Научный Совет РАН по физике конденсированных сред

Министерство образования и науки РФ

Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

Нижегородский государственный университет им. Н.И.Лобачевского

XLVII Международная конференция

«Актуальные проблемы прочности»



1-5 июля 2008 г.
г. Нижний Новгород

МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Часть 2

Нижний Новгород,
2008

УДК 539.4
ББК 22.25
С-65

XLVII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», 1-5 июля 2008 года, Нижний Новгород: материалы конференции. Часть. 2.– Н.Новгород, 2008 – 390 с.

В сборнике опубликованы материалы докладов, представленных на 47-ю Международную конференцию «Актуальные проблемы прочности» специалистами в области прочности и пластичности из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; связи прочности со структурой нанокристаллов, аморфных, керамических, полимерных и других перспективных материалов; разработке научных основ и практических путей прогнозирования и повышения долговечности и надежности материалов и изделий; проблемам неразрушающего контроля и диагностики материалов.

Для специалистов в области физики металлов, металловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов соответствующих специальностей.

Статьи публикуются в авторской редакции.

ISBN 978-5-902390 ООО ИД «Диалог Культур» 2008 г.

ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН И СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Валиев Р. З.

Наноцентр и Институт физики перспективных материалов,
Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
rzvaliev@mail.rb.ru

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает возможность значительного повышения их механических и функциональных свойств [1]. При этом свойства полученных наноматериалов определяются не только формированием ультрамелких зерен, но и структурой их границ. В докладе представлены результаты исследований и обсуждения принципов зернограничной инженерии объемных наноматериалов, связанной с созданием различных границ зерен (малоугловых и высокоугловых, специальных и общего типа, равновесных и неравновесных, а также с присутствием зернограничных сегрегаций и выделений) в ультрамелкозернистых металлах. Показано, что использование разных режимов и маршрутов ИПД обработки при формировании наноструктурных металлов и сплавов значительно влияет на их механические свойства, особенно, хрупкость и пластичность, усталость и сверхпластичность. Рассмотрено несколько примеров использования данного подхода для достижения очень высокой прочности и пластичности, а также сверхпластичности при низких температурах и высокой скорости деформации в наноструктурных металлах и сплавах. Физическая природа влияния границ зерен обсуждается на основании результатов структурных наблюдений и исследований механизмов деформации. Обсуждаются применения полученных результатов в инновационных разработках, направленных на использование наноматериалов в медицине и технике.

Список литературы

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров, Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.: ил.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ И ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570

Перевезенцев В. Н., Щербань М. Ю., Мурашкин М. Ю.*, Валиев Р. З.*

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова,
г. Нижний Новгород, Россия, pevn@uic.nnov.ru
** Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г. Уфа, Россия,*
rzvaliev@mail.rb.ru

Исследованы сверхпластические характеристики субмикро (СМК) и нанокристаллического (НК) алюминиевого сплава 1570, полученного методом интенсивной пластической деформации (ИПДК) [1]. Субмикрокристаллическая структура со средним размером зерна d ~ 200 нм и нанокристаллическая (d ~ 80 нм) были получены кручением под высоким давлением (6 ГПа), при температуре 200^0С (10 оборотов) и комнатной (5

оборотов), соответственно. Зависимости предельного удлинения от начальной скорости деформации для субмикро и нанокристаллического сплавов приведены на рис. 1 *а, б*.

