTILES in Eastern Europe 2006, Vol.14, № 5(59) pp.75 -79.
4. Xu Wanjin. Recent Developments and Applications in Magnetron Sputtering. Modern Instrument (in Chinese), 2005,pp. 5 – 38.

ФРАКТАЛЬНЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ КАК АЛЬТЕРНАТИВНЫЙ СПОСОБ УСТАНОВЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ

Пояркова[1] Е.В., Кузеев[2] И.Р., Грызунов[1] В.И.
[1]*Орский гуманитарно-технологический институт, г. Орск, Россия*
[2]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Башкортостан*

FRACTAL APPROACH TO EVALUATION OF QUALITY HEAT TREATMENT OF STEEL AS ALTERNATIVE WAYS TO DETERMINE THE BEST REGIMES

Poyarkova[1] E.V., Kuzeev[2] I.R., Grizunov [1] V.I.
[1]*Orsk Institute of the Arts and Technology, Orsk, Russa*
[2]*Ufa State Oil Engineering University, Ufa, Bashkortostan*

A method for comprehensive assessment of the structural and mechanical condition of structural steels subjected to heat treatment on the basis of fractal analysis to determine optimal, rational and interchangeable heat treatment in the manufacture of components for machine-building enterprises. Using the multifractal representation has substantially supplement traditional methods of quality control of heat treatment of steels.

Эксплуатационная надежность элементов оборудования во многом зависит от качества материалов, используемых при их производстве. Конструкционные легированные стали, применяемые для изготовления ответственных деталей машин, приборов и аппаратов, используемых в нефтегазовой отрасли, занимают важное место среди многочисленных металлических материалов. Связь между составом, количественными характеристиками структуры таких сталей и их механическим состоянием изучена в ограниченной степени. Этот факт объясняется прежде всего отсутствием комплексной оценки свойств материала.

Перспективным путем решения задачи количественного описания структур является их фрактальная параметризация, позволяющая описать внешне хаотические изменения. Использование количественных характеристик, при помощи которых подобные друг другу системы становятся различимыми, делает возможным выявление скрытых цехов эволюции структур материалов под воздействием внешних факторов. Метод фрактальной параметризации позволяет установить зависимость между структурным состоянием исследуемого материала и его механическими свойствами.

Как правило, материал ответственных деталей должен обладать высоким комплексом механических свойств и наряду с повышенной прочностью иметь достаточный уровень ударной вязкости. Эффективным способом повышения механических и специальных свойств стали является качественно подобранная термическая обработка (ТО).

Комплексную оценку влияния термической обработки на структурно-механическое состояние конструкционной легированной стали необходимо проводить на стандартных образцах. Перед испытаниями требуется тщательно подобрать режимы и провести их (к примеру, в камерной электропечи модели «SNOL 1,5.2.1/11»).

Для испытаний на одноосное растяжение можно использовать пропорциональные цилиндрические образцы III типа (ГОСТ 1497-84) с номером 7. Ударным испытаниям подвергнуть призматические образцы с надрезом (образец Шарпи, тип 11) в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Металлографические исследования необходимо осуществлять с помощью комплекса приборов, включающего в себя электронный или оптический микроскоп и высокоразрешающую цифровую фотоаппаратуру с персональным компьютером [1]. Твердость и микротвердость замерить в соответствии со стандартными методиками (ГОСТ 9013-59), механические испытания проводить на поверенных машинах согласно ГОСТ 1497-84, а испытания на ударную вязкость – на маятниковом копре по ГОСТ 10708-82.

Для достоверной оценки результаты измерений следует получить как среднеарифметическое значение по 15 замерам каждого аналогичного исследуемого образца (при таком большом числе эмпирических данных среднее арифметическое с большой вероятностью приближается к математическому ожиданию). При необходимости статистическую обработку полученных данных проводить по стандартной методике.

Расчет мультифрактальных характеристик необходимо выполнить с помощью программы MFRDrom, разработанной профессором Г.В. Встовским в ИМЕТ им. А.А.Байкова по методу мультифрактальной параметризации, в основании которой лежит количественное описание конфигурации исследуемых структур в целом в рамках системного подхода, основанное на теории фракталов Б.Б.Мандельброта [2-4]. Анализ провести по «черной» составляющей изображения при 100% охвате.

Количественную оценку информации изображений структуры проводить на предварительно оцифрованных исходных изображениях и переведенных в черно-белый графический файл формата bmp.

Расчет основных фрактальных характеристик производить в каноническом и псевдоспектрах. Результатом мультифрактального анализа исследуемого объекта будет определение спектра взаимосвязанных фрактальных размерностей [6].

Фрактальная симметрия изменения структуры при различных режимах термической обработки по отношению к группе мультифрактальных преобразований должна подчиняться условию псевдоспектров $D_o \leq D_1 \leq D_2$. Согласно этому, трактовка степени однородности и упорядоченности исследуемых образцов описывается правилом «чем меньше значение данных параметров, тем более упорядоченной и однородной является структура исследованного объекта». Однако в исследуемых объектах эта закономерность может несколько искажаться.

При анализе полученных данных отметить для каких режимов (режима) термической обработки могут отсутствовать расчетные мультифрактальные параметры в каноническом спектре (эти или этот режим в процессе изучения механического поведения сталей при ТО возможно будет определен как наиболее оптимальный), т.е. вероятно появится их инверсия в псевдоспектры. Наличие псевдоспектров можно рассматривать как собственное свойство носителя меры, связанное с нарушением его геометрической симметрии. Несмотря на отсутствие строгого теоретического обоснования, появление таких спектров является более или менее стабильным эффектом. Однако при других режимах термической обработки МФ-параметры будут проявлять себя как в каноническом, так и в псевдоспектре.

Наибольший интерес в зависимости от режима термообработки представляет изменение такого мультифрактального параметра как степень однородности f_q. Чем больше значение f_q, тем более однородна структура. Под степенью однородности понимается не традиционная качественная характеристика внешнего вида структуры, а показатель характера распределения единичных элементов, соответствующих границам зерен, в выделенном квадратном участке плоскости шлифа.

Другой количественной характеристикой структурного состояния металла при различных режимах термической обработки, является мультифрактальный параметр скрытой периодичности структуры (упорядоченности) $\Delta_q = D_1 - D_q$. Увеличение показателя скрытой периодичности означает, что происходит возрастание степени нарушенной симметрии, а более упорядоченной структурой станет считаться та, у которой значение Δ_q будет максимально [7]. Этот показатель отражает степень упорядоченности и нарушения симметрии для общей конфигурации исследуемой структуры в целом [8].

Таким образом, использование мультифрактальных представлений позволяет существенно дополнить традиционные методы описания зеренных структур. В частности, установить, что структурные изменения, вызванные повышением температуры отпуска носят в целом одинаковый качественный характер и сопровождаются однотипным изменением мультифрактальных характеристик.

С целью установления корреляционных зависимостей механических свойств сталей и мультифрактальных характеристик (являющихся мерой количественной оценки структуры) при изменении внешнего фактора (смена режимов термической обработки), а также для оценки эффективности фрактального анализа материала конкретного оборудования (или его элемента) требуется построить лепестковые диаграммы с семью (и более) осями для каждого выбранного режима термической обработки (к примеру - твердость HRC, условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности $\sigma_в$, относительное удлинение δ, ударная вязкость KCV, МФП скрытой периодичности Δ_q, степень однородности f_q).

На некоторых осях диаграммы необходимо учесть масштабные коэффициенты. Масштабирование проводить на протяжении всего эксперимента по выбранным коэффициентам. Произвольная смена масштаба в пределах одного исследования недопустима. Для всех рассматриваемых режимов ТО построить аналогичные лепестковые диаграммы.

Использование такой комплексной оценки свойств и структуры материала при изменении внешнего фактора позволит выявить некоторые закономерности:

- режим термической обработки стали, при котором установлен наиболее высокий комплекс механических свойств и определены максимальные значения мультифрактальных параметров в одном из спектров, возможно принять за оптимальный, а лепестковую диаграмму - за некий «эталон» взаимосвязанных между собой структурных и механических свойств материала;

- при визуальном сопоставлении и выявлении идентичности структуры стали и незначительных изменениях в механическом поведении исследуемого материала можно установить взаимозаменяемые, а также (при соответствующем доказательстве экономической выгоды) приоритетные режимы термической обработки, позволяющие получать необходимые характеристики металла, аналогичные основному режиму.

Анализ идентификации зависимостей (лепестковых диаграмм) механических свойств и МФ-характеристик структуры от температуры и времени выдержки при отпуске позволяет выявить несколько групп режимов с подобным друг другу набором свойств закаленной стали [9,10].

Таким образом, одновременный учет числовых параметров, количественно описывающих структуру и механических свойств материала, позволяет применять фрактальный анализ в качестве системы контроля термической обработки стали при изготовлении деталей ответственного назначения на предприятии.

Исследования, проведенные нами на достаточно большом спектре марок конструкционных сталей, позволили установить функциональную зависимость между фрактальными размерностями и структурно-механическим поведением сталей, в зависимости от процентного содержания в них углерода и вида термической обработки. Благодаря чему появилась дополнительная возможность оптимизации фрактальной структуры элементов оборудования для учета наиболее благоприятного сочетания прочности и пластичности материала для будущих условий его службы.

Список использованных источников

1. Д. Брандон., У. Каплан Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля.- Москва: Техносфера, 2006. – 384с.
2. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов.- Москва-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001.- 115с.
3. Встовский Г.В. Фрактальная параметризация структур в металлах и сплавах: Дис. …д-ра физ.-мат. наук.- Москва: 2001.- 255с.
4. Иванова В.С., Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Пименов В.Н. Мультифрактальный метод тестирования устойчивости структур в материалах/ Учебн. Метод. Пособие.- М.: Интерконтакт Наука, 2000.- 54с.
5. Г.А. Кащенко Основы металловедения. Л.: Изд-во Машгиз, 1959.- 395 с.

6. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении.- М.: Наука, 1994.- 383с.
7. Иванова В.С., Закирничная М.М., Кузеев И.Р. Синергетика и фракталы. Универсальность механического поведения материалов. Учебное пособие: В 2 ч.- Уфа: Изд-во УГНТУ, 1998. – ч.1.-144с.
8. Кузеев И.Р., Куликов Д.В., Мекалова Н.В., Закирничная М.М. Физическая природа разрушения.- Уфа: Изд-во УГНТУ, 1997.- 168с.
9. Пояркова Е.В., Кузеев И.Р., Грызунов В.И. Фрактальный анализ как система контроля качества термической обработки сталей при изготовлении деталей ответственного назначения // Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня: материалы 11-й Международной научно-практической конференции. В 2 ч. Часть 2: СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2009.- с.386-392.
10. Пояркова Е.В., Кузеев И.Р., Юркин Е.С. Применение фрактального анализа при контроле качества термической обработки стали 35ХМА //Новые материалы и технологии в машиностроении. Сборник научных трудов по итогам международной научно-технической конференции. Выпуск 9.- Брянск: БГИТА, 2009. – с.73-79.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОУПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ГОЛОГРАФИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Русинов А. П., Федоров Д. С.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
E-mail: Sano232@mail.ru

VISCOELASTIC PROPETIES DETERMINATION OF POLYMERIC MATERIALS BY THE HOLOGRAPHIC METODS

Rusinov A. P., Fedorov D. S.
Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: Sano232@mail.ru

In this work we consider new method for measured of viscoelastic properties of polymeric mediums with help of recording elementary holographic gratings on the polymer surface by the pulse pump laser radiation. Carried out of diffraction efficiency signal registration and comparing it's with results of developed mathematical model we receive the polymer viscosity dependence on the temperature.

Полимерные системы, обладая многими уникальными характеристиками, на сегодняшний момент являются одними из перспективнейших материалов для различных сфер человеческой деятельности. Немаловажной проблемой при этом, как с теоретической, так и с практической точек зрения является разработка методов определения физических свойств полимерных систем.

В частности, если говорить о вязкоупругих характеристиках, полимерные матрицы отличает, широчайший диапазон изменения коэффициентов вязкости и упругости в зависимости от вида полимера. Причем нужно отметить, что для полимерных матриц эти коэффициенты нельзя считать константами, необходимо учитывать их зависимость от температуры, содержания примесей, степени полимеризации и.т.д.

В данной работе мы предлагаем новый метод исследования вязких и упругих характеристик полимерных матриц с помощью записи на поверхности полимера элементарной рельефной голографической решетки излучением импульсного лазера накачки. Для полимеров имеет место уникальный механизм лазерного воздействия, приводящий с резкому расширению полимера, уменьшению его плотности и, иногда сопровождающийся структурной перестройкой матрицы. Данный механизм получил название лазерного свеллинга. Записанная решетка восстанавливается пробным лазером в отраженных лучах, при этом сигнал дифракционной эффективности несет информацию о динамике профиля записанной структуры.

Предполагая, что изменения рельефа пленки происходят благодаря вязкоупругому ее расширению под действием неоднородного теплового поля лазерного импульса. Будем считать записывающий импульс прямоугольным во времени с интенсивностью I_0 и длительностью много меньшей характерных времен изучаемых процессов, т.е. δ-импульс. Пространственное распределение интенсивности пучка в плоскости образца $I(x) = I_0\left(1 + a \cdot \cos(2\pi x/\Lambda)\right)$, где a – глубина модуляции, Λ – пространственный период интерференционной картины.

При этом ограничимся рассмотрением двумерной задачи в объеме полимера, так как вдоль штриха интерференционного поля задача однородна, то мы будем рассматривать расширение/сжатие полимера вдоль нормальной к поверхности пленки оси *z* и перпендикулярной штриху решетки оси *x*. В общем случае [1–2], записываемое тепловое поле имеет несинусоидальный профиль. Однако, чтобы основное внимание уделить рассмотрению вязкоупругих процессов в пленке, будем считать, что тепловое поле задается следующим соотношением:

$$T(x,t) = T_0 + \frac{\Delta T}{2}\left(1 + \mathrm{Cos}(\frac{2\pi x}{\Lambda})\right)\mathrm{Exp}\left(-\frac{t}{\tau_R}\right), \qquad (1)$$

где ΔT – амплитуда наведенного теплового поля, Λ – пространственный период интерференционного поля накачки, τ_R – характерное время релаксации теплового поля, $\tau_R = \Lambda^2/4\pi^2 a^2$ для случая синусоидального поля, где a^2 – коэффициент температуропроводности среды.

В общем случае процесс расширения полимера задается тензором напряжений. Компоненты тензора напряжений в объеме полимера положим пропорциональными температуре $\sigma_{ij}(x,t) \sim T(x,t)$ при этом можно показать, что для данной геометрии интерференционного поля данный тензор является тензором второго порядка. Главными осями такого тензора будут нормаль к поверхности пленки – ось z, и направление волнового вектора $K = 2\pi/\Lambda$ интерференционного поля – ось x. Учитывая изотропность среды, тензор напряжений будем считать симметричным $\sigma_{ix}(x,t) = \sigma_{zz}(x,t) = b \cdot T(x,t)$ а его элементы пропорциональными мгновенной температуре в данной точке.

Однако процесс расширения полимера по осям z и x неизотропен, так, если расширение вдоль нормали можно считать расширением в свободную среду и считать его необратимым, то для латеральной координаты расширение сильно разогретых областей полимера (максимумов интерференционного поля) будет сопровождаться сжатием менее прогретых областей (минимумов) и после релаксации теплового поля. Поэтому, для описания процесса вязкоупругого расширения полимера вдоль оси z была выбрана модель Максвелла (рис. 1*а*), а для описания упруговязкого сжатия/релаксации пленки вдоль оси x - модель Кельвина-Фойгта (рис. 1*б*), где σ – локальное напряжение, η и E – коэффициенты вязкости и упругости соответственно.

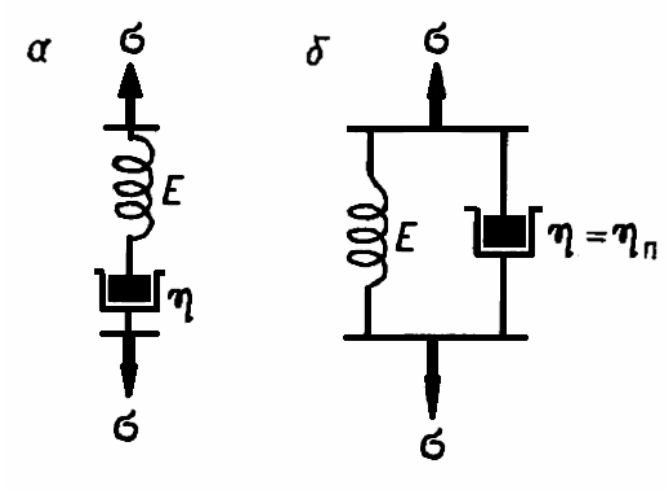


Рисунок 1 – Механические модели применяемые для описания вязкоупругих свойств полимеров. *а* – модель Максвелла, *б* – модель Кельвина-Фойгта

Для первой модели имеет место уравнение деформации

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1 + \dot{\varepsilon}_2 = \dot{\sigma}/E + \sigma/\eta\,. \tag{2}$$

Учитывая простейший вид динамики теплового поля (1) можно решить это уравнение и получить выражение для высоты профиля рельефной структуры

$$h(x,t) = \int_0^{H_0} \varepsilon(x,t)dz = b \cdot H_0 \left(\frac{T(x,t)\cdot \tau_R}{\eta} + \frac{\left(T(x,0) - T(x,t)\right)}{E} \right), \tag{2'}$$

где H_0 – толщина полимерной пленки.

Для второй модели уравнение усложняется,

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 = E\cdot\varepsilon + \eta\cdot\dot{\varepsilon}\,. \tag{3}$$

И его решение для теплового поля (1) имеет вид

$$\Delta x(x,t) = b\,\frac{\left(\mathrm{Exp}\left[-E\cdot t/\eta\right] - \mathrm{Exp}\left[-t/\tau_R\right]\right)}{\eta/\tau_R - E}\left(1 + \mathrm{Cos}\left(\frac{2\pi x}{\Lambda}\right)\right) \tag{3'}$$

где $\Delta x(x,t)$ показывает мгновенное искажение профиля штриха решетки.

Суммарный профиль решетки определяется выражением (2') с учетом искажения профиля (3').

Выражение для динамики сигналов дифракционного отклика в этом случае может быть записано аналогично работе [2] с небольшим уточнением в выражении для фазы

$$\eta(m,t) = \frac{1}{\Lambda^2}\left| \int_{-\Lambda/2}^{\Lambda/2} \exp(-i\Phi(x',t))\cdot\exp\left(-\frac{2\pi i}{\Lambda}x'm\right)dx' \right|^2,$$

где фазовый набег $F(x,t) = 2\cdot h(x,t)$, m – порядок дифракционного максимума.

Однако важно отметить, что в реальных образцах при интенсивностях накачки обеспечивающих лазерный свеллинг полимера пространственная синусоидальность теплового поля и экспоненциальный закон его релаксации не выполняются. В этом случае аналитически решение получить невозможно, и уравнения (2)–(3) нужно решать в численном виде. К тому же при таких тепловых воздействиях η и E являются функциями температуры. При

этом уравнения (2) (3) становятся существенно нелинейными, и их решение возможно только численно.

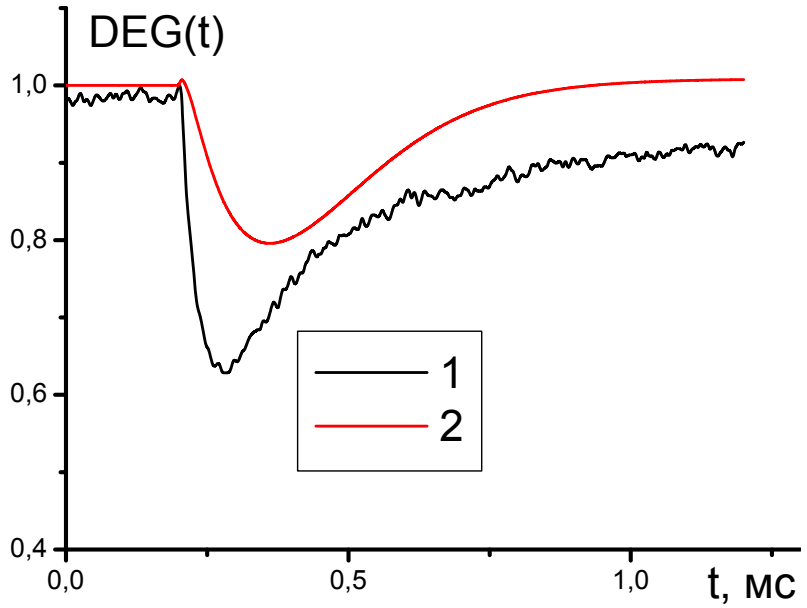


Рисунок 2 – Сигнал дифракции на нестационарно искаженной решетке, записанной на поверхности полимерной пленки – 1 и модельный расчет для случая η-const и E-const – 2

Проведенные эксперименты показали, что при записи рельефной решетки последовательными импульсами накачки 1-2 первых импульса записывают стационарную структуру, а последующие импульсы вызывают, в основном, ее нестационарное искажение, после которого решетка релаксирует к некоторому равновесному стационарному рельефу. Сигнал дифракции на нестационарно искаженной решетке приведен на рис. 2 на этом же рисунке приведен модельный расчетный сигнал для случая η и E, не зависящих от температуры. Из рисунка видно, что реальный сигнал имеет более резкий передний фронт и затянутую стадию релаксации.