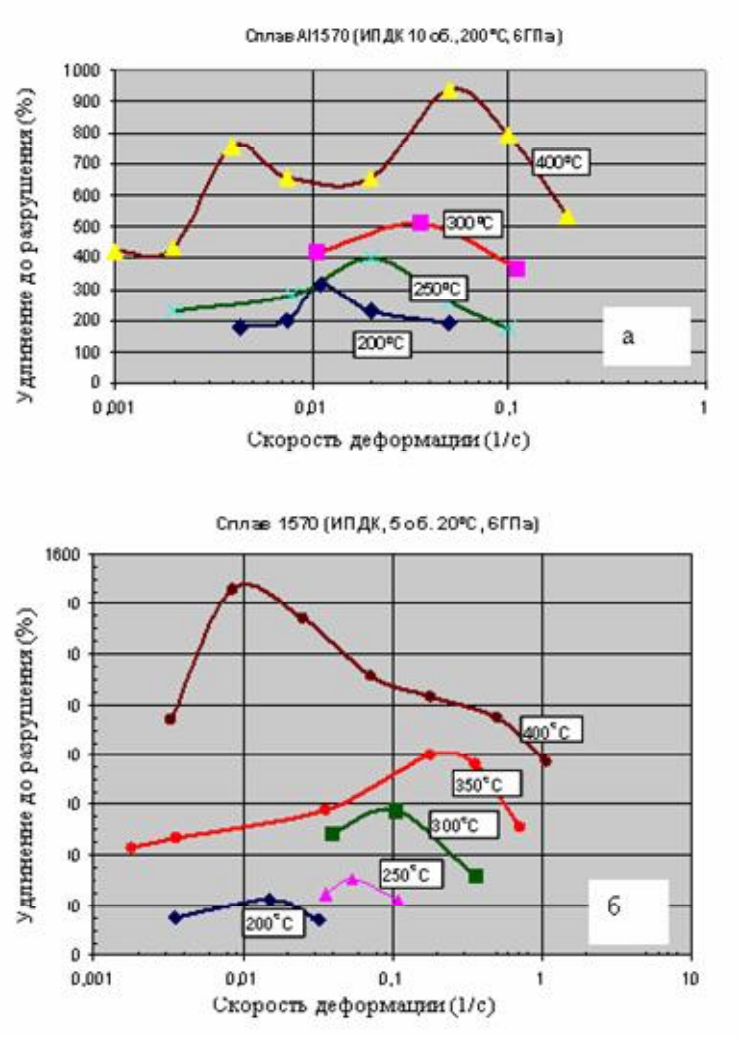


Рис. 1. Скоростная зависимость предельного удлинения сплава 1570 с исходным размером зёрен 200 нм (*а*) и 80 нм (*б*).

Как СМК, так и НК сплав демонстрирует высокую пластичность (относительное удлинение до разрушения) в широком интервале температур (200–400^{0}С) и скоростей деформации ($5\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$ ÷ 2 $с^{-1}$). Обращает внимание более высокая пластичность СМК сплава (300%), при температуре 200^{0}С, по сравнению с НК сплавом (200%). По всей видимости, это связано с тем, что зёренная структура СМК сплава была сформирована в ходе ИПДК при той же температуре (200^{0}С) и, вероятно, поэтому имеет бóльшую термостабильность, чем структура НК сплава.

Увеличение температуры деформирования в диапазоне 200÷350^{0}С приводит к ожидаемому сдвигу максимума пластичности в сторону бóльших скоростей деформации, однако при 400^{0}С наблюдается аномальное (не характерное для обычной структурной сверхпластичности) поведение зависимости пластичности сплава (δ) от скорости деформации (έ). В случае СМК сплава, на кривой δ(έ) имеется два максимума, первый (δ ~ 940%) при $\dot{\varepsilon} = 6\cdot10^{-2}$ $с^{-1}$ и второй (δ ~ 760%) при $\dot{\varepsilon} = 4\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$. Для НК сплава максимум пластичности (δ~1500%, 10^{-2} $с^{-1}$) «уходит» в сторону более низких скоростей деформации, хотя в целом вся кривая смещается в область более высоких скоростей деформации, и пластичность нанокристаллического сплава в диапазоне скоростей деформации 10^{-1} $с^{-1}$ ÷1 $с^{-1}$ существенно превосходит пластичность СМК сплава. Отметим, что СМК сплав обнаруживает одновременно свойства как низкотемпературной, так и высокоскоростной сверхпластичности. НК сплав имеет лучшие показатели высокоскоростной сверхпластичности.

Список литературы

1. Перевезенцев В.Н., Щербань М.Ю., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З. Письма в ЖТФ, 2007, т. 33, вып. 15, с. 40-46.

РАВНОКАНАЛЬНАЯ МНОГОУГЛОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ КАК МЕТОД УПРОЧНЕНИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ

Белошенко В. А., Варюхин В. Н., Возняк А. В, Возняк Ю. В.

Донецкий физико-технический институт имени А.А. Галкина НАН Украины, Украина,
bel@hpress.fti.ac.donetsk.ua

В последние годы значительный интерес проявляется к методам твердофазной экструзии (ТФЭ) полимеров, основанным на простом сдвиге и получившим название методов интенсивной пластической деформации. В отличие от традиционных методов ТФЭ (плунжерной и гидростатической), они не приводят к изменению геометрии полимерной заготовки, однако позволяют осуществлять формирование ориентированной структуры и получать изделия с необходимыми физико-механическими характеристиками. Наиболее известным из них является метод равноканальной угловой экструзии (РКУЭ) (рис.1,*а*) [1–2].

В Донецком физико-техническом институте имени А.А. Галкина НАН Украины предложена новая схема РКУЭ – равноканальная многоугловая экструзия – РКМУЭ (рис.1,*б*), главной особенностью которой является наличие в одном устройстве нескольких зон сдвиговой деформации. В данной работе на примере полиамида-6 (ПА-6), полиэтилена высокой плотности (ПЭВП) и политетрафторэтилена (Ф-4) изучены возможности применения РКМУЭ для улучшения свойств аморфно-кристаллических полимеров. Исследована эффективность процесса РКМУЭ по сравнению с РКУЭ.

Варьировали температуру экструзии $T_э$, скорость экструзии $V_э$, интенсивность деформации $\Delta\Gamma$ и величину накопленной деформации ε. Последние определялись по формулам:

$$\Delta\Gamma_i = 2\operatorname{ctg}\theta_i,$$

$$\varepsilon = 2N\sum_{i=1}^{n}\frac{\operatorname{ctg}\theta_i}{\sqrt{3}},$$

где θ_i – угол пересечения каналов, n – число углов пересечения каналов, N – количество циклов экструзии.

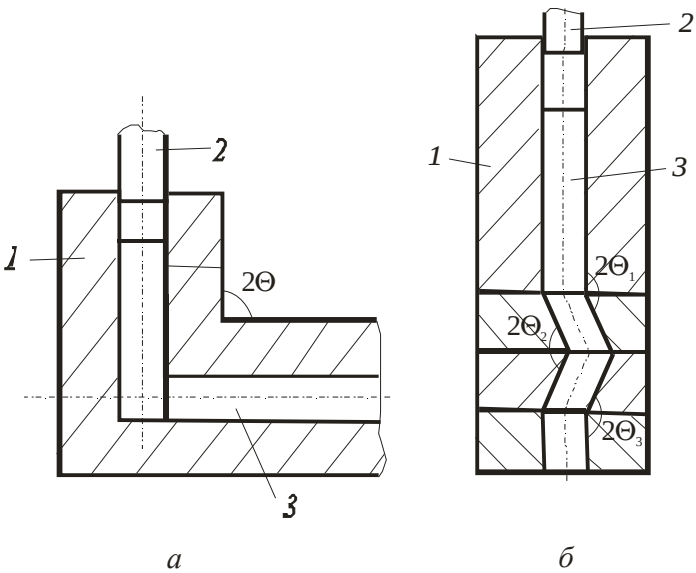


Рис.1. Схемы процесса экструзии: *а* – РКУЭ, *б* – РКМУЭ. *1* – контейнер, *2* – пуансон, *3* – полимерная заготовка

Исследования проводили методами измерения микротвердости H_μ и плотности γ, механических испытаний на сжатие, дифференциальной сканирующей калориметрии, дилатометрии. Микротвердость исходных образцов ПА-6, Ф-4, ПЭВП составила 80, 40 и 30 МПа, соответственно.

Установлено, что РКМУЭ обусловливает анизотропию в распределении микротвердости, связанную с формированием ориентированной структуры. Средняя величина микротвердости $\bar{H}_\mu$ в продольном сечении выше, чем в поперечном. При этом наблюдается неоднородность H_μ по поперечному сечению экструдатов: значения H_μ на периферийных участках экструдатов превышают таковые в центре (рис.2).

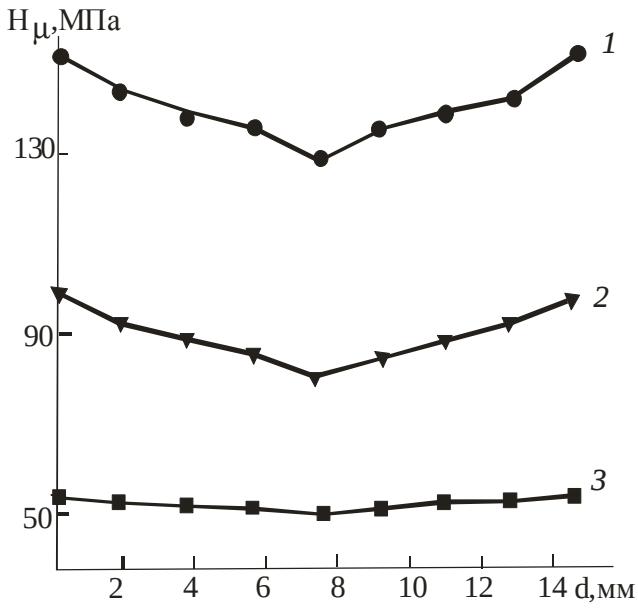


Рис. 2. Распределение микротвердости по поперечному сечению экструдатов: 1 – ПА-6, $T_э$ = 423К; 2 – ПЭВП, $T_э$ = 383К; 3 – Ф-4, $T_э$ = 498К. ε = 2,1, $\Delta\Gamma_1$ = 0,83

Показано, что приращение H_μ, вызванное деформацией, тем больше, чем выше $\Delta\Gamma$. Увеличение ε, достигаемое путем изменения числа пересекающихся каналов, как и $\Delta\Gamma$, способствует повышению H_μ и снижению неоднородности в ее распределении. В то же время, увеличение числа циклов экструзии не приводит к аналогичному результату. В этом случае с ростом ε наблюдается уменьшение абсолютных значений H_μ вплоть до уровня микротвердости исходной заготовки.

Температура экструзии полимера, при которой наблюдается максимальный рост H_μ, составляет (0,85–0,95)$T_{пл}$. Ее значение попадает в интервал температур, обычно рекомендуемых для ТФЭ аморфно-кристаллических полимеров. При температуре экструзии, близкой к температуре плавления полимера, микротвердость уменьшается вплоть до уровня H_μ исходного материала.