Теоретические расчеты показали, что для исследуемого релаксационного процесса главную роль играет зависимость $\eta(T)$. Таким образом, более резкий передний фронт объясняется «размягчением» полимера, уменьшением η, при высоких температурах инициированных тепловым полем лазерного импульса. В дальнейшем температура полимера уменьшается, η увеличивается, и стадия релаксации затягивается. Варьируя вид зависимости $\eta(T)$, мы можем добиться хорошего согласия экспериментальной и теоретической кривых. Результат такой оптимизации представлен на рис. 3.

В аналитическом виде, упрощено, найденную зависимость можно представить в виде

$$\eta(T) = \eta_{MIN} + \eta_{MAX} / \left(\mathrm{Exp}(T - T_G/\Delta T) + 1\right),$$

где η_{MAX}, η_{MIN} – максимальные и минимальные значения вязкости при малых и больших температурах, соответственно, T_G – температура стеклования и ΔT – температурный диапазон, в котором происходит изменение вязкости полимера.

В дальнейшем, с развитием математической модели, и поиском экспериментального метода оценки амплитуды теплого поля в пленке планируется получать зависимости $\eta(T)$ не в относительных единицах, а в величинах СИ.

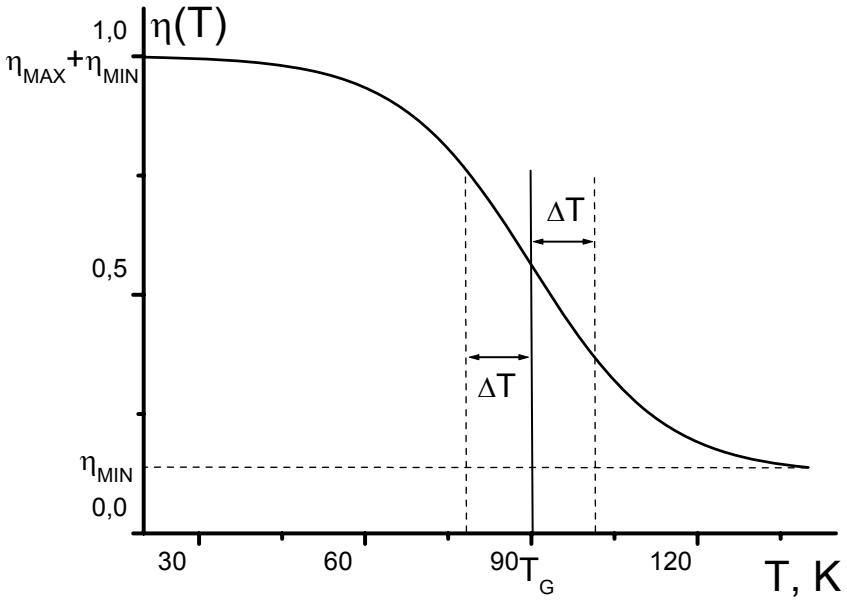


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента вязкости от температуры найденная из сравнения теоретической модели с экспериментальными кривыми

Список использованных источников

1. Кучеренко М.Г., Русинов А.П. Оптическая запись нестационарных пространственных структур в системе насыщаемых трехуровневых центров. // Квантовая электроника, 2004. – Т. 34.– №8. – С. 779-784.
2. Кучеренко М.Г., Русинов А.П. Запись и распад нестационарных решеток в системе насыщаемых трехуровневых центров // Оптика и спектр. 2004. –Т.97. -№6. –С. 1026-1033.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЯ ЗОН КОНТАКТА ДЕТАЛЕЙ КАРДАННОЙ ПЕРЕДАЧИ

Гончаров И. К.
Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия
E-mail: gonkonstant@yandex.ru

NUMERICAL MODELING OFSTRESS-STRAIN STATE IN CONTACT ZONES OF PARTS CARDAN TRANSMISSION

Goncharov I. K.
Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia
E-mail: gonkonstant@yandex.ru

The study of stress-strain state of structural elements driveline, the determination of the contact area and stress distribution in the contact zones. Consideration of all factors affecting the process of contact interaction, fraught with practical difficulties, which ultimately lead to unacceptable solutions to the problem. The experimental verification of the results of calculations involve certain difficulties arising in the first place the complexity of the task itself and the second - the impossibility of placing recording apparatus, the contact between bodies. Contact stresses between parts pivot node can be computed using numerical simulation. In this case for three-

dimensional numerical solution of the problem given the large number of zones of possible contact is necessary to use reliable and effective computational methods. These methods include numerical finite element method, which allows a sufficiently high accuracy to create a computational model that takes into account the contact interaction in the framework of nonlinear elasticity problem between the structural elements driveline. On the basis of the proposed algorithm obtained results resolve this problem.

Работа посвящена исследованию напряженно-деформированного состояния элементов конструкции карданной передачи, определению размеров области контакта и распределению напряжений в зонах контакта. Учет всех факторов, оказывающих влияние на процесс контактного взаимодействия, сопряжен с большими практическими трудностями, которые в итоге приводят к неприемлемой для решения задаче. Экспериментальная проверка результатов расчетов сопряжена с определенными трудностями, обусловленными в первую очередь сложностью самой задачи и во вторую - невозможностью размещения регистрирующей аппаратуры между телами контакта. Контактные напряжения между деталями шарнирного узла можно вычислить на основе использования численного моделирования. При этом для трехмерного численного решения задачи с учетом большого числа зон возможного контакта необходимо использовать надежные и эффективные вычислительные методы. К таким методам относится численный метод конечных элементов, который позволяет с достаточно высокой точностью создать расчетную модель, учитывающую контактное взаимодействие в рамках нелинейной задачи теории упругости между элементами конструкции карданной передачи. На основе предложенного алгоритма получены конкретные результаты решения описанной задачи.

Для передачи крутящего момента в элементах привода, находящихся на довольно удаленном расстоянии по отношению друг к другу, применяются карданные передачи. Конструкция передачи может включать в свой состав один или несколько шарниров Гука, соединенных карданными валами. Продольные оси валов передачи могут располагаться по отношению друг к другу под углом, а их взаимное положение может меняться в процессе движения. Детали шарниров Гука являются, как правило, наиболее напряженными элементами анализируемой передачи, их напряженно-деформированное состояние оказывает доминирующее влияние на ее работоспособность и ресурс.

На рис.1 изображен модифицированный шарнир Гука, который содержит ведущий и ведомый вал, траверсу и четыре подшипника скольжения типа SK. Оси валов передачи расположены под углом β. В процессе работы передачи крутящий момент от ведущего вала передается через подшипники скольжения, расположенные в его проушине на крестовину. Далее через вторую пару подшипников, находящихся в проушине ведомого вала, крутящий момент передается на ведомый вал. В результате такой передачи происходит контактное взаимодействие между проушиной и наружным кольцом подшипника и между внутренним кольцом и крестовиной.

Учет различных факторов, которые влияют на работоспособность механической системы, требует наличия информации, полученной в результате проведения достаточно большого количества натурных экспериментов. Выполнение эксперимента с высоким качеством и получение достоверных результатов требует наличия сложной и дорогостоящей измерительной и регистрирующей аппаратуры. При этом объем работ по подготовке шарнира к испытаниям, по размещению и настройке измерительного оборудования, обработке и изучению полученных результатов весьма значителен, а стоимость таких работ сравнительно велика. Кроме того, экспериментальная проверка результатов расчетов сопряжена с определенными трудностями, обусловленными сложностью самой задачи и невозможностью размещения регистрирующей аппаратуры между контактирующими деталями. Компьютерное моделирование, предусматривающее применение численных методов интегрирования

дифференциальных уравнений нелинейной теории упругости, является весьма полезным инструментом, который позволяет обеспечить эффективный инженерный анализ исследуемой механической системы.

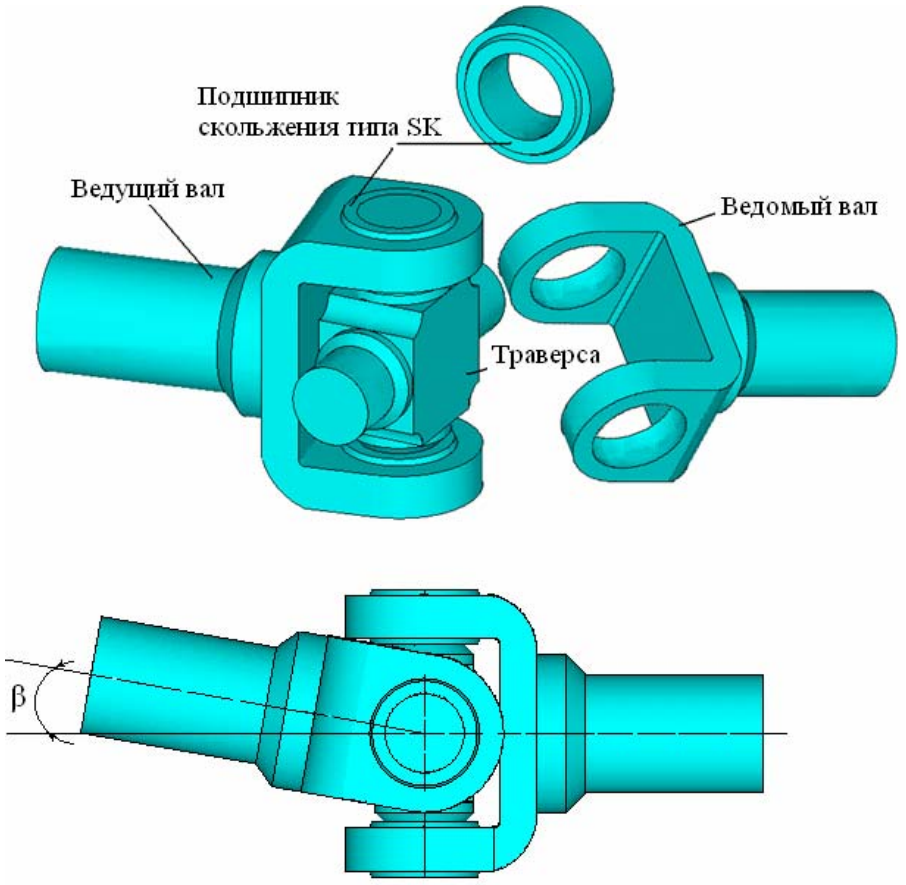


Рисунок1 – Детали и конструкция карданной передачи

Инженерный анализ механической системы в машиностроении включает в свой состав расчет на прочность и долговечность. Исследованию напряженно-деформированного состояния деталей шарнира карданной передачи, распределению напряжений в подшипнике скольжения, определению размеров области контакта посвящена настоящая работа.

Для численного решения сформулированной выше задачи необходимо располагать надежным алгоритмом и достоверной математической моделью исследуемого объекта. Учет всех факторов, оказывающих влияние на процесс контактного взаимодействия тел шарнира карданной передачи, сопряжен с большими математическими проблемами, которые, в итоге, приводят к неприемлемой для аналитического решения задаче[1]. При этом для численного решения трехмерной задачи теории упругости с учетом большого числа зон возможного контакта необходимо использовать надежные и эффективные вычислительные методы. К таким методам относится численный метод конечных элементов, который позволяет с достаточно высокой точностью создать расчетную модель, учитывающую контактное взаимодействие в рамках нелинейной задачи теории упругости между элементами конструкции карданной передачи [2,3]. Для моделирования валов, проушин, крестовины и подшипников скольжения шарнирного узла карданной передачи использовался восьмиузловой объемный конечный элемент с двадцатью четырьмя степенями свободы. В каждом узле конечного элемента неизвестными величинами являлись три перемещения в направлении осей пространст-

венной декартовой системы координат. Области возможных контактов между элементами шарнира моделировалась с использованием специального конечного элемента [2], который позволяет учитывать геометрию, взаимное расположение контактирующих тел и начальный зазор между ними. Если величина относительного перемещения между телами в зоне взаимодействия меньше нуля, то между ними происходит контакт [2]. Вычисление размеров зон возможного контакта проводилось с использованием метода последовательных приближений. При этом границы области контакта на каждом шаге итерационного процесса определялись на основе предварительно вычисленных координат граничных узлов для каждого тела в отдельности, причем на самой границе реакции взаимодействия полагались равными нулю. Таким образом, при использовании предлагаемого алгоритма границы двух тел не пересекаются и примыкают друг к другу с заданной изначально относительной точностью, которая принималась равной 10^{-4}. Конечноэлементная расчетная модель шарнирного узла карданной передачи, представленная на рис.2, включает в свой состав 82076 узловых точек и 380696 объемных конечных элементов. В зонах возможного контакта между проушинами, подшипниками и траверсой расположено 28556 контактных элементов. Величина угла между продольными осями валов β принималась равной 16°.

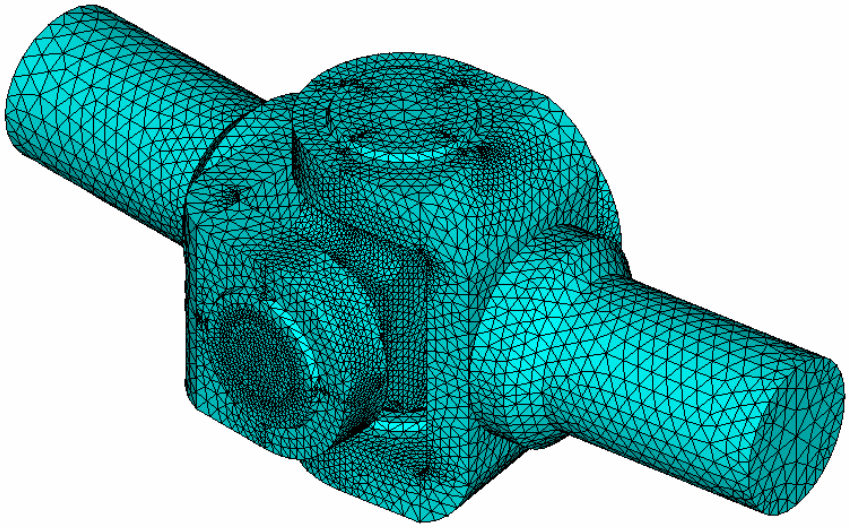


Рисунок 2 – Расчетная конечноэлементная модель

Крутящий момент на ведущем валу величиной 3 кНм задавался парой сил, приложенных в диаметрально противоположных узловых точках модели, расположенных в вертикальной плоскости. На торцевой поверхности ведомого вала накладывались ограничения на все перемещения. Предложенная для расчета конечноэлементная модель позволяет с достаточно высокой степенью точности проводить вычисления на основе нелинейных дифференциальных уравнений теории упругости. Решение задачи выполнялось методом последовательных итераций Ньютона-Рафсона. На рис.3 изображены деформированные формы вала и подшипника и картина радиальных напряжений в ведущем валу и подшипнике. Видно, что в подшипнике величина радиальных напряжений значительно выше, чем на валу. Максимальная величина анализируемых напряжений равна 156 МПа и наблюдается в узкой области, расположенной в верхней части наружного кольца подшипника.

На рис.4 изображены мозаики тангенциальных напряжений в подшипнике скольжения. Левый фрагмент рисунка характеризует распределение тангенциальных напряжений в наружном кольце подшипника, правый – во внутреннем. Видно, что наибольшие сжимающие напряжения действуют в верхней области наружного кольца, их величина

равна -72.91 МПа, наибольшие растягивающие напряжения действуют на внутренней поверхности в зоне контакта с траверсой, их величина составляет 53.21 МПа.

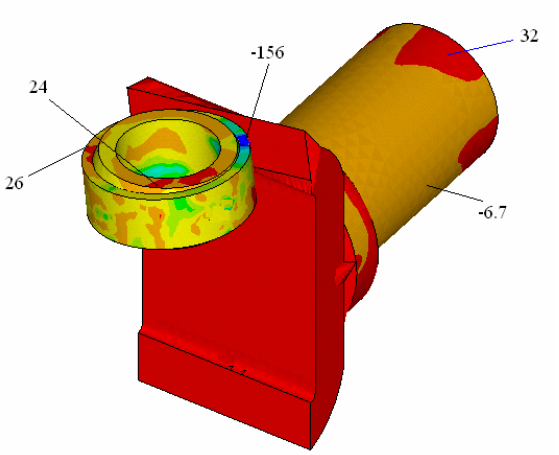


Рисунок 3 – Картина радиальных напряжений

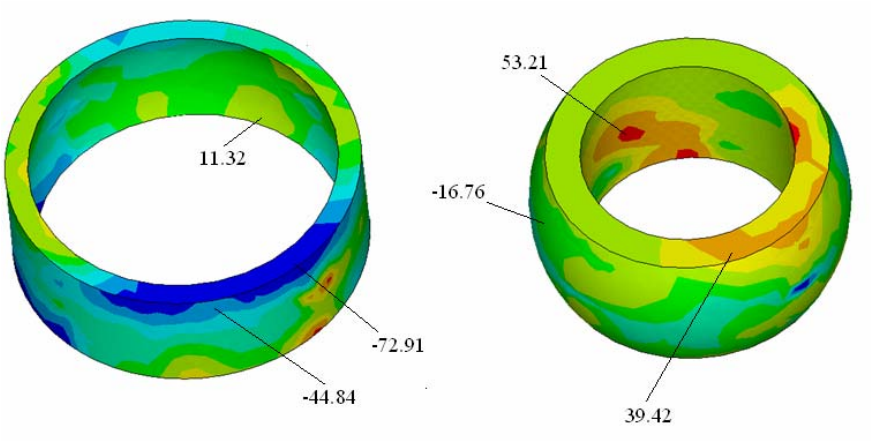


Рисунок 4 – Картина тенгенциальных напряжений в подшипнике

Разработанная математическая модель позволяет проводить численное моделирование контактного взаимодействия деталей шарнира карданной передачи. На основе представленных результатов расчетов можно сделать вывод об эффективности предложенного численного метода для расчета напряженно-деформированного состояния сложных соединений, включающих в свой состав несколько контактирующих элементов. Величины напряжений могут использоваться для вычисления ресурса карданной передачи на основе теории малоцикловой усталости.

Список использованных источников

1. Александров В.М. О плоских контактных задачах теории упругости при наличии сцепления или трения // ПММ. 1970. Т. 34, вып. 2. С. 246-257.
2. Гончаров И.К., Поляков А.А. Напряженно-деформированное состояние в зонах контакта шарнира Гука. Материалы второй международной конференции «Проблемы нелинейной механики деформируемого твердого тела» Казань:КГУ, 2009, С.133-136.
3. Гончаров И.К. Моделирование контактного взаимодействия деталей шарнира Гука. Материалы международной научно-практической конференции "Современные достижения в науке и образовании: математика и информатика", Архангельск:ПГУ, 2010, С.230-234

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТМО

Дураничев В. В.
Prüftechnik MT GmbH, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: duranichev@gleeble.ru

EQUIPMENT AND METHODS FOR PHYSICAL SIMULATION THERMO MECHANICAL TREATMENT

Duranichev V. V.
Prüftechnik MT GmbH, S.Petersburg, Russia
E-mail: duranichev@gleeble.ru

The existing in the most technically developed countries research-and-technology chain, necessary for working out new and updating existing techniques of high-performance materials manufacturing, always begins with physical simulation of technological processes of materials structure and properties formation. It allows to reduce expensive industrial experiment considerably. In this report will be presented a review of capabilities of the unique Gleeble test system which can perform the physical simulation of the majority of thermodeformation processes in materials processing.

Научно-техническая цепочка, необходимая для разработки новых и корректировки существующих технологий изготовления материалов с высоким уровнем свойств, сложившаяся в наиболее технически развитых странах, всегда начинается с физического моделирования технологических процессов формирования структуры и свойств материалов, которое позволяет значительно сократить дорогостоящий промышленный эксперимент. Для этого фирмой Dynamic Systems, Inc., США создан уникальный испытательный комплекс Gleeble, который способен осуществить физическое моделирование большинства термодеформационных процессов обработки материалов.



Рисунок 1 – Комплекс Gleeble-3180

Комплекс способен производить испытания на растяжение, сжатие, кручение и многоосевую деформацию при температурах от комнатной до температуры плавления в высоком вакууме или защитном газе и моделировать процессы разливки, кристаллизации, обработки в полутвердом состоянии, горячей прокатки, ковки, экструзии, термообработки, сварки, обработки порошковых материалов и т.д.