Скорость экструзии также является эффективным параметром РКМУЭ: чем меньше $V_э$, тем выше абсолютные значения H_μ. Для выбранных в работе скоростей экструзии (0,6; 1,1; и 4 мм/с) лучший результат имеет место при $V_э$ = 0,6 мм/с.

Анализ механических свойств исходных полимерных заготовок и после РКМУЭ ($\Delta\Gamma_1$ = 0,54, $V_э$ = 0,6 мм/с), измеренных при сжатии (табл.), позволяет говорить о существенном упрочняющем эффекте. Он сопровождается увеличением плотности материала. Результаты механических испытаний, измерения плотности экструдатов, дифференциальной сканирующей калориметрии и дилатометрии коррелируют с данными по микротвердости: наблюдаются рост плотности, предела текучести σ_T, модуля упругости E, температуры плавления; отмечаются характерные изменения относительного удлинения при нагреве по сравнению с исходными материалами, связанные с формированием ориентационного порядка.

Поскольку накопление деформации при РКМУЭ и РКУЭ путем увеличения N малоэффективно вследствие отжига, происходящего при нагревании экструдата, указанные процессы целесообразно осуществлять за один цикл деформирования. При этом следует отметить, что особенностью РКУЭ являются большие значения

интенсивности деформации $\Delta\Gamma$= 2,0 и относительно небольшие величины накопленной деформации ε =1,2, РКМУЭ – сравнимые $\Delta\Gamma_i$ ($\Delta\Gamma$ = 0,35–2,0) при достаточно высоких ε (в экспериментах ε = 0,8–4,0).

Таблица. **Влияние РКМУЭ на характеристики ПА-6 и ПЭВП**

Полимер	ε	γ, г/см^3	E	σ_T	ε_T,%
			МПа		
ПА-6, исходный	0	1,135	870	68	14,0
ПА-6, $T_э$ = 423К	4,0	1,142	1300	104	9,5
ПЭВП, исходный	0	0,962	215	22	30
ПЭВП, $T_э$ = 383К	4,0	0,967	416	41	25

Сравнение микротвердости экструдатов, полученных методами РКМУЭ и РКУЭ, показало следующее. При близких значениях ε (РКУЭ: ε =1,2; РКМУЭ: ε =1,3) абсолютные значения H_μ в случае РКУЭ превышают таковые при РКМУЭ, что обусловлено существенно большей величиной $\Delta\Gamma$ при РКУЭ (рис.3, кривые 1,3). Увеличение $\Delta\Gamma_i$ при РКМУЭ, повышая ε , приводит к большим значениям H_μ по сравнению с РКУЭ при сравнимом уровне неоднородности в распределении H_μ (кривая 2).

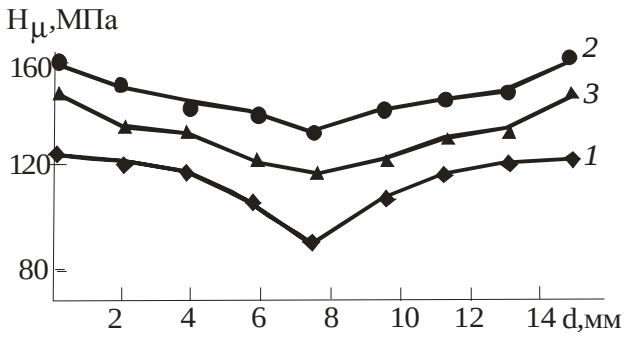


Рис. 3. Распределение микротвердости по поперечному сечению экструдатов ПА-6 при РКМУЭ (1, 2) (1 – ε = 1,3, $\Delta\Gamma_1$ = 0,54; 2 – ε = 2,1, $\Delta\Gamma_1$ = 0,83) и РКУЭ (ε = 1,2, $\Delta\Gamma$ = 2,0) (3). $T_э$ = 423К

Плотность экструдатов, полученных в результате РКУЭ (ε =1,2, $\Delta\Gamma$ = 2,0) и РКМУЭ (ε = 2,1, $\Delta\Gamma_1$ = 0,83), увеличивается с 1,135 до 1,142 и 1,143 г/см^3, соответственно.

Приведенные результаты позволяют считать, что РКМУЭ, как и РКУЭ, является эффективным методом структурной модификации аморфно-кристаллических полимеров, приводящим к формированию у них определенного ориентационного порядка. По сравнению с РКУЭ он позволяет накапливать бóльшие деформации за один цикл процесса, что обеспечивает более высокий уровень физико-механических свойств.

Список литературы

1. Xia Z.-Y., Sue H.-J., Rieker T.P. // Macromolecules. 2000. V.33. N23. P.8746.
2. Phillips A., Zhu P., Edward G. // Macromolecules. 2006.V.39. N17. P.5796.

СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ

Варюхин В. Н., Эфрос Н. Б., Заика Т. П., Лоладзе Л. В., Эфрос Б. М.

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины
b_efros@mail.ru

Введение. Азотсодержащие аустенитные сплавы (ААС), благодаря уникальности своих свойств (высокому уровню прочности, пластичности и вязкости разрушения, повышенной коррозионной стойкости, немагнитности и др.), являются перспективными материалами для использования в различных областях промышленности [1, 2]. Поэтому поиск оптимальных концентраций азота и рациональных параметров термопластической обработки ААС, обеспечивающих требуемый комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств, представляет большой интерес.

Материалы и методы исследования. В качестве объектов исследования были выбраны аустенитные нержавеющие стали на основе Fe–Cr–Mn–твердого раствора, в которых концентрация азота C_N варьировалась до 0.8 мас. %. В качестве способов пластической деформации использовались одноосное растяжение и способ выдавливания жидкостью высокого давления методом гидроэкструзии (ГЭ) со степенями деформации $e = 0 – 0,7$ ($e = \ln r$, где r – вытяжка образца). Образцы ААС после ГЭ подвергались старению в интервале температур $T_{стар}$= 400 – 800°с с выдержкой $\tau_{стар}$ до 10 ч. Механические свойства образцов ААС определяли по результатам статических испытаний на растяжение (гост 1497-84) на универсальной машине усилием 98 КН со средней скоростью 10^{-4} с$^{-1}$. Для анализа кривых пластического течения $S – e$ и характера упрочнения ААС в интервале равномерной деформации использовали модели Холломона и Людвигсона [3]. Структура ААС исследовалась методом оптической микроскопии на приборе “Neophot-32″.

Результаты эксперимента и обсуждение. Получение высокопрочных состояний в ГЦК твердых растворах замещения и внедрения типа ААС возможно с помощью реализации следующих механизмов упрочнения: твердорастворного, зернограничного, дисперсионного и дислокационного (деформационного).

Твердорастворное упрочнение. Вклад твердорастворной компоненты $\Delta\sigma_{ТВ}$ в упрочнение ГЦК-твердых растворов замещения и внедрения типа ААС в значительной степени связан с величиной C_N [1]. Наши экспериментальные результаты на примере сплава Х18Г18 (рис.1) показывают, что зависимость $\Delta\sigma_{ТВ}$–C_N в интервале C_N до ~ 0.8 мас. % можно аппроксимировать следующим линейным соотношением:

$$\Delta\sigma_{ТВ} = \sigma_0 + K_\sigma C_N,$$

где σ_0 – прочность сплава без азота; K_σ – концентрационный коэффициент прочности; C_N – концентрация азота (мас.%). Оценка данных параметров дала следующие значения: σ_0 = 255 МПа; K_σ = 495 МПа/% для $\sigma_{0,2}$ и σ_0 = 525 МПа; K_σ = 785 МПа/% для σ_B, соответственно. Одна из причин высокой эффективности компоненты твердорастворного упрочнения ААС может быть связана с особенностями движения расщепленной дислокации – двойникующая дислокация Шокли a/6<211> переводит атомы внедрения из октаэдрических междоузлий в тетраэдрические. Поскольку радиус тетраэдрической поры примерно в 2 раза меньше радиуса октаэдрической по-

ры, то атомы азота, попадая в тетраэдрическое междоузлие, создают большие упругие искажения кристаллической решетки, которые должны преодолеваться силовым образом или с помощью термических флуктуаций. [2,3]

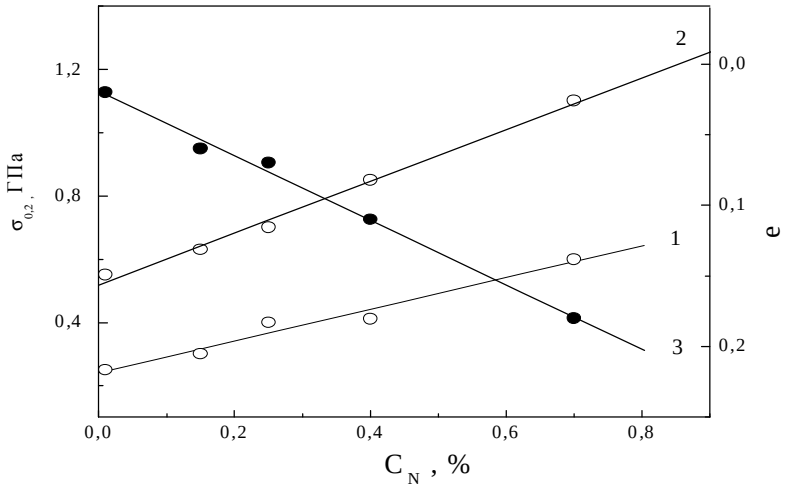


Рис.1. Влияние концентрации азота C_N на твердорастворную компоненту $\Delta\sigma_{ТВ}$ предела текучести $\sigma_{0,2}$ (1) и предела прочности $\sigma_В$ (2) и величину критической деформации $e_{кр}$ (3) сплава Х18Г18