Максимальное усилие деформирования – 200 кН и скорость перемещения подвижной траверсы – до 2 м/с позволяют точно воспроизвести термо-деформационный процесс прокатки, ковки и экструзии металлов. Скорость нагрева и охлаждения – до 10 000 К/с дают возможность осуществить моделирование любого процесса сварки, от электродуговой до лазерной, а также процессов плавления и кристаллизации.

В результате работы комплекса, в распоряжение технолога поступает вся необходимая информация о технологических параметрах рассматриваемых процессов, таких как: температуры плавления и кристаллизации, энергосиловые параметры деформации, точки фазовых превращений, параметры зон термического влияния, температуры потери прочности и пластичности и многое другое. Полученные данные являются основой для внедрения новых технологий в производство.

ФРАКТАЛЬНЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ КАК АЛЬТЕРНАТИВНЫЙ СПОСОБ УСТАНОВЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ

Пояркова[1] Е.В., Кузеев[2] И.Р., Грызунов[1] В.И.
[1]*Орский гуманитарно-технологический институт, г. Орск, Россия*
[2]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Башкортостан*

FRACTAL APPROACH TO EVALUATION OF QUALITY HEAT TREATMENT OF STEEL AS ALTERNATIVE WAYS TO DETERMINE THE BEST REGIMES

Poyarkova[1] E.V., Kuzeev[2] I.R., Grizunov [1] V.I.
[1]*Orsk Institute of the Arts and Technology, Orsk, Russa*
[2]*Ufa State Oil Engineering University, Ufa, Bashkortostan*

A method for comprehensive assessment of the structural and mechanical condition of structural steels subjected to heat treatment on the basis of fractal analysis to determine optimal, rational and interchangeable heat treatment in the manufacture of components for machine-building enterprises. Using the multifractal representation has substantially supplement traditional methods of quality control of heat treatment of steels.

Эксплуатационная надежность элементов оборудования во многом зависит от качества материалов, используемых при их производстве. Конструкционные легированные стали, применяемые для изготовления ответственных деталей машин, приборов и аппаратов, используемых в нефтегазовой отрасли, занимают важное место среди многочисленных металлических материалов. Связь между составом, количественными характеристиками структуры таких сталей и их механическим состоянием изучена в ограниченной степени. Этот факт объясняется прежде всего отсутствием комплексной оценки свойств материала.

Перспективным путем решения задачи количественного описания структур является их фрактальная параметризация, позволяющая описать внешне хаотические изменения. Использование количественных характеристик, при помощи которых подобные друг другу системы становятся различимыми, делает возможным выявление скрытых цехов эволюции структур материалов под воздействием внешних факторов. Метод фрактальной параметризации позволяет установить зависимость между структурным состоянием исследуемого материала и его механическими свойствами.

Как правило, материал ответственных деталей должен обладать высоким комплексом механических свойств и наряду с повышенной прочностью иметь достаточный уровень ударной вязкости. Эффективным способом повышения механических и специальных свойств стали является качественно подобранная термическая обработка (ТО).

Комплексную оценку влияния термической обработки на структурно-механическое состояние конструкционной легированной стали необходимо проводить на стандартных образцах. Перед испытаниями требуется тщательно подобрать режимы и провести их (к примеру, в камерной электропечи модели «SNOL 1,5.2.1/11»).

Для испытаний на одноосное растяжение можно использовать пропорциональные цилиндрические образцы III типа (ГОСТ 1497-84) с номером 7. Ударным испытаниям подвергнуть призматические образцы с надрезом (образец Шарпи, тип 11) в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Металлографические исследования необходимо осуществлять с помощью комплекса приборов, включающего в себя электронный или оптический микроскоп и высокоразрешающую цифровую фотоаппаратуру с персональным компьютером [1]. Твердость и микротвердость замерить в соответствии со стандартными методиками (ГОСТ 9013-59), механические испытания проводить на поверенных машинах согласно ГОСТ 1497-84, а испытания на ударную вязкость – на маятниковом копре по ГОСТ 10708-82.

Для достоверной оценки результаты измерений следует получить как среднеарифметическое значение по 15 замерам каждого аналогичного исследуемого образца (при таком большом числе эмпирических данных среднее арифметическое с большой вероятностью приближается к математическому ожиданию). При необходимости статистическую обработку полученных данных проводить по стандартной методике.

Расчет мультифрактальных характеристик необходимо выполнить с помощью программы MFRDrom, разработанной профессором Г.В. Встовским в ИМЕТ им. А.А.Байкова по методу мультифрактальной параметризации, в основании которой лежит количественное описание конфигурации исследуемых структур в целом в рамках системного подхода, основанное на теории фракталов Б.Б.Мандельброта [2-4]. Анализ провести по «черной» составляющей изображения при 100% охвате.

Количественную оценку информации изображений структуры проводить на предварительно оцифрованных исходных изображениях и переведенных в черно-белый графический файл формата bmp.

Расчет основных фрактальных характеристик производить в каноническом и псевдоспектрах. Результатом мультифрактального анализа исследуемого объекта будет определение спектра взаимосвязанных фрактальных размерностей [6].

Фрактальная симметрия изменения структуры при различных режимах термической обработки по отношению к группе мультифрактальных преобразований должна подчиняться условию псевдоспектров $D_o \leq D_1 \leq D_2$. Согласно этому, трактовка степени однородности и упорядоченности исследуемых образцов описывается правилом «чем меньше значение данных параметров, тем более упорядоченной и однородной является структура исследованного объекта». Однако в исследуемых объектах эта закономерность может несколько искажаться.

При анализе полученных данных отметить для каких режимов (режима) термической обработки могут отсутствовать расчетные мультифрактальные параметры в каноническом спектре (эти или этот режим в процессе изучения механического поведения сталей при ТО возможно будет определен как наиболее оптимальный), т.е. вероятно появится их инверсия в псевдоспектры. Наличие псевдоспектров можно рассматривать как собственное свойство носителя меры, связанное с нарушением его геометрической симметрии. Несмотря на отсутствие строгого теоретического обоснования, появление таких спектров является более или менее стабильным эффектом. Однако при других режимах термической обработки МФ-параметры будут проявлять себя как в каноническом, так и в псевдоспектре.

Наибольший интерес в зависимости от режима термообработки представляет изменение такого мультифрактального параметра как степень однородности f_q. Чем больше значение f_q, тем более однородна структура. Под степенью однородности понимается не традиционная качественная характеристика внешнего вида структуры, а показатель характера распределения единичных элементов, соответствующих границам зерен, в выделенном квадратном участке плоскости шлифа.

Другой количественной характеристикой структурного состояния металла при различных режимах термической обработки, является мультифрактальный параметр скрытой периодичности структуры (упорядоченности) $\Delta_q = D_1 - D_q$. Увеличение показателя скрытой периодичности означает, что происходит возрастание степени нарушенной симметрии, а более упорядоченной структурой станет считаться та, у которой значение Δ_q будет максимально [7]. Этот показатель отражает степень упорядоченности и нарушения симметрии для общей конфигурации исследуемой структуры в целом [8].

Таким образом, использование мультифрактальных представлений позволяет существенно дополнить традиционные методы описания зеренных структур. В частности, установить, что структурные изменения, вызванные повышением температуры отпуска носят в целом одинаковый качественный характер и сопровождаются однотипным изменением мультифрактальных характеристик.

С целью установления корреляционных зависимостей механических свойств сталей и мультифрактальных характеристик (являющихся мерой количественной оценки структуры) при изменении внешнего фактора (смена режимов термической обработки), а также для оценки эффективности фрактального анализа материала конкретного оборудования (или его элемента) требуется построить лепестковые диаграммы с семью (и более) осями для каждого выбранного режима термической обработки (к примеру - твердость HRC, условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, предел прочности $\sigma_в$, относительное удлинение δ, ударная вязкость KCV, МФП скрытой периодичности Δ_q, степень однородности f_q).

На некоторых осях диаграммы необходимо учесть масштабные коэффициенты. Масштабирование проводить на протяжении всего эксперимента по выбранным коэффициентам. Произвольная смена масштаба в пределах одного исследования недопустима. Для всех рассматриваемых режимов ТО построить аналогичные лепестковые диаграммы.

Использование такой комплексной оценки свойств и структуры материала при изменении внешнего фактора позволит выявить некоторые закономерности:

- режим термической обработки стали, при котором установлен наиболее высокий комплекс механических свойств и определены максимальные значения мультифрактальных параметров в одном из спектров, возможно принять за оптимальный, а лепестковую диаграмму - за некий «эталон» взаимосвязанных между собой структурных и механических свойств материала;

- при визуальном сопоставлении и выявлении идентичности структуры стали и незначительных изменениях в механическом поведении исследуемого материала можно установить взаимозаменяемые, а также (при соответствующем доказательстве экономической выгоды) приоритетные режимы термической обработки, позволяющие получать необходимые характеристики металла, аналогичные основному режиму.

Анализ идентификации зависимостей (лепестковых диаграмм) механических свойств и МФ-характеристик структуры от температуры и времени выдержки при отпуске позволяет выявить несколько групп режимов с подобным друг другу набором свойств закаленной стали [9,10].

Таким образом, одновременный учет числовых параметров, количественно описывающих структуру и механических свойств материала, позволяет применять фрактальный анализ в качестве системы контроля термической обработки стали при изготовлении деталей ответственного назначения на предприятии.

Исследования, проведенные нами на достаточно большом спектре марок конструкционных сталей, позволили установить функциональную зависимость между фрактальными размерностями и структурно-механическим поведением сталей, в зависимости от процентного содержания в них углерода и вида термической обработки. Благодаря чему появилась дополнительная возможность оптимизации фрактальной структуры элементов оборудования для учета наиболее благоприятного сочетания прочности и пластичности материала для будущих условий его службы.

Список использованных источников

1. Д. Брандон., У. Каплан Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля.- Москва: Техносфера, 2006. – 384с.
2. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов.- Москва-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», 2001.- 115с.
3. Встовский Г.В. Фрактальная параметризация структур в металлах и сплавах: Дис. …д-ра физ.-мат. наук.- Москва: 2001.- 255с.
4. Иванова В.С., Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Пименов В.Н. Мультифрактальный метод тестирования устойчивости структур в материалах/ Учебн. Метод. Пособие.- М.: Интерконтакт Наука, 2000.- 54с.
5. Г.А. Кащенко Основы металловедения. Л.: Изд-во Машгиз, 1959.- 395 с.

6. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении.- М.: Наука, 1994.- 383с.
7. Иванова В.С., Закирничная М.М., Кузеев И.Р. Синергетика и фракталы. Универсальность механического поведения материалов. Учебное пособие: В 2 ч.- Уфа: Изд-во УГНТУ, 1998. – ч.1.-144с.
8. Кузеев И.Р., Куликов Д.В., Мекалова Н.В., Закирничная М.М. Физическая природа разрушения.- Уфа: Изд-во УГНТУ, 1997.- 168с.
9. Пояркова Е.В., Кузеев И.Р., Грызунов В.И. Фрактальный анализ как система контроля качества термической обработки сталей при изготовлении деталей ответственного назначения // Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня: материалы 11-й Международной научно-практической конференции. В 2 ч. Часть 2: СПб.: Изд-во Политехн. Ун-та, 2009.- с.386-392.
10. Пояркова Е.В., Кузеев И.Р., Юркин Е.С. Применение фрактального анализа при контроле качества термической обработки стали 35ХМА //Новые материалы и технологии в машиностроении. Сборник научных трудов по итогам международной научно-технической конференции. Выпуск 9.- Брянск: БГИТА, 2009. – с.73-79.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОУПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ГОЛОГРАФИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Русинов А. П., Федоров Д. С.
Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия
E-mail: Sano232@mail.ru

VISCOELASTIC PROPETIES DETERMINATION OF POLYMERIC MATERIALS BY THE HOLOGRAPHIC METODS

Rusinov A. P., Fedorov D. S.
Orenburg State University, Orenburg, Russia
E-mail: Sano232@mail.ru

In this work we consider new method for measured of viscoelastic properties of polymeric mediums with help of recording elementary holographic gratings on the polymer surface by the pulse pump laser radiation. Carried out of diffraction efficiency signal registration and comparing it's with results of developed mathematical model we receive the polymer viscosity dependence on the temperature.

Полимерные системы, обладая многими уникальными характеристиками, на сегодняшний момент являются одними из перспективнейших материалов для различных сфер человеческой деятельности. Немаловажной проблемой при этом, как с теоретической, так и с практической точек зрения является разработка методов определения физических свойств полимерных систем.

В частности, если говорить о вязкоупругих характеристиках, полимерные матрицы отличает, широчайший диапазон изменения коэффициентов вязкости и упругости в зависимости от вида полимера. Причем нужно отметить, что для полимерных матриц эти коэффициенты нельзя считать константами, необходимо учитывать их зависимость от температуры, содержания примесей, степени полимеризации и.т.д.

В данной работе мы предлагаем новый метод исследования вязких и упругих характеристик полимерных матриц с помощью записи на поверхности полимера элементарной рельефной голографической решетки излучением импульсного лазера накачки. Для полимеров имеет место уникальный механизм лазерного воздействия, приводящий с резкому расширению полимера, уменьшению его плотности и, иногда сопровождающийся структурной перестройкой матрицы. Данный механизм получил название лазерного свеллинга. Записанная решетка восстанавливается пробным лазером в отраженных лучах, при этом сигнал дифракционной эффективности несет информацию о динамике профиля записанной структуры.

Предполагая, что изменения рельефа пленки происходят благодаря вязкоупругому ее расширению под действием неоднородного теплового поля лазерного импульса. Будем считать записывающий импульс прямоугольным во времени с интенсивностью I_0 и длительностью много меньшей характерных времен изучаемых процессов, т.е. δ-импульс. Пространственное распределение интенсивности пучка в плоскости образца $I(x) = I_0\left(1 + a \cdot \cos(2\pi x/\Lambda)\right)$, где a – глубина модуляции, Λ – пространственный период интерференционной картины.

При этом ограничимся рассмотрением двумерной задачи в объеме полимера, так как вдоль штриха интерференционного поля задача однородна, то мы будем рассматривать расширение/сжатие полимера вдоль нормальной к поверхности пленки оси *z* и перпендикулярной штриху решетки оси *x*. В общем случае [1–2], записываемое тепловое поле имеет несинусоидальный профиль. Однако, чтобы основное внимание уделить рассмотрению вязкоупругих процессов в пленке, будем считать, что тепловое поле задается следующим соотношением:

$$T(x,t) = T_0 + \frac{\Delta T}{2}\left(1 + \mathrm{Cos}(\frac{2\pi x}{\Lambda})\right)\mathrm{Exp}\left(-\frac{t}{\tau_R}\right), \qquad (1)$$

где ΔT – амплитуда наведенного теплового поля, Λ – пространственный период интерференционного поля накачки, τ_R – характерное время релаксации теплового поля, $\tau_R = \Lambda^2/4\pi^2 a^2$ для случая синусоидального поля, где a^2 – коэффициент температуропроводности среды.

В общем случае процесс расширения полимера задается тензором напряжений. Компоненты тензора напряжений в объеме полимера положим пропорциональными температуре $\sigma_{ij}(x,t) \sim T(x,t)$ при этом можно показать, что для данной геометрии интерференционного поля данный тензор является тензором второго порядка. Главными осями такого тензора будут нормаль к поверхности пленки – ось z, и направление волнового вектора $K = 2\pi/\Lambda$ интерференционного поля – ось x. Учитывая изотропность среды, тензор напряжений будем считать симметричным $\sigma_{ix}(x,t) = \sigma_{zz}(x,t) = b \cdot T(x,t)$ а его элементы пропорциональными мгновенной температуре в данной точке.

Однако процесс расширения полимера по осям z и x неизотропен, так, если расширение вдоль нормали можно считать расширением в свободную среду и считать его необратимым, то для латеральной координаты расширение сильно разогретых областей полимера (максимумов интерференционного поля) будет сопровождаться сжатием менее прогретых областей (минимумов) и после релаксации теплового поля. Поэтому, для описания процесса вязкоупругого расширения полимера вдоль оси z была выбрана модель Максвелла (рис. 1*а*), а для описания упруговязкого сжатия/релаксации пленки вдоль оси x - модель Кельвина-Фойгта (рис. 1*б*), где σ – локальное напряжение, η и E – коэффициенты вязкости и упругости соответственно.

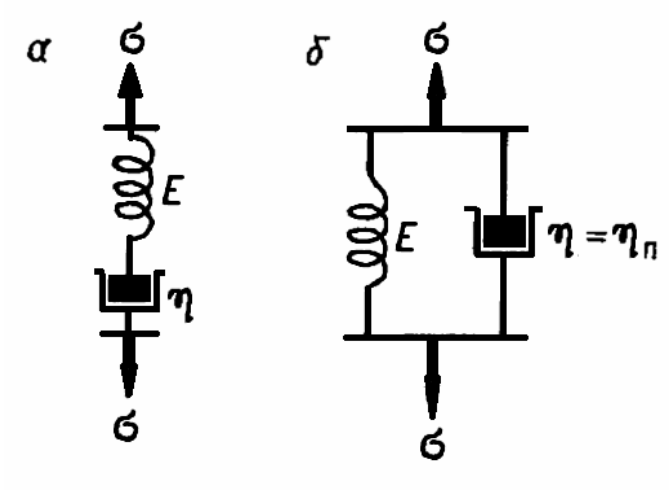


Рисунок 1 – Механические модели применяемые для описания вязкоупругих свойств полимеров. *а* – модель Максвелла, *б* – модель Кельвина-Фойгта

Для первой модели имеет место уравнение деформации

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1 + \dot{\varepsilon}_2 = \dot{\sigma}/E + \sigma/\eta\,. \tag{2}$$

Учитывая простейший вид динамики теплового поля (1) можно решить это уравнение и получить выражение для высоты профиля рельефной структуры

$$h(x,t) = \int_0^{H_0} \varepsilon(x,t)dz = b \cdot H_0 \left(\frac{T(x,t)\cdot \tau_R}{\eta} + \frac{\left(T(x,0) - T(x,t)\right)}{E} \right), \tag{2'}$$

где H_0 – толщина полимерной пленки.

Для второй модели уравнение усложняется,

$$\sigma = \sigma_1 + \sigma_2 = E\cdot\varepsilon + \eta\cdot\dot{\varepsilon}\,. \tag{3}$$

И его решение для теплового поля (1) имеет вид

$$\Delta x(x,t) = b\,\frac{\left(\mathrm{Exp}\left[-E\cdot t/\eta\right] - \mathrm{Exp}\left[-t/\tau_R\right]\right)}{\eta/\tau_R - E}\left(1 + \mathrm{Cos}\left(\frac{2\pi x}{\Lambda}\right)\right) \tag{3'}$$

где $\Delta x(x,t)$ показывает мгновенное искажение профиля штриха решетки.

Суммарный профиль решетки определяется выражением (2') с учетом искажения профиля (3').

Выражение для динамики сигналов дифракционного отклика в этом случае может быть записано аналогично работе [2] с небольшим уточнением в выражении для фазы

$$\eta(m,t) = \frac{1}{\Lambda^2}\left| \int_{-\Lambda/2}^{\Lambda/2} \exp(-i\Phi(x',t))\cdot\exp\left(-\frac{2\pi i}{\Lambda}x'm\right)dx' \right|^2,$$

где фазовый набег $F(x,t) = 2\cdot h(x,t)$, m – порядок дифракционного максимума.

Однако важно отметить, что в реальных образцах при интенсивностях накачки обеспечивающих лазерный свеллинг полимера пространственная синусоидальность теплового поля и экспоненциальный закон его релаксации не выполняются. В этом случае аналитически решение получить невозможно, и уравнения (2)–(3) нужно решать в численном виде. К тому же при таких тепловых воздействиях η и E являются функциями температуры. При

этом уравнения (2) (3) становятся существенно нелинейными, и их решение возможно только численно.

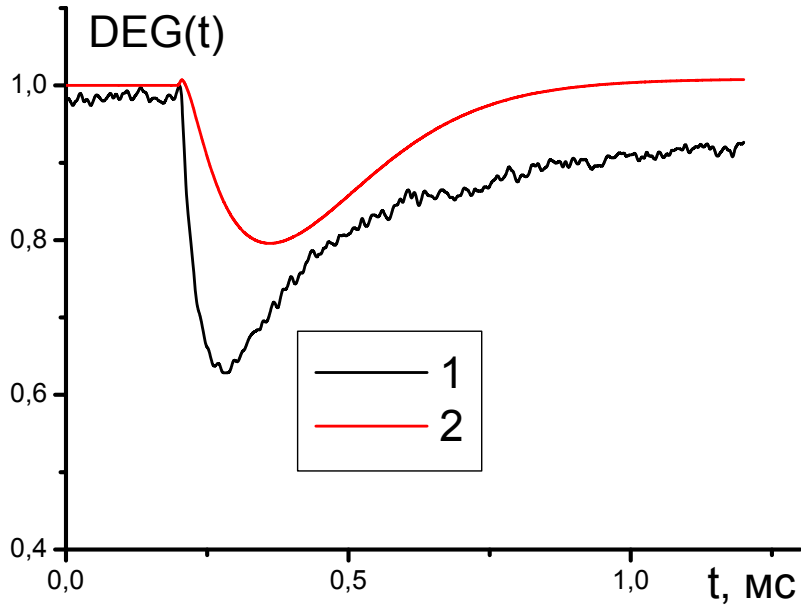


Рисунок 2 – Сигнал дифракции на нестационарно искаженной решетке, записанной на поверхности полимерной пленки – 1 и модельный расчет для случая η-const и E-const – 2

Проведенные эксперименты показали, что при записи рельефной решетки последовательными импульсами накачки 1-2 первых импульса записывают стационарную структуру, а последующие импульсы вызывают, в основном, ее нестационарное искажение, после которого решетка релаксирует к некоторому равновесному стационарному рельефу. Сигнал дифракции на нестационарно искаженной решетке приведен на рис. 2 на этом же рисунке приведен модельный расчетный сигнал для случая η и E, не зависящих от температуры. Из рисунка видно, что реальный сигнал имеет более резкий передний фронт и затянутую стадию релаксации.

Теоретические расчеты показали, что для исследуемого релаксационного процесса главную роль играет зависимость $\eta(T)$. Таким образом, более резкий передний фронт объясняется «размягчением» полимера, уменьшением η, при высоких температурах инициированных тепловым полем лазерного импульса. В дальнейшем температура полимера уменьшается, η увеличивается, и стадия релаксации затягивается. Варьируя вид зависимости $\eta(T)$, мы можем добиться хорошего согласия экспериментальной и теоретической кривых. Результат такой оптимизации представлен на рис. 3.

В аналитическом виде, упрощено, найденную зависимость можно представить в виде

$$\eta(T) = \eta_{MIN} + \eta_{MAX} / \left(\mathrm{Exp}(T - T_G/\Delta T) + 1\right),$$

где η_{MAX}, η_{MIN} – максимальные и минимальные значения вязкости при малых и больших температурах, соответственно, T_G – температура стеклования и ΔT – температурный диапазон, в котором происходит изменение вязкости полимера.

В дальнейшем, с развитием математической модели, и поиском экспериментального метода оценки амплитуды теплого поля в пленке планируется получать зависимости $\eta(T)$ не в относительных единицах, а в величинах СИ.

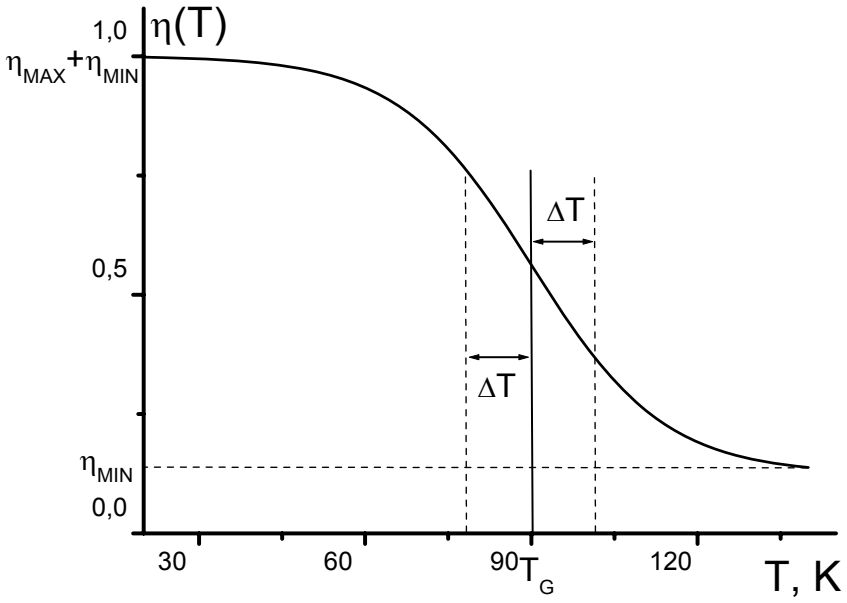


Рисунок 3 – Зависимость коэффициента вязкости от температуры найденная из сравнения теоретической модели с экспериментальными кривыми

Список использованных источников

1. Кучеренко М.Г., Русинов А.П. Оптическая запись нестационарных пространственных структур в системе насыщаемых трехуровневых центров. // Квантовая электроника, 2004. – Т. 34.– №8. – С. 779-784.
2. Кучеренко М.Г., Русинов А.П. Запись и распад нестационарных решеток в системе насыщаемых трехуровневых центров // Оптика и спектр. 2004. –Т.97. -№6. –С. 1026-1033.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЯ ЗОН КОНТАКТА ДЕТАЛЕЙ КАРДАННОЙ ПЕРЕДАЧИ

Гончаров И. К.
Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия
E-mail: gonkonstant@yandex.ru

NUMERICAL MODELING OFSTRESS-STRAIN STATE IN CONTACT ZONES OF PARTS CARDAN TRANSMISSION

Goncharov I. K.
Ural Federal University, Ekaterinburg, Russia
E-mail: gonkonstant@yandex.ru

The study of stress-strain state of structural elements driveline, the determination of the contact area and stress distribution in the contact zones. Consideration of all factors affecting the process of contact interaction, fraught with practical difficulties, which ultimately lead to unacceptable solutions to the problem. The experimental verification of the results of calculations involve certain difficulties arising in the first place the complexity of the task itself and the second - the impossibility of placing recording apparatus, the contact between bodies. Contact stresses between parts pivot node can be computed using numerical simulation. In this case for three-

dimensional numerical solution of the problem given the large number of zones of possible contact is necessary to use reliable and effective computational methods. These methods include numerical finite element method, which allows a sufficiently high accuracy to create a computational model that takes into account the contact interaction in the framework of nonlinear elasticity problem between the structural elements driveline. On the basis of the proposed algorithm obtained results resolve this problem.

Работа посвящена исследованию напряженно-деформированного состояния элементов конструкции карданной передачи, определению размеров области контакта и распределению напряжений в зонах контакта. Учет всех факторов, оказывающих влияние на процесс контактного взаимодействия, сопряжен с большими практическими трудностями, которые в итоге приводят к неприемлемой для решения задаче. Экспериментальная проверка результатов расчетов сопряжена с определенными трудностями, обусловленными в первую очередь сложностью самой задачи и во вторую - невозможностью размещения регистрирующей аппаратуры между телами контакта. Контактные напряжения между деталями шарнирного узла можно вычислить на основе использования численного моделирования. При этом для трехмерного численного решения задачи с учетом большого числа зон возможного контакта необходимо использовать надежные и эффективные вычислительные методы. К таким методам относится численный метод конечных элементов, который позволяет с достаточно высокой точностью создать расчетную модель, учитывающую контактное взаимодействие в рамках нелинейной задачи теории упругости между элементами конструкции карданной передачи. На основе предложенного алгоритма получены конкретные результаты решения описанной задачи.

Для передачи крутящего момента в элементах привода, находящихся на довольно удаленном расстоянии по отношению друг к другу, применяются карданные передачи. Конструкция передачи может включать в свой состав один или несколько шарниров Гука, соединенных карданными валами. Продольные оси валов передачи могут располагаться по отношению друг к другу под углом, а их взаимное положение может меняться в процессе движения. Детали шарниров Гука являются, как правило, наиболее напряженными элементами анализируемой передачи, их напряженно-деформированное состояние оказывает доминирующее влияние на ее работоспособность и ресурс.

На рис.1 изображен модифицированный шарнир Гука, который содержит ведущий и ведомый вал, траверсу и четыре подшипника скольжения типа SK. Оси валов передачи расположены под углом β. В процессе работы передачи крутящий момент от ведущего вала передается через подшипники скольжения, расположенные в его проушине на крестовину. Далее через вторую пару подшипников, находящихся в проушине ведомого вала, крутящий момент передается на ведомый вал. В результате такой передачи происходит контактное взаимодействие между проушиной и наружным кольцом подшипника и между внутренним кольцом и крестовиной.

Учет различных факторов, которые влияют на работоспособность механической системы, требует наличия информации, полученной в результате проведения достаточно большого количества натурных экспериментов. Выполнение эксперимента с высоким качеством и получение достоверных результатов требует наличия сложной и дорогостоящей измерительной и регистрирующей аппаратуры. При этом объем работ по подготовке шарнира к испытаниям, по размещению и настройке измерительного оборудования, обработке и изучению полученных результатов весьма значителен, а стоимость таких работ сравнительно велика. Кроме того, экспериментальная проверка результатов расчетов сопряжена с определенными трудностями, обусловленными сложностью самой задачи и невозможностью размещения регистрирующей аппаратуры между контактирующими деталями. Компьютерное моделирование, предусматривающее применение численных методов интегрирования

дифференциальных уравнений нелинейной теории упругости, является весьма полезным инструментом, который позволяет обеспечить эффективный инженерный анализ исследуемой механической системы.

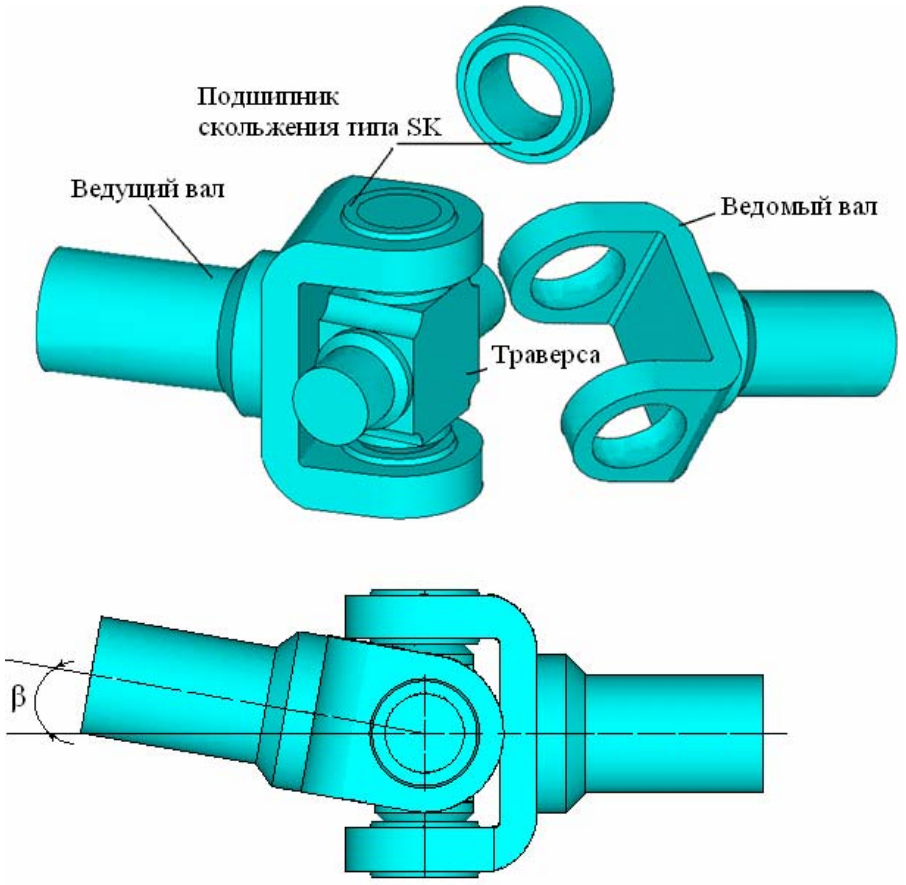


Рисунок1 – Детали и конструкция карданной передачи

Инженерный анализ механической системы в машиностроении включает в свой состав расчет на прочность и долговечность. Исследованию напряженно-деформированного состояния деталей шарнира карданной передачи, распределению напряжений в подшипнике скольжения, определению размеров области контакта посвящена настоящая работа.

Для численного решения сформулированной выше задачи необходимо располагать надежным алгоритмом и достоверной математической моделью исследуемого объекта. Учет всех факторов, оказывающих влияние на процесс контактного взаимодействия тел шарнира карданной передачи, сопряжен с большими математическими проблемами, которые, в итоге, приводят к неприемлемой для аналитического решения задаче[1]. При этом для численного решения трехмерной задачи теории упругости с учетом большого числа зон возможного контакта необходимо использовать надежные и эффективные вычислительные методы. К таким методам относится численный метод конечных элементов, который позволяет с достаточно высокой точностью создать расчетную модель, учитывающую контактное взаимодействие в рамках нелинейной задачи теории упругости между элементами конструкции карданной передачи [2,3]. Для моделирования валов, проушин, крестовины и подшипников скольжения шарнирного узла карданной передачи использовался восьмиузловой объемный конечный элемент с двадцатью четырьмя степенями свободы. В каждом узле конечного элемента неизвестными величинами являлись три перемещения в направлении осей пространст-

венной декартовой системы координат. Области возможных контактов между элементами шарнира моделировалась с использованием специального конечного элемента [2], который позволяет учитывать геометрию, взаимное расположение контактирующих тел и начальный зазор между ними. Если величина относительного перемещения между телами в зоне взаимодействия меньше нуля, то между ними происходит контакт [2]. Вычисление размеров зон возможного контакта проводилось с использованием метода последовательных приближений. При этом границы области контакта на каждом шаге итерационного процесса определялись на основе предварительно вычисленных координат граничных узлов для каждого тела в отдельности, причем на самой границе реакции взаимодействия полагались равными нулю. Таким образом, при использовании предлагаемого алгоритма границы двух тел не пересекаются и примыкают друг к другу с заданной изначально относительной точностью, которая принималась равной 10^{-4}. Конечноэлементная расчетная модель шарнирного узла карданной передачи, представленная на рис.2, включает в свой состав 82076 узловых точек и 380696 объемных конечных элементов. В зонах возможного контакта между проушинами, подшипниками и траверсой расположено 28556 контактных элементов. Величина угла между продольными осями валов β принималась равной 16°.

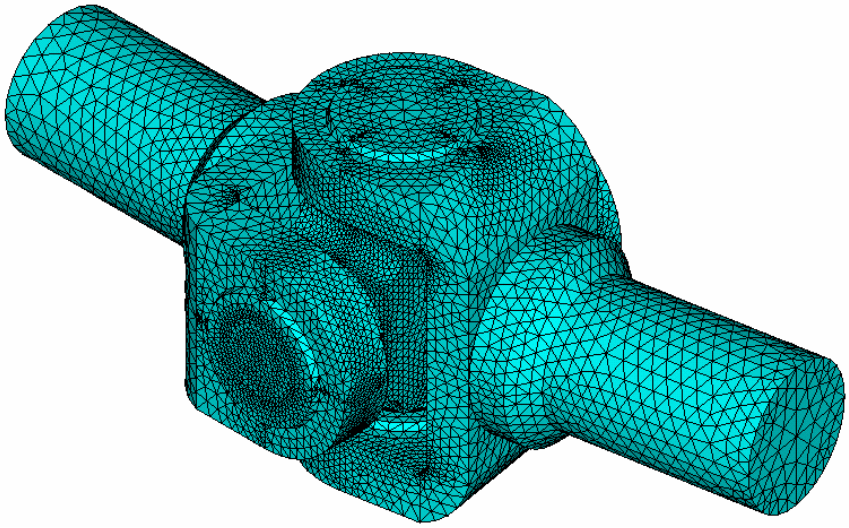


Рисунок 2 – Расчетная конечноэлементная модель

Крутящий момент на ведущем валу величиной 3 кНм задавался парой сил, приложенных в диаметрально противоположных узловых точках модели, расположенных в вертикальной плоскости. На торцевой поверхности ведомого вала накладывались ограничения на все перемещения. Предложенная для расчета конечноэлементная модель позволяет с достаточно высокой степенью точности проводить вычисления на основе нелинейных дифференциальных уравнений теории упругости. Решение задачи выполнялось методом последовательных итераций Ньютона-Рафсона. На рис.3 изображены деформированные формы вала и подшипника и картина радиальных напряжений в ведущем валу и подшипнике. Видно, что в подшипнике величина радиальных напряжений значительно выше, чем на валу. Максимальная величина анализируемых напряжений равна 156 МПа и наблюдается в узкой области, расположенной в верхней части наружного кольца подшипника.

На рис.4 изображены мозаики тангенциальных напряжений в подшипнике скольжения. Левый фрагмент рисунка характеризует распределение тангенциальных напряжений в наружном кольце подшипника, правый – во внутреннем. Видно, что наибольшие сжимающие напряжения действуют в верхней области наружного кольца, их величина

равна -72.91 МПа, наибольшие растягивающие напряжения действуют на внутренней поверхности в зоне контакта с траверсой, их величина составляет 53.21 МПа.

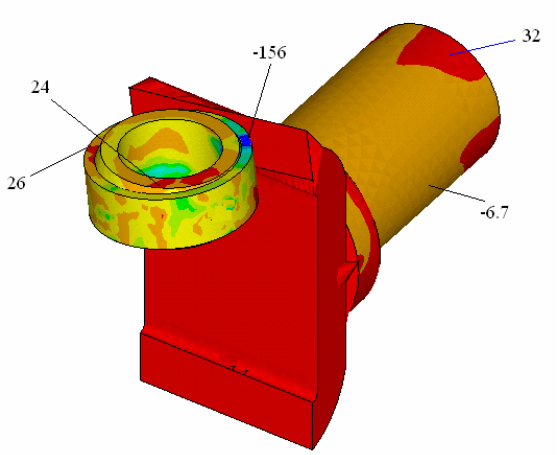


Рисунок 3 – Картина радиальных напряжений

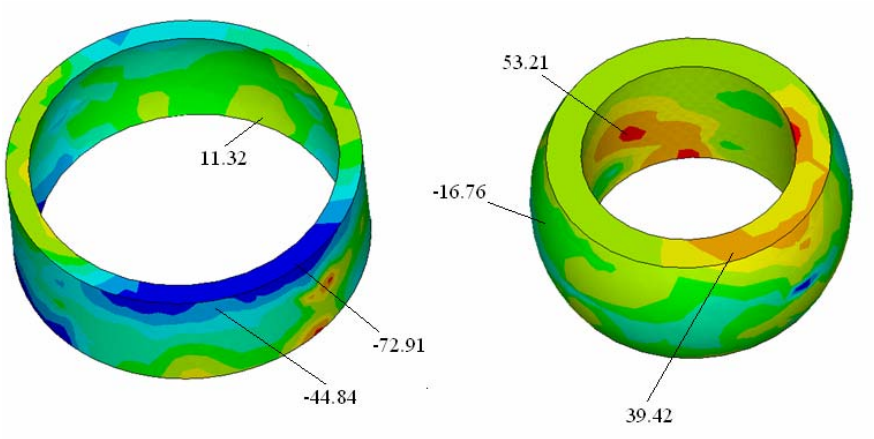


Рисунок 4 – Картина тенгенциальных напряжений в подшипнике

Разработанная математическая модель позволяет проводить численное моделирование контактного взаимодействия деталей шарнира карданной передачи. На основе представленных результатов расчетов можно сделать вывод об эффективности предложенного численного метода для расчета напряженно-деформированного состояния сложных соединений, включающих в свой состав несколько контактирующих элементов. Величины напряжений могут использоваться для вычисления ресурса карданной передачи на основе теории малоцикловой усталости.

Список использованных источников

1. Александров В.М. О плоских контактных задачах теории упругости при наличии сцепления или трения // ПММ. 1970. Т. 34, вып. 2. С. 246-257.
2. Гончаров И.К., Поляков А.А. Напряженно-деформированное состояние в зонах контакта шарнира Гука. Материалы второй международной конференции «Проблемы нелинейной механики деформируемого твердого тела» Казань:КГУ, 2009, С.133-136.
3. Гончаров И.К. Моделирование контактного взаимодействия деталей шарнира Гука. Материалы международной научно-практической конференции "Современные достижения в науке и образовании: математика и информатика", Архангельск:ПГУ, 2010, С.230-234

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЕ ВОЛОЧЕНИЕ ПРОВОЛОКИ ИЗ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ РАЗНЫХ СПОСОБАХ ПОДВЕДЕНИЯ ТОКА

Троицкий О. А., **Рыжков В. Г**
Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия
E-mail: oatroitsky@rambler.ru

ELECTROPLASTION DEFORMATION FLAMENTION BY DRFGGING OF ANY METALS AT ANY METHOD INCLUDE ELECTRICITY.

Troitsky O. A., Rizhkov V. G.
Institute of machines by A.A.Blagonravov of the Russian Academy of Sciences
Scientific research institute of nuclear physics of the Moscow State University;
E-mail: oatroitsky@rambler.ru

Present result investigations influence difference methods lead electricity on quality wire in conditions electroplastion deformation.