Зернограничное упрочнение. Зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ от размера зерна $d_з$ для различных C_N и зернограничного коэффициента $K_У$ от концентрации C_N в ААС на примере сплава Х18Г18 представлены на рис.2. Видно, что зависимость $\sigma_{0,2} - d_з$ согласуется с соотношением Холла-Петча:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_о + \Delta\sigma_{зг}, \qquad \Delta\sigma_{зг} = K_У\, d_з^{-1/2}, \qquad K_У = K_У^0 + K\, C_N$$

Оценка параметров в данных соотношениях показала следующие значения: сопротивление деформации для $d_з \to \infty$ – $\sigma_о$ = 230 МПа, зернограничный коэффициент $K_У$ = 25 МПа мм$^{1/2}$ для C_N = 0.3 мас.%; $\sigma_о$ = 410 МПа, $K_У$ = 32 МПа мм$^{1/2}$ для C_N = 0,7 мас.%; зернограничный коэффициент в отсутствие азота $K_У^0$ = 25 МПа мм$^{1/2}$; концентрационный коэффициент K = 11,7 МПа мм$^{1/2}$/%. Видно, что величина коэффициента $K_У$ с увеличением C_N возрастает в ААС. Однако вклад зернограничного упрочнения в исследованном интервале $d_з$ для рассмотренных ААС меньше, чем вклад в напряжение течения от твердорастворного упрочнения.

Дисперсионное упрочнение. Для ААС упрочнение, обусловленное механизмом дисперсионного твердения в результате выделения частиц фазы Cr_2N, может быть существенным [1,3]. Максимальное значение твердости HV = 3200 МПа для сплава Х14А0,45Г10СФ достигается при следующих параметрах старения: $T_{стар}$=500 – 550°С и $\tau_{стар}$ = 1,5 –2,5 ч (при этом величина $\Delta HV \approx$ 410 МПа).

Деформационное упрочнение. Анализ кривых деформационного упрочнения ААС при одноосном растяжении в зависимости от C_N показывает наличие положительного отклонения от кривой $S - e$, описываемой соотношением Холломона при $e < e_{кр}$, которое связано с наличием высокого значения компоненты планарности в дислокационном скольжении (модель Людвигсона) [4]. Видно, что рост C_N увеличивает стадию планарного скольжения до более высоких степеней деформации $e = e_{кр}$ (см. рис.1).

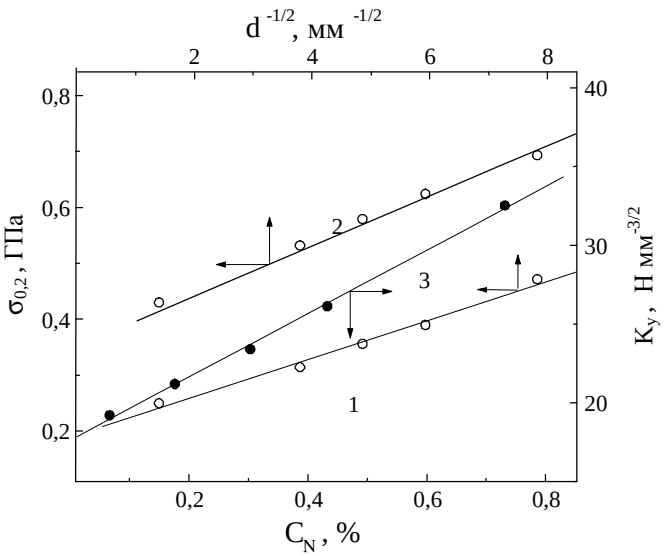


Рис. 2. Влияние размера зерна $d_з$ на изменение предела текучести $\sigma_{0,2}$ сплава Х18А0,3Г18 (1) и Х18А0,7Г18 (2) и C_N на зернограничный коэффициент K_y (3) сплава Х18Г18

Одной из основных причин появления эффекта может быть уменьшение величины энергии дефектов упаковки аустенита $\gamma_{ду}$ [1]. Экспериментальные исследования показали наличие более высокого значения коэффициента упрочнения ААС при деформации по схеме одноосного растяжения (выше критической степени деформации $e_{кр}$) по сравнению с деформацией по схеме одноосного сжатия. Данный эффект, по-видимому, связан с индуцированием внешним полем напряжений и, следовательно, дополнительным расщеплением дислокаций (эффект Копли–Кера). Возможность проявления эффекта Копли–Кера в поликристаллах ААС связано с изменением интенсивности текстурных максимумов и, следовательно, более активным развитием планарного скольжения и механического двойникования при пластической деформации [3,4].