В 50-ых годах в нашей стране и за рубежом начали интенсивно развиваться исследования влияния на процесс пластической деформации физических воздействий различной природы с экстремальными параметрами. В частности в 60-70–е годы нашими исследованиями, выполненными в Институте физической химии АН СССР, было установлено, что электрический ток плотностью в несколько сотен - тысяч А/мм^2, пропускаемый через очаг деформации металла, оказывает наряду с тепловым действием, дополнительное воздействие на процесс пластической деформации по нетермическим механизмам [1–10]. В исследованиях процессов растяжения, сжатия, ползучести монокристаллов чистых металлов, было доказано, что, такими механизмами являются электронно - пластический эффект и пондеромоторные силы электрического тока. Электронно - пластический эффект, на который была подана заявка на открытие проявляется в уменьшении деформирующего усилия и изменении некоторых структурно-чувствительных свойств металла. Давление пондеромоторных сил, в некоторых случаях, может достигать величины, сопоставимой с пределом текучести. В связи с указанными особенностями, процесс деформации, имеющий место при протекании через металл электрического тока плотностью сотни - тысяч А/мм^2, получил название электропластической деформации (ЭПД).

К середине 70-х годов данные исследования носили сугубо академический характер, если не считать первых попыток использования вновь открытого эффекта при прокатке (плющении) вольфрамовой проволоки, сразу давших положительные результаты [2]. Что кАсается волочения, то подобных исследований не было вообще. Авторами настоящей работы была поставлена задача – выполнить комплексное исследование влияния электрического тока большой плотности, пропускаемого через очаг деформации, на процесс волочения и свойства проволоки из различных металлов и сплавов и, в случае получения положительных результатов, дать предложения по их использованию в промышленности.

Методика исследования

Для решения этой задачи были разработаны и созданы две экспериментальные установки: первая – для однократного волочения проволоки диаметром 0,5 мм и менее, вторая – для однократного волочения проволоки диаметром 1,5–0,2 мм. Первая установка, выполненная на базе однократной волочильной машины типа F-1 "Кратос" с приводом постоянного тока включала размоточный узел, регулятор противонатяжения, волокодержатель с контактирующими устройствами, систему подачи смазочно - охлаждающей жидкости, прибора для измерения усилий противонатяжения и волочения, источники переменного, постоянного и импульсного токов, пульт управления и контрольно-измерительную аппаратуру.

Вторая установка включает однократный волочильный стан ПТ-1 типа 1/160,250, источники постоянного тока, размоточное устройство с регулируемым подтормаживанием, волокодержатель с контактирующим устройством, систему циркуляции смазочно-охлаждающей жидкости, пульт дистанционного управления с контрольно-измерительной аппаратурой.

Для исследования были выбраны хорошо изученные металлы и сплавы, существенно отличающиеся по физическим свойствам: медная микропроволока марки МТ и проволоки из хромоникелевых сталей с нестабильным аустенитом - 12Х18Н10Т, а также из трип – стали.

Для отделения теплового действия электрического тока от возможных эффектов нетермического характера использовали схемы подведения электрического тока к проволоке, изображенные на рис.1. Схемы (*а*) и (*в*) позволяли осуществить волочение с пропусканием электрического тока через участок проволоки, включающий очаг деформации, с применением, соответственно, твердосплавной и алмазной волоки.

По схеме (*б*) изучали теплое волочение, а по схеме (*г*) – влияние пондеромоторных сил на процесс волочения. В последнем случае предполагалось что пондеромоторные силы, возникающие при пропускании импульсного электрического тока через участок проволоки, расположенный после волоки, стимулируют возникновение упругих механических колебаний в проволоке с возможным влиянием на процесс волочения [3].

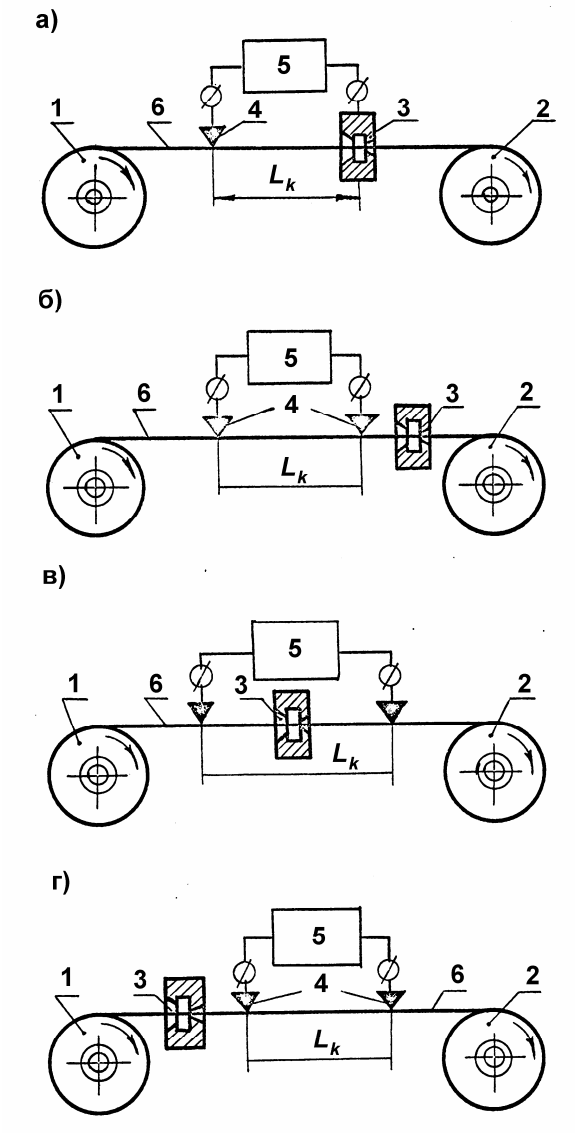


Рисунок1 – Схемы подвода электрического тока к движущейся проволоки при волочении

В качестве смазочно-охлаждающей жидкости использовали водно-мыльную эмульсия для меди, триэтаноламиновую эмульсию и хлорпарафин ХП-7О для сталей с нестабильным аустенитом. Указанными смазками охлаждали волоку и участок проволоки, подвергнутый действию тока. При волочении использовались волоки из природного алмаза и твердого сплава. Подвод электрического тока к проволоке осуществляли с помощью роликовых и щеточных контактирующих устройств.

В процессе работы над контактирующими устройствами была исследована и установлена возможность подведения электрического тока при помощи порошкового контактирующего устройства, работающего в режиме гидродинамического трения (а.с. №642035). Была разработана методика расчета и конструкция этого устройства и затем оно было внедрено на Белорецком металлургическом комбинате.

Следует особо отметить, что подобное порошковое контактирующее устройство, в принципе, позволяет решить проблему подвода электрического тока к проволоке больших диаметров (в том числе и к катанке) и использовать его для целей теплого волочения.

Основные параметры импульсных генераторов выбирали на основе связи их с деформационными параметрами процесса с таким условием, чтобы каждый участок проволоки, проходящий очаг деформации обрабатывался хотя бы одним импульсом электрического тока. Эта связь выражается следующими соотношениями:

$$F = k_F \frac{v}{L_{З.Д}} \quad , \tag{1}$$

$$\nu = (F t_И)^{-1} \quad , \tag{2}$$

$$J_m = J \frac{\sqrt{\nu}}{k_Ф}, \tag{3}$$

$$U_m = J_m \rho L_k, \tag{4}$$

где F – частота повторения импульсов, кГц; v – скорость волочения, м/с; k_F – коэффициент, зависящий от степени обжатия ($k_F = 1,5-3$); $L_{З.Д.}$ – длина зоны деформации, мм; ν – скважность импульсов; $t_и$ – длительность импульсов, мс; J, J_m – соответственно, действующая и амплитудная плотности тока, А/мм^2; L_k – межконтактное расстояние (база), м; $k_Ф$ – коэффициент формы импульсов.

На основе этих соотношений были разработаны и сконструированы два импульсных генератора, которые использовались в экспериментах.

Эффективность влияния тока на процесс волочения оценивали по относительному уменьшению напряжения (силы) волочения, которое рассчитывали по формуле:

$$\lambda_z = \frac{\sigma_Z - \sigma_Z^T}{\sigma_Z} 100\% = \frac{P_Z - P_Z^T}{P_Z} 100\%, \tag{5}$$

где σ_Z, P_Z – соответственно? напряжение и сила волочения при обычном волочении (без пропускания электрического тока) за вычетом составляющей, вызванной противонатяжением; σ_Z^T, P_Z^T – то же для случая волочения с пропусканием через проволоку электрического тока.

Механические свойства проволоки: временное сопротивление ($\sigma_В$), условный предел текучести ($\sigma_Т$), полное относительное удлинение (δ_{100}) определяли по стандартным методикам. Удельное электросопротивление (ρ) образцов проволоки измеряли с помощью моста МОД-61. Определение содержания α – фазы в метастабильной аустенитной стали производили магнитометрическим способом на установке БУ-3 с последующим расчетом, по формуле А.П. Гуляева. Тонкую структуру проволоки исследовали рентгенографическим методом. При этом фазовый состав определяли по сопоставлению интегральных интенсивностей ли-

ний (110) α-фазы и (111) γ-фазы, а дисперсность структурных составляющих – по уширению этих линий.

Результаты измерений обрабатывали методами дисперсионного анализа, выполняя необходимые статистические оценки.

Исследования на медной микропроволоке

Изучали уменьшение напряжений волочения (λ_Z) от плотности постоянного и импульсного тока различной полярности, частоты повторения импульсного тока (F) и от величины единичного обжатия при волочении медной проволоки диаметром 60 мкм по схеме рис.1*в* . Результаты представлены на рис.2. Ярко выражена зависимость величины λ_Z от рода тока (импульсный ток более эффективен, чем постоянный) (рис.2а); от направления тока (рис.2*а,в*) и от частоты повторения импульсов (рис.2*б*). При изучении зависимости $\lambda_Z(F)$ (рис.2*б*) амплитуда и скважность импульсов была постоянной, что согласно формуле (5), обеспечивало эквивалентную температуру нагрева проволоки. Установленные зависимости также не могут быть объяснены только тепловым действием тока.

Количественный вклад возможных механизмов влияния электрического тока на процесс волочения медной проволоки изучали используя различные схема подвода тока (см. рис.1). Полученные данные приведены в табл. Анализ этих данных показывает, что нетермические механизмы - пондеромоторные силы электрического тока и**,** особенно, электронно-пластический эффект оказывают существенное влияние при уменьшении напряжения волочения.

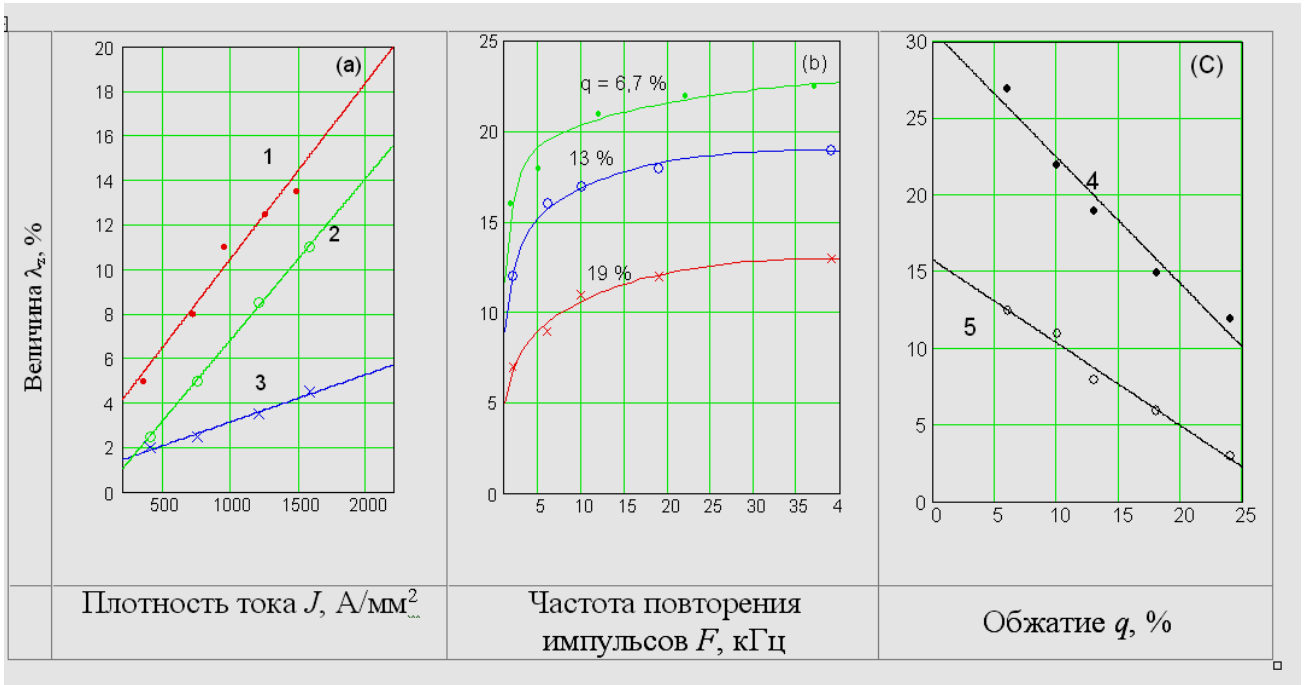


Рисунок 2 – Зависимость величины λ_z при волочении медной микропроволоки от технологических параметров: 1 – импульсный ток, полярность до волоки (+); 2,3 – постоянный ток, полярность (+) и (–) до волоки, соответственно; 4,5 – импульсный ток 2500 А/мм^2, полярность (+) и (–) до волоки, соответственно.

Из данных, представленных в табл. видно, что импульсный ток, пропускаемый после волоки, оказывает заметное действие на усилие волочения, что, в принципе, невозможно объяснить термическим действием тока.

Влияние полярности тока на силовые параметра волочения объяснили существованием в зоне деформации медной проволоки собственного электрического поля, вызванного деформацией. Это утверждение нуждается в дальнейших специальных исследованиях.

Исследования на нержавеющей тонкой проволоке

Аналогичное исследование было выполнено на аустенитизированной проволоке из стали 12XI8H1OT диаметром 0,2-0,4 -мм при действующей плотности электрического тока до 400А/мм^2. Установлено, что уменьшение напряжения волочения в этом случае достигает 30%. Основное влияние в данном случае оказывает тепловое действие тока.

Результаты исследования (физико-механических свойств проволоки из стали 12XI8H1OT, изготовленной по четырем вариантам в 13 переходов, с единичными обжатиями 15 -22%. Первый вариант - холодное волочение (J = 0); второй - теплое (по схеме- 1б), третий - ЭПВ (J =250 А/мм2), четвертый - ЭПВ (J=320 А/мм2). Во втором и третьем вариантах токовые режимы обеспечивали одинаковую температуру нагрева проволоке перед входом в рабочую зону волоки.

Таблица – Влияние постоянного (П) и импульсного (И) электрического тока действующей плотностью 1280 А/мм^2- на уменьшение напряжения волочения медной проволоки при различных схемах подвода тока (рис.1) (переход 0.15-0,14 мм)

Расстояние между контактами, мм	Величина λ_Z, %				
	Схема рис.1*б*		Схема рис.1*в*		Схема рис.1*г*
	Пост. ток	Имп. ток	Пост. ток	Имп. ток	Имп. Ток
20	2,9	3,0	5,9	10,3	1,5
40	-	-	5,9	11,0	2,2
80	3,7	4,4	6,6	11,8	3,0
120	4,4	5,0	6,0	12,5	3,8
140	5,2	6,0	5,9	13,2	4,4

Результаты показывают, что проволока, полученная волочением с пропусканием электрического тока через очаг деформации отличается меньшим содержанием и большей дисперсностью α -фазы, при суммарных деформациях более 45% ($\ln\mu_\Sigma > 0{,}8$). Этим обьясняется несколько меньшая прочность проволоки, полученная в третьей варианте по сравнению с теплым и обычным волочением. Приведенные данные свидетельствуют о том, что помимо теплового фактора на формирование тонкой структуры проволоки оказывает заметное влияние нетермическое (электронно - пластическое) действие тока.

Исследования на проволоке из трип-стали

С целью практической применимости предложенного способа обработки проволоки предварительно были выполнены исследования на трип – стали. Проволока из трип-стали марки ЧС-45 (ЗОХ17Н6М4ГС2) обладает уникальным сочетанием прочностных и пластических свойств (σ_B = 15ОО-2500 МПа, δ_{100} = 40-10%). Предложенная в то время и технология и оборудование (стан теплого волочения типа СТВ 8/250-200) для производства этой проволоки имеет ряд недостатков: малую производительность и к.п.д. процесса, для нагрева проволоки используются свинцовые ванны с косвенным электроподогревом, токсичность свинца, использование в качестве смазки чешуйчатого графита, который необходимо удалять о поверхности готовой проволоки.

С помощью ЭПВ по маршруту с диам. 0,67 на диам. 0,30 мм через твердосплавные волоки по схеме рис.1*а* со скоростями 1–3 м/с на хлорпарафиновой смазке с использованием

постоянного электрического тока плотностью до 185 А/мм^2 удалось получить проволоку из данной стали с временным сопротивлением σ_B =1500–1750 МПа и относительным удлинением δ_{100} = 42–25 %. При этом было полностью подавлено мартенситное превращение, что оставляло солидный запас пластичности для дальнейшей деформации, например, для получения высокопрочного состояния.

Полученные результаты позволили разработать более эффективный технологический процесс и техническое задание на проектирование и изготовление многократного стана для волочения тонкой проволоки из трип-стали. Техническим заданием волочение проволоки на пределах 1,40-0,67 и 0.67-0,30 мм предложено осуществлять на многократном стане со скольжением при скоростях 1-3 м/с с использованием хлорпарафиновой смазки (схема рио.1а). Стан состоит иа следующих основных узлов и агрегатов; размоточного и рихтовального устройств; волокодержателя с контактирующими устройствами роликового типа; направляющих и вытяжных ступенчатых барабанов; устройства для подачи, сбора и охлаждения смазки; электрооборудования и средств автоматизации, приемного устройства и съемника.

Заключение

Результаты исследования показали, что нетермическое влияние электротока большой плотности в отдельных случаях экспериментально заметно не только на монокристаллах чистых металлов, но и на технических сплавах. Данный способ обработки можно использовать в тех случаях, когда тепловой эффект действия тока не отражается отрицательно, например, на процессе волочения или свойствах готовой проволоки.

Список использованных источников

1. Троицкий О.А., Розно А.Г. Электропластический эффект в металлах. – Физика твердого тела, 1970, т.12, вып.1.
2. Климов К.М., Шнырев Г.Д., Новиков И.И. Об «электропластичности» металлов. - Доклады АН СССР, 1974, т.219,№2.
3. Однофильерное электропластическое волочение тончайших медных проволок / Спицын В.И.,Троицкий О.А., Рыжков В.Г. и др. - Доклады АН СССР, 1976, т.231, № 2, с.402.
4. Высокоскоростное деформирование меди с наложением электрического тока / Спицын В.И., Рыжков В.Г., Троицкий О.А. и др. -В кн.:Тезисы докладов VIII Всесоюзной конференции по физике прочности и пластичности металлов и сплавов, Куйбышев, 1976, с.245-246.
5. А. с.642035 (СССР). Устройство для волочения с электроконтактным нагревом протягиваемого изделия / Рыжков В.Г., Соколов Н.В., Васильев Н.А. и др. - Опубл. в БИ, 1979, № 2.
6. Троицкий О.А., Рыжков В.Г. Возникновение электрического потенциала в зоне деформации меди. – Письма в журнал технической физики. 1977, т.3, вып.14, с.680-684.
7. Электропластическое волочение нержавеющих сталей / Троицкий О.А., Спицын В.И., Соколов Н.В., Рыжков В.Г. - Доклады АН СССР, 1977, т.237, № 5, с.1082-1085.
8. Троицкий О.А., Спицын В.И., Рыжков В.Г. Электропластическое волочение стали, меди и вольфрама. - Доклады АН СССР, 1978, т.243, № 2, с.330-333.
9. Электропластическое волочение метастабильной аустенитной стали / Троицкий О.А., Соколов Н.В., Спицын В.И., Рыжков В.Г. и др. – Электронная обработка материалов, 1980, № 6, с.63-66.
10. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. - М.: Наука, 1985. – 160 с.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТМО

Дураничев В. В.
Prüftechnik MT GmbH, Санкт-Петербург, Россия
E-mail: duranichev@gleeble.ru

EQUIPMENT AND METHODS FOR PHYSICAL SIMULATION THERMO MECHANICAL TREATMENT

Duranichev V. V.
Prüftechnik MT GmbH, S.Petersburg, Russia
E-mail: duranichev@gleeble.ru

The existing in the most technically developed countries research-and-technology chain, necessary for working out new and updating existing techniques of high-performance materials manufacturing, always begins with physical simulation of technological processes of materials structure and properties formation. It allows to reduce expensive industrial experiment considerably. In this report will be presented a review of capabilities of the unique Gleeble test system which can perform the physical simulation of the majority of thermodeformation processes in materials processing.

Научно-техническая цепочка, необходимая для разработки новых и корректировки существующих технологий изготовления материалов с высоким уровнем свойств, сложившаяся в наиболее технически развитых странах, всегда начинается с физического моделирования технологических процессов формирования структуры и свойств материалов, которое позволяет значительно сократить дорогостоящий промышленный эксперимент. Для этого фирмой Dynamic Systems, Inc., США создан уникальный испытательный комплекс Gleeble, который способен осуществить физическое моделирование большинства термодеформационных процессов обработки материалов.



Рисунок 1 – Комплекс Gleeble-3180

Комплекс способен производить испытания на растяжение, сжатие, кручение и многоосевую деформацию при температурах от комнатной до температуры плавления в высоком вакууме или защитном газе и моделировать процессы разливки, кристаллизации, обработки в полутвердом состоянии, горячей прокатки, ковки, экструзии, термообработки, сварки, обработки порошковых материалов и т.д.

Максимальное усилие деформирования – 200 кН и скорость перемещения подвижной траверсы – до 2 м/с позволяют точно воспроизвести термо-деформационный процесс прокатки, ковки и экструзии металлов. Скорость нагрева и охлаждения – до 10 000 К/с дают возможность осуществить моделирование любого процесса сварки, от электродуговой до лазерной, а также процессов плавления и кристаллизации.

В результате работы комплекса, в распоряжение технолога поступает вся необходимая информация о технологических параметрах рассматриваемых процессов, таких как: температуры плавления и кристаллизации, энергосиловые параметры деформации, точки фазовых превращений, параметры зон термического влияния, температуры потери прочности и пластичности и многое другое. Полученные данные являются основой для внедрения новых технологий в производство.

Именной указатель

Аджиева М.Д. 53
Айткулов Р.Р. 152
Акименкова В.А. 634
Алексеев А.А. 257
Алиев М.А. 439
Андреев В.А. 445, 447
Анисина И.Н. 423
Антонов С.В. 113
Антонова О.В. 408
Ахвердиева Т.А. 593
Ахидова Е.А. 408

Бараз В.Р. 294
Барахтин Б.К. 382
Барон А.А. 303
Батрак В.И. 556
Бахарева Е.А. 135
Бахрачева Ю.С. 122
Башметов В.С. 644
Белова А.А.. 634
Большев К.Н. 257
Бондарев А.Б. 445, 447
Бородин Е.М. 638
Будовских Е.А. 161, 228, 286
Буров А.Е. 481
Буров С.В. 113
Бурцл Р. 369
Буякова С.П. 108
Быковский Н.Г. 305

Вакулюк В.С. 417
Валиев Р.З. 5
Вансович К.А. 540
Варгасов Н.Р. 382
Ващук Е.С. 228
Викарчук А.А. 85, 91
Власов Н.М. 429
Волков Е.В. 58
Волкова Е.Р. 549
Володин Н.М. 261
Воронова Л.М. 125
Вострецова А.В. 286

Гладковский С.В. 63, 638
Гончаров И.К. 656
Горбунов Д.И. 329, 334
Горбунов И.П. 329, 334
Горельский В.А. 220
Горностырев Ю.Н. 280
Грабовецкая Г.П. 270, 274
Графутин В.И. 369
Григорьев С.С. 624
Григорьева Н.А. 213
Гриднев А.В. 104
Громов В.Е. 161, 228, 286
Громыко Ж.Н. 320
Гроховский В.И. 638
Грызунов В.И. 471, 649
Грызунова Н.Н. 85
Гувалов А.А. 281
Гусев М.Н. 560

Данейко О.И. 213
Дворников С.В. 644
Дегтярев М.В. 125
Дементьев С.И. 625
Деревягина Л.С. 45
Джангуразов Б.Ж. 378
Диженин В.В. 91
Диньмухаметова Л.С. 577
Дорогов М.В. 85
Доронин С.В. 464
Дудко В.А. 512
Дудова Н.Р. 512
Дураничев В.В. 661
Дьяконов Г.С. 525

Егоров В.Д. 644
Елсукова Т.Ф. 25
Ельчанинов П.Н. 363
Ермолович О.А. 324
Ефимова Ю.Ю. 249, 409

Жартовский Г.С. 16
Жолдошов Б.М. 131

Забудченко О.В. 274
Завадич В.П. 644
Задорожный В.Ю. 8
Зайцев Д.В. 624
Захаров В.М. 220
Зголич М.В. 233
Зееман А. 369
Зенин В.А. 457
Золотухин Ю.С. 517

Иванов А.М. 402
Иванов А.С. 435
Иванов В.А. 257, 261
Иванов Ю.Ф. 286
Иванова Е.А. 39
Измоденова С.В. 69
Иконникова К.В. 389
Иконникова Л.Ф. 389
Илюхина О.В. 369
Иоффе А.В. 625
Иштеряков В.И. 5

Кайбышев Р.О. 512
Какулия Ю.Б. 155
Каминский В.В. 257, 261
Камышанченко Н.В. 613
Каныгина О.Н. 32, 53, 58, 423
Каримбаев К.Д. 185, 191, 196, 202
Картак Б.Р. 294
Картанова А.Дж. 501
Карыев Л.Г. 99
Кашапов М.Р. 5, 8
Кенис М.С. 131
Кирпичёв В.А. 417
Клевцов Г.В. 5
Клевцова Н.А. 5, 8
Климкин К.А. 220
Климов М.И. 363
Клопотов А.А. 517
Клубович В.В. 644
Князев П.Н. 58
Ковалевская Т.А. 213
Козлов Г.В. 378
Козловских Е.С. 638
Коледа В.В. 644
Колесник А.А. 8
Колоколов С.Б. 607
Колотвин А.В. 363
Копцева Н.В. 249, 409
Копылов В.И. 125
Косолапов Д.В. 484
Косырев С.П. 299
Кофанов А.В. 329
Кочергина Ю.А. 99
Крахин О.И. 457
Кришан А.Л. 168, 173
Кручинин Н.Ю. 69
Крщак В. 369
Крылова С.Е. 532
Кудашева И.О. 299
Кудря А.В. 631
Кузеев И.Р. 577, 583, 585, 649
Кузнецов Д.П. 613
Кульков С.Н. 108
Кунгурцев М.С. 613
Куринная Р.И. 233
Кучеренко М.Г. 69

Лазарев Д.А. 32
Лашкина Е.В. 320, 324
Лебедева Н.В. 305, 382
Легчило В.В. 113
Лелюхин А.С. 53
Лепихин А.М. 489
Летенков О.В. 447
Лобода М.Ю. 81
Лопатин Н.В. 525
Лопатин Ю.Г. 159
Максимкин О.П. 560
Маленков М.И. 16
Мальцева Л.А. 63
Мальцева Т.В. 63
Маркидонов А.В. 345
Марков О.И. 395
Марьина Н.Л. 243, 299
Мацокин В.П. 236
Мацокин Д.В. 236
Мельничук А.С. 173
Мерсон Д.Л. 617, 625
Микитаев А.К. 378
Минеева О.Н. 294
Миронова Л.И. 435
Михайлов – Смольняков М.С. 305, 382
Михаленко И.А. 179
Михоленко Д.А. 409
Мишин И.П. 270
Мишнев Р.В. 512
Мойсейчик Е.А. 596
Молодых А.А. 261
Молотников З.В. 343
Моторин А.С. 601
Мошняков М.Г. 497
Муратов В.С. 131
Мурашкин М.Ю. 5
Мухаметрахимов М.Х.552
Мухаметярова Е.Н. 113
Мясищева Г.Г. 369

Наркевич Н.А. 39
Нахатова Г.Г. 601
Никитенко О.А. 249
Никулин И.С. 613
Новиков Г.В. 104

Озерец Н.Н. 63
Оленин М.И. 305

Павлов В.Ф. 417
Панин В.Е. 25, 45
Панфилов П.Е. 280, 408, 624
Пахомова И.Н. 236
Перепелица Д.Д. 312
Перова Ю.Н. 634
Пестренин В.М. 546
Пестренина И.В. 546
Петров А.Г. 389
Петров Г.Г. 389
Петров Н.В. 445
Пилюгин В.П. 280, 408
Пластинина Г.В. 447
Плужникова Т.Н. 99
Покрышкина Д.К. 125
Полкунов Ю.Г. 81
Полушкин В.И. 585

Помазкин В.А. 77
Потапов С.Д. 312
Пояркова Е.В. 577, 583, 585, 649
Правоторова Е.А. 563
Приймак Е.Ю. 471, 476
Прокопьев Е.П. 369
Пятков А.А. 638

Разов А.И. 601
Ракитин Р.Ю. 349
Расстегаев И.А. 91
Растегаева И.И. 91
Романов Д.А. 161
Ромашов Р.В. 12
Рубаник В.В. 644
Рудаев Я.И. 501
Русаков С.В. 546
Русакова А.В. 560
Русинов А.П. 652
Рыбников Ю.С. 563, 568
Рыжков В.Г. 661

Савченков Э.А. 141, 146, 152
Салихов Т.Ш. 631
Салищев Г.А. 525
Сальников А.В. 202
Сапронов Д.В. 196
Сахаров Н.В. 159
Селезнева Н.В. 280
Семенов С.В. 122
Семенова Л.М. 122
Серветник А.Н. 207
Сигова Е.М. 451
Симаков В.П. 179
Скородумов С.В. 631, 634
Слюсарева О.Ф. 303
Соколовская Э.А. 631, 634
Соловьев С.М. 261
Старенченко В.А. 233
Стародубцев В.В. 185
Старостенков М.Д. 345, 349
Степанов Н.Н. 261
Степанова Е.Н. 274
Стефанович Р.В. 596
Стружанов В.В. 135
Суворов П.В. 625
Сулайманова С.М. 501
Сурикова Н.С. 25, 517

Таланцев Н.Ф. 546
Терешатов В.В. 549
Терлыч С.В. 338
Тимошенков С.П. 369
Тихонова Т.А. 345
Троицкий О.А. 563, 568, 661
Трякина Н.Ю. 476
Туманов Н.В. 207

Фатьянов С.А. 457
Федоров В.А. 99, 104
Федоров Д.С. 652
Фесенюк М.В. 5, 8
Филатов С.А. 596
Филиппов М.А. 113
Фирсова Н.В. 532
Фролова О.А. 8
Фунтиков Ю.В. 369

Хаймович П.А. 617
Харина Е.Г. 349
Хорев И.Е. 220
Хрипунов Ю.В. 395
Хусаинов М.А. 445, 447
Цветкова Е.В. 77

Чартаев Ч.Х. 439
Чащухина Т.И. 125
Челяпина О.И. 435
Черняева Е.В. 617
Чернякова Н.А. 119
Четверикова А.Г. 32, 423
Чиванов А.В. 104
Чинокалов В.Я. 179
Чмерева Т.М. 69
Чувильдеев В.Н. 159

Шагеев Д.Р. 168
Шарапова В.А. 63
Шарыгин А.М. 155
Шашкова Л.В. 141
Шитик Е.В. 179
Шкатов В.В. 334
Шумских А.Г. 634

Щипачев А.М. 12
Щурин К.В. 77

Ярош В.В. 220

Содержание

	Стр.
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Мурашкин М.Ю., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р., Иштеряков В.И. (Оренбург, Уфа) МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Klevtsova N.A., Murashkin M.U., Fesenuk M.V., Kashapov M.R., Ishteryakov V.I. IMPACT FRACTURE MECHANISM OF ALUMINIUM ALLOY D16 AFTER VARIOUS KIND OF THERMAL TREATMENT AND SEVERE PLASTIC DEFORMATION	5-7
Клевцова Н.А., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р., Задорожный В.Ю., Фролова О.А., Колесник А.А. (Оренбург, Москва) МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ СТАЛИ 110Г13 ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ Klevtsova N.A., Fesenuk M.V., Kashapov M.R., Zadorozhnii V.U., Frolova O.A., Kolesnik A.A. IMPACT FRACTURE MECHANISM AND MARTRNSITIC TRANSFORMATIONS IN PLASTIC ZONES OF STEEL 110G13 AT LOW TEMPERATURE	8-11
Ромашов Р.В., Щипачев А.М. (Оренбург) ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЗАДАННОЙ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ НА ОСНОВЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО КРИТЕРИЯ Romashov R.V., Schipachev A.M. TECHNOLOGICAL BAIL OF GIVEN FATIGUE LIFE ON THE BASE OF ENERGY CRITERION	12-15
Маленков М.И., Жартовский Г.С. (Санкт-Петербург) МЕТОДИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ БОРТОВЫХ УЗЛОВ И СИСТЕМ АВТОМАТИЧЕСКИХ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ (К 40-летию начала успешной эксплуатации «Лунохода-1» на Луне) Malenkov M.I., Jartovsky G.S. METHODICAL FEATURES OF MECHANICAL TESTS OF ONBOARD UNITS AND SYSTEMS FOR AUTOMATIC SPACECRAFTS (To the 40 anniversary of the beginning of successful operation "Lunokhod 1" on the Moon)	16-24
Сурикова Н.С., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. (Томск) ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ С ОДНОЙ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ. Surikova N.S., Panin V.E., Elsukova T.F. STRUCTURAL EVOLUTION 0F PURE ALUMINIUM ON FATIGUE WITH ONE FIX SURFACE	25-31
Каныгина О.Н., Четверикова А.Г., Лазарев Д.А. (Оренбург) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОСТРУКТУРЫ В КЕРАМИЧЕСКОМ КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ. Kanygina O.N., Chetverikova A.G., Lazarev D.A. THE MODELLING OF PHASE TRANSFORMATION PROCESSES AND MESOSTRUCTURE EVOLUTION IN A CERAMIC COMPOSITE MATERIAL	32-38

Наркевич Н.А., Иванова Е.А. (Томск) ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ НАПЛАВЛЕННЫХ ПОКРЫТИЙ С МАТРИЦЕЙ, ЛЕГИРОВАННОЙ АЗОТОМ. Narkevich N.A., Ivanova E.A. ASSESSMENT OF DEFLECTED MODE OF ELECTRON-BEAM SURFACED COATING WITH NITROGEN-DOPED MATRIX	39-44
Деревягина Л.С., Панин В.Е. (Томск) АТТЕСТАЦИЯ ЗОН ПЛАСТИЧНОСТИ С ПОМОЩЬЮ ОПТИКО-ТЕЛЕВИЗИОННОГО КОМПЛЕКСА TOMSC ДЛЯ АНАЛИЗА РАЗРУШЕНИЯ Derevyagina L.S., Panin V.E. ATTESTATION OF PLASTICITY ZONES WITH HELP OF THE TOMSC COMPLEX INTENDED FOR FRACTURE ANALYSIS	45-52
Аджиева М.Д., Лелюхин А.С., Каныгина О.Н. (Оренбург) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ И СРЕДСТВ СПЕКТРОЗОНАЛЬНОЙ РЕНТГЕНОГРАФИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ СТРОИТЕЛЬНЫХ ГРУНТОБЛОКОВ Adzhieva M.D, Lelyukhin A.S., Kanygina O.N. APPLICATION OF METHODS AND MEANS MULTIPOWER X-RADIOGRAPHY FOR RESEARCH OF PROPERTIES OF BUILDING BLOCKS	53-57
Волков Е.В., Каныгина О.Н., Князев П.Н. (Оренбург) ОПТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ПОРИСТОЙ КЕРАМИКИ Volkov E.V., Kanygina O.N., Knyazev P.N. AN INVESTIGATION OF SURFACE CONDITION OF POROUS CERAMICS BY OPTICAL METHODS	58-63
Мальцева Л.А., Гладковский С.В., , Шарапова В.А., Мальцева Т.В., Озерец Н.Н. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ЖЕЛЕЗОХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ Maltseva L.A., Gladkovskiy S.V., Sharapova V.A., Maltseva T.V., Ozerets N.N. THE EFFECT OF COMPOSITION ON STRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND THE FRACTURE RESISTANCE Fe-Cr-Ni-BASED STEELS WITH THE METASTABLE AUSTENITE	63-68
Кучеренко М.Г., Кручинин Н.Ю., Измоденова С.В., Чмерева Т.М. (Оренбург) ДЕСТРУКЦИЯ КОМПОЗИТНОГО НАНОКЛАСТЕРА «ПОЛИМЕРНАЯ ЦЕПЬ - НАНОЧАСТИЦА» И ФИЗИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ЕЕ МОНИТОРИНГА Kucherenko M.G., Kruchinin N.Yu., Izmodenova S.V., Chmereva T.M. DESTRUCTION OF COMPOSITED NANOCLUSTER “POLIMERIC CHAIN-NANOPARTICLE” AND PHYSICAL METHODS OF IT MONITORING	69-76
Помазкин В.А., Щурин К.В., Цветкова Е.В. (Оренбург) ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ Pomazkin V.A., Tschourin K.V., Tsvetkova E.V. THE INFLUENCE MAGNETIC PROCESS SING HAS ON DURABILITY AND DESTRUCTION OF BUILDING MATERIALS AND CONSTRUCTIONS	77-80
Полкунов Ю.Г., Лобода М.Ю. (Оренбург) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРУЖЕННОСТИ КОНИЧЕСКИХ ДИСКОВЫХ ИНСТРУМЕНТОВ, ФОРМИРУЮЩИХ ТРЕЩИНЫ НОРМАЛЬНОГО РАЗРЫВА Polkunov Yu.G., Loboda M.Yu. MATHEMATICAL MODELING OF KONIC DISK-	81-84

SHAPED INSTRUMENTS LOADING, FORMING CHAPS OF NORMAL BREAK	
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В. (Тольятти) КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛА Vikarchuk A.A., Gryzunova N.N., Dorogov M.V. COMBINED TECHNOLOGY OF NANOPOROUS MATERIALS BASED ON METAL	85-91
Викарчук А.А., Растегаева И.И., Диженин В.В., Расстегаев И.А. (Тольятти) МЕТОДЫ ОПТИМИЗАЦИИ КАВИТАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ЖИДКОСТЕЙ Vikarchuk A.A., Rastegaeva I.I., Dizhenin V.V., Rastegaev I.A. METHODS FOR OPTIMIZATION OF CAVITATION PROCESSING HETEROPHASE LIQUIDS	91-98
Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Федоров В.А., Плужникова Т.Н. (Тамбов) СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И СВОЙСТВА ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАМИ В СТАЦИОНАРНОМ ТЕПЛОВОМ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЯХ Kochergina Y.A., Kariev L.G., Feodorov V.A., Plushnikova T.N., Tretjakov I.A. STRUCTURAL CHANGES AND PROPERTIES OF THE IONIC CRYSTALS ALLOYED BY METALS IN STATIONARY THERMAL AND ELECTRIC FIELDS	99-103
Новиков Г.В., Гриднев А.В., Чиванов А.В., Федоров В.А. (Тамбов) ПОВЕДЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ LiF ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОГО ПОТОКА β-ЧАСТИЦ Novikov G.V., Gridnev A.V., Chivanov A.V., Feodorov V.A. BEHAVIOR OF LiF CRYSTALS UNDER THE INFLUENCE OF DENSITY β - PARTICLES	104-108
Буякова С.П., Кульков С.Н. (Томск) МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ Buyakova S., Kulkov S. MECANICAL BEHAVIOR OF POROUS NANOZIRCONIA	108-112
Филиппов М.А., Буров С.В., Легчило В.В., Антонов С.В., Мухаметярова Е.Н. (Екатеринбург) ВЗАИМОСВЯЗЬ СПОСОБНОСТИ К УПРОЧНЕНИЮ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ, РАБОТЫ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЦАРАПАНИИ И АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ МАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ Filippov M.A., Burov S.V., LegchiloV.V., Antonov S.V., Muchametjarova E.N. CONNECTION BETWEEN HARDENABILITY OF WORK SURFACE, WORK FRACTURE AT SCRATCHING AND ABRASIVE WEAR RESISTANCE OF AUSTENITE MANGANESE STEELS	113-118
Чернякова Н.А. (Красноярск) ВЛИЯНИЕ ДВУХЧАСТОТНОГО НАГРУЖЕНИЯ В ОЦЕНКАХ РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ Chernyakova N.A. INFLUENCE OF BIFREQUENCY LOADING IN LIFE TIME ASSESSMENTS OF CONSTRUCTIONAL ELEMENTS	119-121
Семенова Л.М., Бахрачева Ю.С., Семенов С.В. (Волгоград, Волжский) ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ДИФФУЗИОННОГО СЛОЯ ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ЦИКЛИЧЕСКОГО ТЕПЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ Semenova L.M., Bakhracheva J.S., Semenov S.V. PHASE COMPOSITION AND MECHANISM OF FORMATION OF DIFFUSIVE LAYER AT THERMOCYCLIC	122-124