Термомеханическое упрочнение. Дальнейшее повышение прочностных свойств ААС может быть достигнуто путем суперпозиции различных механизмов упрочнения, например, деформационного (дислокационного) и дисперсионного [2]. Показано, что оптимальная $T_{стар}$ находится в области ≈ 500°С, а оптимальная величина $\tau_{стар}$ при данной $T_{стар}$ зависит от степени деформации ГЭ: для $0,2 < e > 0,6$ величина $\tau_{стар}$ составляет ≈1 ч. Анализ полученных результатов показал, что влияние старения (по оптимальным режимам) на повышение *HV* образцов ААС неаддитивное. С ростом e при ГЭ наблюдается мультипликативный эффект: приращение максимальной твердости *HV* возрастает от 9 % для $e = 0,1$ до 17,5 % для $e = 0.7$.

Выводы. Определен вклад твердорастворного и зернограничного факторов в упрочнение ААС. Оценена роль механизмов дисперсионного твердения и деформационного (дислокационного) упрочнения в повышении прочностных характеристик ААС. Установлены оптимальные режимы ТМО, позволяющие обеспечить повышенный комплекс механических свойств ААС.

Список литературы

1. О.А. Банных, В.М. Блинов, Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадий-содержащие стали, Металлургия, Москва (1980.
2. Э.В. Козлов, Л.А. Теплякова, Н.А. Конева, Изв вузов. Физика №3, 33 (1996).-
3. N.V. Shishkova, B.M. Efros, STEEL GRIPS **2**, 629 (2004).
4. Ю.И. Чумляков, И.В. Киреева, А.Д. Коротаев, Изв. Вузов. Физика № 3, 5 (1996).

НАНОРАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИЯХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Малыгин Г. А.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,
malygin.ga@mail.ioffe.ru

Микро- и наноминиатюризация различных технических систем и устройств ставит задачу изучения механических свойств элементов этих устройств с поперечными размерами меньше 1 μm. Имеющиеся сейчас данные показывают, что монокристаллические нано- и микрообразцы из чистых металлов обладают прочностью, на порядок превосходящей прочность массивных образцов из этих металлов. Что касается функциональных сплавов с эффектом памяти формы, то нано- и микроминиатюризация сильным образом сказывается на параметрах мартенситных переходов и, следовательно, на деформационных свойствах и рабочих характеристиках элементов устройств из этих сплавов.

Наряду с нанокристаллическими материалами, обладающими повышенными прочностными и технологическими (сверхпластичность) свойствами, внимание исследователей в последнее время привлечено к изучению прочностных и деформационных свойств нано- и микрообразцов из чистых металлов и сплавов, имеющих поперечные размеры в одном или двух направлениях меньше 1 μm. Повышенный интерес к ним обусловлен процессом нано- и микроминиатюризации технических устройств и систем типа MEMS, а также разработкой тонкопленочных структур микроэлектроники.

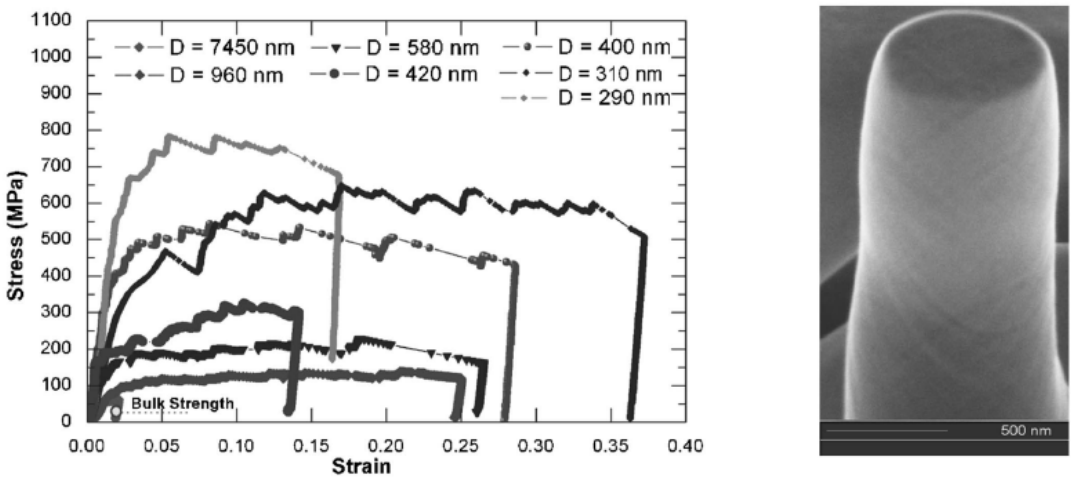
В настоящей работе сделан краткий обзор результатов, полученных в последнее десятилетие при изучении нано- и микрообразцов из чистых металлов с ГЦК решеткой, в которых основным механизмом деформации является дислокационный механизм (первый раздел работы). Во втором разделе аналогичное рассмотрение сделано относительно влияния нано- и микроразмеров образцов на деформационные свойства и параметры мартенситных переходов в сплавах с эффектом памяти формы (ЭПФ сплавы).