NITROCEMENTATION	
Покрышкина Д.К., Дегтярев М.В., Копылов В.И., Воронова Л.М., Чащухина Т.И. (Екатеринбург, Минск/Беларусь) ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В МЕДИ С РАЗЛИЧНОЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ Pokryshkina D.K., Degtyarev M.V., Kopylov V.I., Voronova L.M., Chashchukhina T.I. DYNAMIC RECRYSTALLIZATION IN COPPER WITH VARIOUS INITIAL STRUCTURES UPON SHEAR UNDER PRESSURE	125-131
Жолдошов Б.М., Муратов В.С., Кенис М.С. (Самара) РАЗРАБОТКА ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Zholdoshov B.M., Muratov V.S., Kenis M.S. TERMOCYCLIC TREATMENT ELABORATION OF HIGH SPEED STEEL	131-134
Бахарева Е.А., Стружанов В.В. (Екатеринбург) МЕТОД НЬЮТОНА В ЗАДАЧЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПОЛОЖЕНИЙ РАВНОВЕСИЯ БАЛКИ ИЗ РАЗУПРОЧНЯЮ-ЩЕГОСЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ЧИСТОМ ИЗГИБЕ. Bahareva E.A., Struzhanov V.V. NEWTON'S METHOD FOR CALCULATING THE EQUILIBRIUM PARAMETERS OF THE BEAM FROM WEAKENING MATERIAL EXPOSED TO PURE BENDING.	135-140
Шашкова Л.В., Савченков Э.А. (Оренбург) НЕРАВНОВЕСНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПРИ НЕЛИНЕЙНОЙ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА В ЖЕЛЕЗЕ И СТАЛИ Shashkova L.V., Savchenkov E.A. NONEQUILIBRIUM PHASE TRANSITIONS AT NONLINEAR DIFFUSION OF HYDROGEN IN FERROUM AND STEEL	141-145
Савченков Э.А. (Оренбург) О МЕХАНИЗМЕ ВОДОРОДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ СТАЛИ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СЕРОВОДОРОДНОЙ СТРЕСС-КОРРОЗИИ Savchenkov E.A. HYDROGEN FRACTURE OF STEEL AND ALLOYS UNDER STRESS-CORROSION AT HYDROGEN-SULPHIDOUS MEDIUM	146-152
Савченков Э.А., Айткулов Р.Р. (Оренбург) ПОВЫШЕНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ СТАЛИ ВНУТРЕННЕМУ ВОДОРОДНОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОСЛЕ СУБСТРУКТУРНОГО ВЗРЫВНОГО УПРОЧНЕНИЯ Savchenkov E.A., Aitkulov R.R. PROMOTION OF STEEL STABILITY OF INTERNAL HYDROGEN FRACTURE BY SUBSTRUCTURAL EXPLOSIVE TREATMENT	152-155
Какулия Ю.Б., Шарыгин А.М. (Анапа, Ухта) НАПРЯЖЕНИЯ В СОСТАВНОМ ЦИЛИНДРЕ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ Kakulia J.B., Sharygin A.M. STRESSES IN A COMBINED CYLINDER, THE UPPER PART OF WHICH IS MADE FROM THE MATERIAL WITH THE EFFECT OF THE MEMORY FORM	155-159
Сахаров Н.В., Лопатин Ю.Г., Чувильдеев В.Н. (Н.Новгород) СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ АМГ-6 И АМГ-2, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ Saharov N.V, Lopatin Y.G., Chuvildeev V.N. THERMAL STABILITY OF ULTRA-FINE GRAINED AL-MG ALLOYS, SUBJECTED TO EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSION	159-160

Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк) ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ Romanov D.A., Budovskih E.A., Gromov V.E. FEATURES OF STRUCTURE OF SUPERFICIAL LAYERS OF ELECTRICAL CONTACTS FORMED BY MEANS ELECTRIC EXPLOSION OF CONDUCTORS	161-168
Кришан А.Л., Шагеев Д.Р. (Магнитогорск) ПРЕДЛОЖЕНИЯ ПО РАСЧЕТУ ПРОЧНОСТИ ТРУБОБЕТОННЫХ КОЛОНН КРУГЛОГО ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ Krishan A.L., Shageev D.R. OFFERS BY CALCULATION OF DURABILITY OF CONCRETE FILLED TUBE COLUMNS WITH ROUND CROSS-SECTION	168-173
Кришан А.Л., Мельничук А.С. (Магнитогорск) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СЖАТЫХ ТРУБОБЕТОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КВАДРАТНОГО ПОПЕРЕЧНОГО СЕЧЕНИЯ Krishan A.L., Melnichuk A.S. EXPERIMENTAL RESEARCH OF COMPRESSED CONCRETE FILLED TUBE ELEMENTS WITH SQUARE CROSS-SECTION	173-179
Чинокалов В.Я., Михаленко И.А., Симаков В.П., Шитик Е.В. (Новокузнецк) ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТИ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКИ И ЭКСПЛУАТАЦИИ Chinokalov V. Y., Mihalenko I.A., Simakov V.P., Shitik E.V.MODIFICATION STRUCTURE AND HARDNESS PIG-IRON ROOLS AFTER PLASMA HARDENING AND EXPLOITATION	179-184
Каримбаев К.Д., Стародубцев В.В. (Москва) К ВЕРИФИКАЦИИ РАСЧЕТОВ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ДИСКОВ Karimbaev K.D., Starodubtsev V.V. TO VERIFICATION OF CALCULATIONS OF BEARING ABILITY OF DISKS	185-191
Каримбаев К.Д. (Москва) О ПРИНЦИПИАЛЬНОЙ ВОЗМОЖНОСТИ УПРАВЛЕНИЯ ВЫПУЧИВАНИЕМ ПРИ ПОТЕРЕ УСТОЙЧИВОСТИ ЦЕНТРАЛЬНО-СЖАТЫХ СТЕРЖНЕЙ Karimbaev K.D. ABOUT A PRINCIPLE OPPORTUNITY MANAJEMENT OF LATERAL DEFLECTION AT LOSS OF STABILITY OF THE CENTRAL-COMPRESSED CORES	191-196
Каримбаев К.Д., Сапронов Д.В. (Москва) АНАЛИЗ КОНСТРУКЦИИ БАКА ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ГАЗА С ВНУТРЕННИМИ ПЕРЕГОРОДКАМИ ДЛЯ УВЕЛИЧЕНИЯ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ БАКА ВНУТРЕННЕМУ ДАВЛЕНИЮ, ПРОВЕДЕННЫЙ В ANSYS. Karimbaev K.D., Sapronov D.V. THE DESIGN ANALYSIS OF THE TANK FOR GAS STORAGE WITH THE INNER PARTITIONS FOR INCREASE IN RESISTIBILITY OF THE TANK TO THE INTERNAL PRESSURE, SPENT IN ANSYS	196-201
Каримбаев К.Д.Сальников А.В. (Москва) ОПТИМИЗАЦИЯ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РОТОРА ГТД СРЕДСТВАМИ ANSYS Karimbaev K.D., SalnikovA.V. OPTIMIZATION OF GAS-TURBINE ENGINE AXISYMMETRIC ROTOR ELEMENTS BY ANSYS	202-206

Туманов Н.В., Серветник А.Н. (Москва) МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ДИСКА ТУРБИНЫ С ТРЕЩИНАМИ И РАСЧЕТ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ Tumanov N.V., Servetnik A.N. STRESS STATE MULTILEVEL SIMULATION OF TURBINE DISK WITH CRACKS AND STRESS INTENSITY FACTOR EVALUATION	207-212
Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А., Данейко О.И. (Томск) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ГЦК СПЛАВОВ Grigorjeva N.A., Daneyko O.I., Kovalevskaya T.A. THE EXPERIMENTAL RESEARCHES AND THE MATHEMATICAL MODELING OF PLASTIC DEFORMATION FOR HETEROFAZE FSS ALLOYS	213-219
Горельский В.А., Захаров В.М., Климкин К.А., Хорев И.Е., Ярош В.В. (Томск) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УДАРНИКОВ И ПРЕГРАД ПРИ ИХ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СТОЛКНОВЕНИИ Gorelsky V.A., Zakharov V.M., Klimkin K.A., Khorev I.E., Jrosh V.V. EXPERIMENTAL AND THEORETICAL RESEARCH OF DESTRUCTION OF DRUMMERS AND BARRIERS AT THEIR HIGH-SPEED COLLISION	220-227
Ващук Е.С., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ Vaschuk E.S., Budovskikh E.A., Gromov V.E. THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A SURFACE LAYER OF STEEL 45 AFTER ELECTROEXPLOSIVE COPPERING AND BOROCOPPERING	228-232
Зголич М.В, Куринная Р.И., Старенченко В.А. (Томск) НАПРЯЖЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗОВАННОГО СОЕДИНЕНИЯ ДЛЯ РАЗЛИЧНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ РЕАКЦИЙ Zgolich M.V., Kurinnaya R.I., Starenchenko V.A. FORMED JUNCTIONS BREAKING STRESS FOR DIFFERENT DISLOCATION REACTION	233-236
Мацокин Д.В., Мацокин В.П., Пахомова И.Н. (Харьков/Украина) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОСТРОЕНИЯ И УСТОЙЧИВОСТИ УПОРЯДОЧЕННЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ЩГ МОНОКРИСТАЛЛАХ Matsokin D.V., Matsokin V.P., Pakhomova I.N. MODELLING OF ORDERED DISLOCATION STRUCTURES BILDING AND STABILITY AT HIGH TEMPERATURE IN ALKALI-HALIDE SINGLE CRYSTALS	236-242
Марьина Н.Л. (Балаково) МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ГИДРОДИНАМИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ В МАСЛЯНОМ СЛОЕ ШАТУННЫХ ПОДШИПНИКОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ КРИВОШИПНО-ШАТУННОГО МЕХАНИЗМА ПРИ СГОРАНИИ ТОПЛИВА Marina N.L. MATHEMATICAL MODEL OF HYDRODYNAMIC FLUCTUATIONS IN OIL LAYER OF BEARINGS IN THE CONDITIONS OF DYNAMIC LOADING AT FUEL COMBUSTION	243-248
Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Никитенко О.А. (Магнитогорск) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В	249-256

ПРОЦЕССЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ Koptseva N.V., Efimova Y.Y., Nikitenko O.A. RESEARCH OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE CARBON CONSTRUCTIONAL STEEL IN THE COURSE OF NANOSTRUCTURING BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING	
Каминский В.В., Иванов В.А., Большев К.Н., Алексеев А.А. (Санкт-Петербург, Якутск) МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ВЕТВЛЕНИЯ ТРЕЩИНЫ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ Kaminskiy V.V., Ivanov V.A., Bolshev K.N., Alexeev A.A. TECHNIQUE OF RESEARCH OF THE CRACK BRANCHING AT LOW TEMPERATURE NATURAL TESTS	257-261
Каминский В.В., Соловьев С.М., Степанов Н.Н., Володин Н.М., Молодых А.А., Иванов В.А. (Санкт-Петербург, Москва, Якутск) ОСОБЕННОСТИ СВОЙСТВ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ТЕНЗО- И БАРОРЕЗИСТОРОВ НА ОСНОВЕ СУЛЬФИДА САМАРИЯ Kaminsky V.V., Soloviev S.M., Stepanov N.N., Volodin N.M., Molodykh A.A., Ivanov V.A. FEATURES OF STRAIN GAGES AND BARORESISTORS PROPERTIES BASED ON SAMARIUM SULPHIDE.	261-269
Мишин И.П., Грабовецкая Г.П. (Томск) ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА КОЭФФИЦИЕНТ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ГЕТЕРОДИФФУЗИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО МОЛИБДЕНА. Mishin I.P., Grabovetskaya G.P. INFLUENCE OF STRESS ON GRAIN BOUNDARY HETERO-DIFFUSION COEFFICIENTS OF NANOSTRUCTURE MOLYBDENUM.	270-273
Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Забудченко О.В. (Томск) СТРУКТУРНО- ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ. Grabovetskaya G.P., Stepanova E.N., Zabudchenko O.V. STRUCTURE AND PHASE STATE AND DEFORMATION BEHAVIOUR OF NANOSTRUCTURED HYDROGENATED Ti-6Al-4V ALLOY	274-280
Панфилов П.Е., Горностырев Ю.Н., Селезнева Н.В., Пилюгин В.П. (Екатеринбург) ЭЛЕКТРОННАЯ СТРУКТУРА, ЭВОЛЮЦИЯ РЕШЕТОЧНЫХ ДЕФЕКТОВ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИХАЛЬКОГЕНИДОВ ТИТАНА (TiX2, X=S,Se,Te) Panfilov P.E., Gornostyrev Yu.N., Selezneva N.V., Pilyugin V.P.ELECTRONIC BONDING, LATTICE DEFECTS AND DEFORMATION BEHAVIOR OF TITANIUM DICHALCOGENIDES (TiX_2, X = S, Se, Te)	280
Гувалов А.А. (Баку/Азербайджан) ВЛИЯНИЕ ОРГАНО-МИНЕРАЛЬНЫХ МОДИФИКАТОРОВ НА ПРОЧНОСТЬ БЕТОНА Guvalov A.A. INFLUENCE OF ORGANO-MINERAL MODIFIERS ON DURABILITY OF CONCRETE	281-285
Вострецова А.В., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ Vostretsova A.V., Budovskikh E.A., Ivanov Yu.F., Gromov V.E. THE SURFACE LAYERS	286-293

STRUCTURAL-PHASE STATES OF STEEL 45 BY COMBINED TREATMENT	
Бараз В.Р., Минеева О.Н., Картак Б.Р. (Екатеринбург) ПОВЕРХНОСТНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ПРУЖИННОЙ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА: ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ Baraz V.R., Mineyeva O.N., Kartak B.R. SURFACE PROCESSING OF AUSTENITIC SPRING STEEL BY FRICTION: FEATURES OF STRUCTURE AND PROPERTIES	294-299
Косырев С.П., Кудашева И.О., Марьина Н.Л. (Балаково) ХИМИКО – ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ФОРСИРОВАННЫХ ДИЗЕЛЕЙ Kosyrev S.P., Kudasheva I.O., Maryina N.L. CHEMICAL - THERMAL TREATMENT OF THE CRANKED SHAFT OF THE FORCED DIESEL ENGINES	299-303
Барон А.А., Слюсарева О.Ф. (Волгоград) УСКОРЕННЫЙ МЕТОД ПОСТРОЕНИЯ КРИВОЙ ПЭРИСА. Baron A.A., Slyusareva O.F. THE METHOD FOR PREDICTION OF PARIS' CURVE SHAPE	303-304
Оленин М.И., Быковский Н.Г., Лебедева Н.В, Михайлов-Смольняков М.С. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ОТПУСКА НА ПОВЫШЕНИЕ ХЛАДОСТОЙКОСТИ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ КРЕМНЕМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А Olenin M.I., Bykovskiy N.G., Lebedeva N.V., Mikhaylov-Smolnyakov M.S. THE EFFECT OF ADDITIONAL TEMPERING ON THE COLD RESISTANCE ENHANCEMENT OF LOW-ALLOYED 0.09C–2Mn–Si STEEL.	305-311
Потапов С.Д., Перепелица Д.Д. (Москва) ВЕРИФИКАЦИЯ ДЕТЕРМИНИРОВАННОГО ПОДХОДА В МЕТОДИКЕ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ, ОСНОВАННОЙ НА ЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКЕ РАЗРУШЕНИЯ. Potapov S.D., Perepelitsa D.D. VERIFICATION OF THE DETERMINISTIC APPROACH IN METHODS OF THE ASSESSMENT TO REMAINING LIFE OF THE MAIN DETAILS OF THE AIRCRAFT ENGINES, FOUNDED ON LINEAR FRACTURE MECHANICAL	312-320
Громыко Ж.Н., Лашкина Е.В. (Гомель/Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ СОВМЕСТИМОСТИ НЕФТИ И НЕФТЕПРОДУКТОВ С ПОЛИОЛЕФИНАМИ Gromyko J.N., Lashkina E.V. STUDY ON THE COMPATIBILITY OF PETROLEUM AND PETROLEUM FROM POLYOLEFINS	320-323
Лашкина Е.В., Ермолович О.А. (Гомель/Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНСЕКТИЦИДНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ Lashkina E.V., Ermolovich O.A. STUDY OF PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMERIC MATERIALS INSECTICIDE	324-328
Горбунов Д.И., Горбунов И.П., Кофанов А.В. (Липецк) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАДАННОЙ ТВЕРДОСТИ Gorbunov D.I., Gorbunov I.P., Kofanov A.V. COMPUTER MODELING OF THERMAL PROCESSING OF STEEL FOR RECEPTION OF THE GIVEN HARDNESS.	329-333

Горбунов Д.И., Горбунов И.П., Шкатов В.В. (Липецк) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГАЗОВОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАДАННОЙ ТВЕРДОСТИ Gorbunov D.I., Gorbunov I.P., Schkatov V.V. COMPUTER MODELING OF GAS CEMENTATION FOR RECEPTION OF THE GIVEN HARDNESS	334-337
Терлыч С.В. (Херсон/Украина) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕМЕНТОВ МОДУЛЬНОГО ФОРМИРОВАНИЯ ПОМЕЩЕНИЙ ДЛЯ НЕСАМОХОДНЫХ СУДОВ И ПЛАВУЧИХ СООРУЖЕНИЙ Terlych S.V. DEFINITION OF DYNAMIC PARAMETERS OF ELEMENTS OF MODULAR FORMATION OF PREMISES FOR NON SELF-PROPELLED VESSELS AND FLOATING CONSTRUCTIONS	338-343
Молотников З.В. (Ростов-на-Дону) НАЧАЛЬНЫЙ ЭТАП НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЛАСТИЧНЫХ ТЕЛ. Molotnikov Z.V. THE PRIMAL STAGE OF INELASTIC DEFORMATION OF SOLID BODY	343-348
Харина Е.Г., Ракитин Р.Ю., Старостенков М.Д. (Новокузнецк, Барнаул) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДИФФУЗИИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ С СИММЕТРИЧНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН НАКЛОНА <111> МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ Kharina E.G., Rakitin R.Ju., Starostenkov M.D. RESEARCH OF THE DIFFUSION MECHANISMS BY DEFORMATION OF CRYSTALS WITH SYMMETRIC GRAIN BOUNDARIES OF <111> TILT BY MOLECULAR DYNAMICS METHOD	349-354
Старостенков М.Д., Тихонова Т.А., Маркидонов А.В. (Барнаул, Новокузнецк) ВОЗНИКНОВЕНИЕ ВОЛН СМЕЩЕНИЙ ПРИ РЕЛАКСАЦИИ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЙ В МЕТАЛЛАХ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ Starostenkov M.D., Tikhonova T.A., Markidonov A.V. INITIATION OFFSETS' WAVES UNDER RELAXATION OF THE COMPLEX OF VACANCIES IN METALS WITH FACE-CENTERED CUBIC LATTICE	345-362
Ельчанинов П.Н., Климов М.И., Колотвин А.В. (Оренбург) ФИЗИЧЕСКАЯ НЕЛИНЕЙНОСТЬ ЧУГУНА ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК Elchaninov P.N., Klimov M.J., Kolotvin A.V. PHYSICAL NON-LINEAR OF GREY IRON UNDER BENDING OF A BEAM	363-368
Прокопьев Е.П., Графутин В.И., Бурцл Р., Зееман А., Крщак В., Илюхина О.В., Мясищева Г.Г., Тимошенков С.П., Фунтиков Ю.В. (Москва, Петтен/Нидерланды) ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ И КОНЦЕНТРАЦИЙ НАНООБЪЕКТОВ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ Prokopev E.P., Grafutin V.I., Burcl R., Zeman A., Krsjak V., Ilyukhina O.V., Myasischeva G.G., Timoshenkov S.P., Funtikov Yu.V. DEFINITION OF NANOOBJECT SIZES AND CONCENTRATION IN THE IRRADIATED METALS AND ALLOYS BY METHODS OF POSITRON ANNIHILATION SPECTROSCOPY	369-377
Джангуразов Б.Ж., Козлов Г.В., Микитаев А.К. (Нальчик) ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИПРОПИЛЕН/ ОРГАНОГЛИНА	378-382

Dzhangurazov B.Zh., Kozlov G.V., Mikitaev A.K. DEFORMABILITY OF NANOCOMPOSITES POLYPROPYLENE/ ORGANOCLAY	
Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Лебедева Н.В., Михайлов – Смольняков М.С. (Санкт-Петербург) СТРУКТУРНЫЕ И ТЕКСТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ Х18Н10Т В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ Barakhtin B.K., Vargasov N.R., Lebedeva N.V., Mihailov-Smolnjakov M.S. THE STRUCTURES AND TEXTURES CHANGING IN H18N10T STEEL AT THE HOT PRESS DEFORMING	382-388
Иконникова К.В., Петров А.Г., Петров Г.Г., Иконникова Л.Ф. (Томск) ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПОДГОТОВКИ ВОДЫ НА ХАРАКТЕР ГИДРАТАЦИИ ЦЕМЕНТА Ikonnikova K.V., Petrov A.G., Petrov G.G., Ikonnikova L.F. INFLUENCE OF THE WAY OF WATER PREPARATION ON CHARACTER OF CEMENT HYDRATION	389-395
Хрипунов Ю.В., Марков О.И. (Орел) ИССЛЕДОВАНИЕ МОДИФИКАЦИИ СТРУКТУРЫ СЛОЕВ ПОВЕРХНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА Hripunov Yu.V., Markov O.I. RESEARCH OF THE MODIFICATION STRUCTURE SURFACE OF THE SINGLE CRYSTALS OF BISMUTH	395-401
Иванов А.М. (Якутск) ВОПРОСЫ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ И РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ Ivanov A.M. THE QUESTIONS OF THERMOPLASTIC REINFORCEMENT OF STEELS AND DEVELOPMENT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION METHODS	402-407
Ахидова Е.А., Антонова О.В., Пилюгин В.П.Панфилов П.Е. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ТУГОПЛАВКОМ ГЦК-МЕТАЛЛЕ Akhidova E.A., Antonova O.V., Pilyugin V.P., Panfilov P.E. PLASTIC FLOW OF THE REFRACTORY FCC-METAL	408
Копцева Н.В., Ефимова Ю.Ю., Михоленко Д.А. (Магнитогорск) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВРЕМЕНИ НАГРЕВА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ УГЛЕРОДИСТЫХ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛЕЙ МАРОК 20 И 45, НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ Koptseva N.V., Efimova Y.Y., Miholenko D.A. EFFECT OF TEMPERATURE AND HEATING TIME ON THE MICROSTRUCTURE AND HARDNESS OF THE CARBON STEEL 20 AND 45, NANOSTRUCTURED BY EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING	409-416
Павлов В.Ф., Кирпичёв В.А., Вакулюк В.С. (Самара) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРИРАЩЕНИЯ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ УПРОЧНЁННЫХ ДЕТАЛЕЙ ПО ОСТАТОЧНЫМ НАПРЯЖЕНИЯМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ Pavlov V.F., Kirpichyov V.A., Vakuljuk V.S. FORECASTING OF ENDURANCE LIMIT INCREMENT OF STRENTHENED DETAILS WITH USE OF SURFACE RESIDUAL STRESSES	417-422
Анисина И.Н., Каныгина О.Н., Четверикова А.Г. (Оренбург) ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СКОРОСТЬ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БЕНТОНИТОВОЙ	423-428

ГЛИНЕ ОРЕНБУРЖЬЯ. Anisina I.N., Kanygina O.N, Chetvertikova A.G. INFLUENCE OF THERMAL EFFECT ON THE RATE OF PHASE TRANSFORMATIONS IN THE BENTONIT CLAY OF ORENBURG REGION	
Власов Н.М. (Подольск) КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОКРЕСТНОСТИ СТЕРЕОДИСКЛИНАЦИЙ Vlasov N.M. KINETICS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN THE AREA OF THE STEREODISCLINATIONS	429-434
Иванов А.С., Миронова Л.И., Челяпина О.И. (Подольск) МАТЕМАТИЧЕСКАЯ АНАЛОГИЯ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ КОЭФФИЦИЕНТА ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ Ivanov A.S., Mironova L.I.,Chelyapina O.I. MATHEMATICAL ANALOGY BY INVESTIGATION OF THE FACTOR INTENSITY OF STRESSES	435-439
Алиев М.А.Чартаев Ч.Х. (Махачкала) ПРОЧНОСТНО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЕВЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОМ СПОСОБЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ Aliev M.A., Shartaev H.S. STRENGTH-PLASTIC PROPERTIES OF SILICON CRYSTALS AT ELEKTRO-STIMULIZED MODE OF DEFORMATION	439-444
Бондарев А.Б., Хусаинов М.А., Петров Н.В., Андреев В.А. (В.Новгород, Москва) МНОГОКРАТНАЯ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВОВ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ. Bondarev A.B., Khusainov M.A., Petrov N.V., Andreev V.A. MULTIPLE MECHANICAL-THERMAL TREATMENT WITH SPECIMENS FROM Ti–Ni SHAPE MEMORY ALLOYS	445-447
Бондарев А.Б., Хусаинов М.А., Летенков О.В., Андреев В.А., Пластинина Г.В. (В.Новгород, Москва) МЕХАНИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПРОВОЛОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА. Bondarev A.B., Khusainov M.A., Letenkov O.V., Andreev V.A., Plastinina G.V. MECHANICAL LONGEVITY OF WIRE SPECIMENS FROM Ti–Ni SHAPE MEMORY ALLOYS.	447-450
Сигова Е.М. (Красноярск) ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК КОРПУСА ВЫПАРНОГО АППАРАТА Sigova E.M. INFLUENCE OF THE TECHNOLOGICAL EQUIPMENT CONFIGURATION ON THE STRESS-STRAIN STATE OF CYLINDRICAL SHELLS OF THE EVAPORATOR CASE	451-456
Крахин О.И., Зенин В.А., Фатьянов С.А. (Москва) ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ ДВИГАТЕЛИ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ УСТАНОВКИ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ Krahin O.I., Zenin V.A., Fatyanov S.A. TERMOMECHANICAL ENGINES AND POWER PLANTS BASED ON SHAPE – MEMORY ALLOYS	457-463
Доронин С.В. (Красноярск) ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕТОДОВ РАСЧЕТА ПРОЧНОСТИ	464-470

КОНСТРУКЦИЙ И КОМПЛЕКСА ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ Doronin S.V. INTERCONNECTION OF METHODS OF STRUCTURES STRENGTH CALCULATION AND COMPLEX OF THEIR OPERATIONAL PROPERTIES	
Приймак Е.Ю., Грызунов В.И. (Орск) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭКВИВАЛЕНТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ЭКСПЛУАТАЦИИ ПАРОПЕРЕГРЕВАТЕЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 12Х1МФ НА ОСНОВЕ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ И ИЗМЕРЕНИЯ ТВЕРДОСТИ Prijmak E.Yu., Gryzunov V.I. DETERMINATION OF THE EQUIVALENT TEMPERATURE TO USAGES OVERHEAT PIPE UNIT FROM STEEL 12H1MF ON BASE OF QUANTITATIVE METALLOGRAPHY AND MEASUREMENTS TO HARDNESS	471-476
Приймак Е.Ю., Трякина Н.Ю. (Орск) КОМПЛЕКСНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ КОТЕЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ СТАЛИ 12Х1МФ, ПОВРЕЖДЕННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМ ПРИЧИНАМ Prijmak E.Yu., Tryakina N.Yu. COMPLEX ANALYSIS TO SURFACES OF THE DESTRUCTION OF THE BOILER PIPES UNIT FROM STEEL 12H1MF DAMAGED ON DIFFERENT WORKING REASON	476-480
Буров А.Е. (Красноярск) ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ ФЛАНЦЕВОГО СОЕДИНЕНИЯ Burov A.E. ROBUSNESS ASSESSMENT OF A FLANGE JOINT	481-483
Косолапов Д.В. (Красноярск) ЧИСЛЕННАЯ ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОРОНОК ПНЕВМОУДАРНИКОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ Kosolapov D.V. NUMERICAL ESTIMATION OF THE STRESS-STRAIN STATE OF BORE BITS OF PNEUMATIC PERCUSSION TOOLS AT IMPACT LOADINGS	484-489
Лепихин А.М. (Красноярск) ВЕРОЯТНОСТНЫЕ ЗАДАЧИ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ Lepikhin A.M. PROBABILISTIC PROBLEMS OF FRACTURE MECHANICS	489-497
Мошняков М.Г. (Самара) МОДЕЛЬ УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ Moshnyakov M.G. MODEL OF CONSOLIDATING OF ALLOY ON BASIS OF ALUMINIUM	497-500
Картанова А.Дж., Сулайманова С.М., Рудаев Я.И. (Бишкек/Кыргызстан) ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ ОБЪЕМНОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ Kartanova A.D., Sulaimanova S.M., Rudaev Ya.I. TECHNOLOGICAL PROBLEMS VOLUMETRIC DEFORMATION WITH USE SUPERPLASTICITY	501-511
Дудова Н.Р., Мишнев Р.В., Дудко В.А., Кайбышев Р.О. (Белгород) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА Dudova N.R., Mishnev R.V., Dudko V.A., Kaibyshev R.O. STRUCTURE AND	512-516

MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-CHROMIUM MARTENSITIC STEEL	
Сурикова Н.С., Золотухин Ю.С., Клопотов А.А. (Томск) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ Surikova N.S., Zolotuhin Yu.S., Klopotov A.A. STRUTURE TRANSFORMATIONS IN TINI-BASED ALLOYS ON SEVERE PLASTIC DEFORMATIONS	517-524
Лопатин Н.В., Дьяконов Г.С., Салищев Г.А. (Белгород) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ ПРУТКОВ ТИТАНА ВТ1-0. Lopatin N.V., Diakonov G.S., Salishchev G.A. EFFECT OF MICROSTRUCTURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND WORKABILITY OF TITANIUM RODS	525-531
Крылова С.Е., Фирсова Н.В. (Орск) ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ Krylova S.E., Firsova N.V. INFLUENCE OF PROCESSES OF THERMAL PROCESSING ON STRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF THE STEEL	532-539
Вансович К.А. (Омск) КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В УСЛОВИЯХ ДВУХОСНОГО НАГРУЖЕНИЯ Vansovich K.A. THE CRITERION OF THE GROWTH RATE ESTIMATION FOR FATIGUE CRACKS IN THE BIAXIAL LOADING CONDITION	540-545
Русаков С.В., Пестренин В.М., Пестренина И.В., Таланцев Н.Ф. (Пермь, Чусовой) МЕТОДИКА УТОЧНЕНИЯ ЗНАЧЕНИЯ МОДУЛЯ ЮНГА ЛИСТОВОЙ РЕССОРНОЙ СТАЛИ НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРЫ Rusakov S.V., Pestrenin V.M., Pestrenina I.V., Talantsev N.F. TECHNIQUE TO CLARIFY THE MEANING OF MODULUS OF ELASTICITY OF LEAF SPRING STEEL HETEROGENEOUS STRUCTURE	546-548
Волкова Е.Р., Терешатов В.В. (Пермь) О ВЛИЯНИИ КОНЦЕНТРАЦИИ КАТАЛИЗАТОРА НА СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ БЫСТРООТВЕРЖДАЮ-ЩИХСЯ ПОЛИУРЕТАНОВ Volkova E.R., Tereshatov V.V., Karmanov V.I. ON THE INFLUENCE OF CATALYST'S CONCENTRATION ON PROPERTIES OF HIGH-STRENGTH QUICK-SETTING POLYURETHANES	549-552
Мухаметрахимов М.Х. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВОК СПЛАВА ВТ6 НА КАЧЕСТВО ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ Mukhametrakhimov M.Kh. THE INFLUENCE OF SURFACE ROUGHNESS OF VT6 ALLOY PROCESSED SHEETS ON QUALITY OF SOLID STATE JOINING UNDER CONDITIONS OF LOW TEMPERATURE SUPERPLASTICITY	552-555
Батрак В.И. (Орск) АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ Batrak V.I. THE ANALYSIS OF PROCESSES OF INTERACTION OF SURFACES OF KNOTS OF THE FRICTION	556-559

Русакова А.В., Максимкин О.П., Гусев М.Н. (Алматы/Казахстан) ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ОБЛУЧЕННОЙ ИОНАМИ ТИТАНА Russakova A.V., Maksimkin O.P., Gusev M.N. THE DESTRUCTION FEATURES AUSTENIC STAINLESS STEEL 12Cr18Ni10Ti SAMPLES WERE IRRADIATED BY IONS OF TITAN	560-563
Рыбников Ю.С., Троицкий О.А., Правоторова Е.А. (Москва) ЭЛЕКТРОРАЗРУШЕНИЕ И ЭЛЕКТРОИЗНОС МАТЕРИАЛОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ КОНТАКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯХ ПОВЕРХНОСТЕЙ Ribnikov Y.S.Troitsky O.A., Pravotorova E.A. ELECTRO DESTRUCTION AND ELECTRO WEAR AUT MATERIALS OF MECHANICALS CONTACTS INTERACTION SURFACES.	563-568
Рыбников Ю.С., Троицкий О.А. (Москва) МОДЕЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ СТРОЕНИЯ ЭЛЕКТРОВЕЩЕСТВА, КАК ОСНОВА БЕЗЫЗНОСНОГО ТРЕНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ. Ribnicov Y.S., Troitsky O.A. MODELS PRESENT BUILDING ELECTROSUBSTANCE AS BASE NO WEAR OAT FRICTION WHEN ELECTRO PLASTIC DEFORMATION METALS	568-576
Диньмухаметова Л.С., Пояркова Е.В., Кузеев И.Р. (Орск, Уфа) ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С НЕСПЛОШНОСТЯМИ DinmuhametovaL.S.,Poyarkova E.V., Kuzeev I.R. ESTIMATION OF THE RESIDUAL RESOURCE OF WELDED CONSTRUCTIONS WITH INCOMPLETE	577-582
Пояркова Е.В., Кузеев И.Р. (Орск, Уфа) АНАЛИЗ ДИНАМИКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ РАЗНОРОДНЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НЕФТЕГАЗОВЫХ ТРУБОПРОВОДОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ МАГНИТНЫХ МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ Poyarkova E.V., Kuzeev I.R. ANALYSIS OF THE DAMAGE DYNAMICS HETEROGENEOUS WELDS OIL AND GAS PIPELINES WITH APPLICATION OF MAGNETIC METHODS OF NONDESTRUCTIVE CONTROL	583-585
Пояркова Е.В., Кузеев И.Р., Полушкин В.И. (Орск, Уфа)МИКРОСТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ Poyarkova E.V., Kuzeev I.R., Polushkin V.I. MICROSTRUCTURAL ASPECTS THERMOCYCLIC TREATMENT OF WELDS	585-593
Ахвердиева Т.А. (Баку/Азербайджан) АЛЮМОСИЛИКАТНЫЕ ВЯЖУЩИЕ НА ОСНОВЕ ПРИРОДНОГО СЫРЬЯ Akhverdieva T.A. ALUMINOSILICATE BINDER MATERIALS OBTAINED THROUGH RAW STUFFS	593-596
Мойсейчик Е.А.,Стефанович Р.В., Филатов С.А. (Минск/Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЬНОЙ РАМЫ ПО СОБСТВЕННОМУ ТЕПЛОВОМУ ИЗЛУЧЕНИЮ МАТЕРИАЛА Moyseychik E.A., Stefanovic R.V., Filatov S.A. INVESTIGATION OF THE STRESS-STRAIN STATE OF A STEEL FRAME FOR THE THERMAL RADIATION OF THE	596-600

MATERIAL	
Моторин А.С., Нахатова Г.Г., Разов А.И. (Санкт-Петербург) РЕВЕРСИВНАЯ ОБРАТИМАЯ ПАМЯТЬ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА Motorin A.S., Nakhatova G.G., Razov A.I. REVERSIBLE TWO-WAY SHAPE MEMORY IN TITANIUM NICKELIDE	601-607
Колоколов С.Б. (Оренбург) ИССЛЕДОВАНИЕ РАБОТЫ АРОЧНОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИ НЕСИММЕТРИЧНОЙ НАГРУЗКЕ Kolokolov S.B. ANALYSIS OF WORK OF ARCH CONSTRUCTION UNDERGOING ASYMMETRICAL PRESSUR	607-613
Камышанченко Н.В., Кузнецов Д.П., Никулин И.С., Кунгурцев М.С.(Белгород) ЗАВИСИМОСТЬ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВЕЛИЧИНЫ НАГРУЗКИ. Kamyshanchenko N.V., Nikulin I.S., Kuznetsov D.P., Kungurtsev M.S. DEPENDENCE OF THE TEMPERATURE AND THE LOAD VALUE IN THE RELAXATION PROCESSES OF COMMERCIALLY PURE TITANIUM.	613-616
Черняева Е.В., Мерсон Д.Л., Хаймович П.А. (Санкт-Петербург, Тольятти, Харьков/ Украина) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ Chernyaeva E.V., Merson D.L., Khaimovich P.A. ACOUSTIC EMISSION DURING INDENTATION OF PURE METALS	617-623
Зайцев Д.В., Григорьев С.С., Панфилов П.Е. (Екатеринбург) РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В ТВЕРДЫХ ТКАНЯХ ЗУБОВ Zaytsev D.V., Grigoriev S.S., Panfilov P.E. EVOLUTION OF CRACKS IN HARD TOOTH TISSUES	624
Мерсон Д.Л., Дементьев С.И., Иоффе А.В., Суворов П.В. (Тольятти) ИССЛЕДОВАНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ПРОЦЕССЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ Merson D.L., Dementiev S.I., Ioffe A.V., Suvorov P.V. RESEARCH ACOUSTIC EMISSION DURING HYDROGEN INDUCED CRACKING SAMPLES OF THE STEEL	625-630
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Скородумов С.В. (Москва) АНОМАЛИИ СТРУКТУРЫ И СОПУТСТВУЮЩИЕ ИМ АНОМАЛИИ РАЗРУШЕНИЯ В ТРУБНЫХ СТАЛЯХ Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Salikhov T.Sh., Skorodymov S.V.THE ANOMALIES IN THE STRUCTURE AND THE ASSOCIATED ANOMALIES OF DESTRUCTION IN THE PIPE STEEL	631-634
Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Акименкова В.А., Белова А.А., , Перова Ю.Н., Шумских А.Г. (Москва) ВОЗМОЖНОСТИ ОПИСАНИЯ МОРФОЛОГИИ ИЗЛОМОВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ Sokolovskaya E.A., Skorodymov S.V., Akimenkova V.A., Belova A.A., Perova Y.N., Shymskikh A.G. FEATURES DESCRIPTIONS OF THE MORPHOLOGY OF FRACTURES OF STRUCTURAL STEELS	634-638

Гроховский В.И., Гладковский С.В., Козловских Е.С., Пятков А.А., Бородин Е.М. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ РАЗРУШЕНИЯ МЕТЕОРИТОВ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ Grokhovsky V.I., Gladkovsky S.V., Kozlovskikh E.S., Pjatkov A.A., Borodin E.M. STRUCTURAL ASPECTS OF METEORITES FAILURE AT IMPACT LOADING	638-643
Клубович В.В., Башметов В.С., Рубаник В.В., Завадич В.П., Дворников С.В., Егоров В.Д., Коледа В.В. (Витебск, Минск/Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ ТКАНЕЙ, МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННЫМ МАГНЕТРОННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ Klubovich V.V., Bahmetov V.S., Rubanik V.V., Zavadich V.P, Dvornikov S.V, Egorov V.D., Koleda V.V. INVESTIGATION OF SURFACE MORPHOLOGY OF FABRICS METALIZED BY VACUUM-PLASMA MAGNETRON SPUTTERING	644-648
Пояркова Е.В., Кузеев И.Р., Грызунов В.И. (Орск) ФРАКТАЛЬНЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ КАЧЕСТВА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛЕЙ КАК АЛЬТЕРНАТИВНЫЙ СПОСОБ УСТАНОВЛЕНИЯ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ Poyarkova E.V., Kuzeev I.R., Grizunov V.I. FRACTAL APPROACH TO EVALUATION OF QUALITY HEAT TREATMENT OF STEEL AS ALTERNATIVE WAYS TO DETERMINE THE BEST REGIMES	649-652
Русинов А.П., Федоров Д.С. (Оренбург) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЯЗКОУПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ГОЛОГРАФИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ Rusinov A.P., Fedorov D.S. VISCOELASTIC PROPETIES DETERMINATION OF POLYMERIC MATERIALS BY THE HOLOGRAPHIC METODS	652-656
Гончаров И.К. (Екатеринбург) ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЯ ЗОН КОНТАКТА ДЕТАЛЕЙ КАРДАННОЙ ПЕРЕДАЧИ Goncharov I.K. NUMERICAL MODELING OFSTRESS-STRAIN STATE IN CONTACT ZONES OF PARTS CARDAN TRANSMISSION	656-660
Дураничев В.В. (Санкт-Петербург) ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТМО Duranichev V.V. EQUIPMENT AND METHODS FOR PHYSICAL SIMULATION THERMO MECHANICAL TREATMENT	661-662
Именной указатель	669-671
Содержание	672-687

Научное издание

VI Международная научная конференция
«Прочность и разрушение материалов и конструкций»

Посвящена 55-летию
Оренбургского государственного университета

Материалы конференции
(20-22 октября 2010 г. Оренбург, Россия)
Науч. ред. – С.Н. Летута, Г.В. Клевцов

Публикуется в авторской редакции

Техническая редакция и компьютерная верстка – Е.В. Черняевой

Лицензия № ЛР020716 от 02.11.98.

Формат 60х84 1/16. Бумага писчая.
Усл. печ. Листов …. . Тираж …… . Заказ … .

ИПК ГОУ ОГУ
460018, г. Оренбург, ГСП, пр. Победы, 13
Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования
«Оренбургский государственный университет»