1. Наноразмерные эффекты в чистых металлах

Первые результаты растяжения металлов с ГЦК решеткой (Cu) в виде так называемых металлических «усов» диаметром 5–10 μm показали [1,2], что они обладают повышенной прочностью и упруго деформируются до 2 %. Следующим этапом изучения прочностных и деформационных свойств микрообразцов явилось обнаружение повышенной прочности медных проволок диаметром 10–20 μm в условиях неоднородной деформации кручения по сравнению с их прочностью в условиях однородной деформации растяжения [3]. В дальнейшем аналогичный эффект был выявлен при пластическом изгибе тонких металлических пленок [4,5], а также при микро- и наноиндентировании [6,7], также протекающих в условиях неоднородной деформации.

Согласно [3], при неоднородной пластической деформации в материале дополнительно к статистически случайным (СС) дислокациям с плотностью ρ_S генерируются геометрически необходимые (ГН) дислокации с плотностью $\rho_{GN} = b^{-1} d\gamma / dx$, где b – вектор Бюргерса, $d\gamma / dx$ – градиент сдвиговой деформации. Оценка показывает, например, что при $\gamma = 0.1$, $b = 0.25$ nm и $d\gamma / dx \approx 2\gamma / D$, где $D = 5$ μm – диа-

метр скручиваемой проволоки или толщина изгибаемой пленки, плотность ГН дислокаций составляет 1.6×10^{15} m^{-2}. Эта плотность на порядок больше плотности СС дислокаций при указанной величине сдвиговой деформации $\rho_S \approx 10^{14}$ m^{-2}, что и объясняет повышенную прочность и размерный эффект, наблюдаемые при неоднородной деформации образцов тонких сечений.



а) *б*)

Рис. 1. Диаграммы сжатия (*а*) монокристаллических нанообразцов золота (*б*) [10]

Достижением последних лет является разработка технологии получения и исследования прочностных и деформационных свойств металлических микрообразцов с поперечными размерами в субмикронном диапазоне, что позволяет изучать их поведение в условиях однородной деформации. В [8–10] для этой цели применяли ионное травление исходного монокристалла фокусированным ионным лучом, в результате чего на поверхности кристалла образовывались столбики (pillars) высотой в несколько микрон диаметром $D = 300 - 1000$ nm (рис.1*б*). На рис.1*а* приведены диаграммы напряжение-деформация, полученные при сжатии столбиков из золота субмикронных диаметров с осью сжатия, совпадающей с кристаллографическим направлением [100]. Видно, что уменьшение поперечного размера столбиков приводит к сильному росту напряжения течения.

В [5,11,12] для получения тонких поликристаллических образцов толщиной 30–500 nm применялась MEMS технология, включающая в качестве основной процедуры микролитографическое травление осажденных на подложку тонких металлических пленок. Эта технология позволяет изготовить в одной пленочной конструкции образцы для растяжения или изгиба, а также сами нагружающее и измерительное устройства.

Экспериментальные данные [10] показывают, что напряжения течения s микрокристаллов с субмикронным поперечным размером D, изменяются как $s \sim D^{-1}$. Наличие на поверхности столбиков (рис. 1б) линий скольжения и результаты электронно-микроскопического исследования их дислокационной структуры [10] свидетельствуют, что пластическая деформация микрообразцов из чистых металлов контролируется дислокационным механизмом. К сказанному следует добавить, что наряду с экспериментами на реальных микрообразцах их механическое поведение изучалось и моделировалось также с использованием методов молекулярной динамики [13] и динамики дискретных дислокаций [14].

2. Наноразмерные эффекты в ЭПФ сплавах

Сплавы с памятью формы являются основой микросенсорных и микроприводных фукциональных устройств [15]. В отличие от рассмотренных выше чистых металлов, в настоящее время нет систематических полномасштабных исследований влияния нано- и микроразмеров образцов из ЭПФ сплавов на их деформационное поведение и параметры протекающих в них мартенситных превращений. Но имеется большое число отдельных работ, позволяющих установить основные закономерности этого влияния.

Они сводятся к следующему: 1) уменьшение поперечных размеров образцов (например, толщины пленок) вызывает сильное снижение критической (характеристической) температуры мартенситного перехода [16–19], 2) существует предел толщин пленок 10–100 nm, ниже которых превращение в сплаве не происходит [16,18, 21], 3) утонение пленок неоднозначно влияет на размытие перехода по температуре, вначале до некоторой критической толщины размытие возрастает, а затем резко падает [18, 21].

Систематический теоретический анализ этих закономерностей сделан в работах [18, 21] в рамках теории размытых мартенситных переходов [22]. Она включает в себя как термодинамический, так и кинетический аспекты мартенситного перехода. Кинетический аспект, особенно чувствительный к структурным и размерным факторам, учитывает, что рост мартенситных пластинок происходит в результате движения ступенек атомных размеров (дислокаций превращения) вдоль фазовых поверхностей.

Согласно [21], зависимость критической температуры перехода T_c от толщины пленки D имеет вид

$$T_c(D) = T_{c0}\left[1 + \frac{kT_{c0}}{q\omega(D)} \ln\left(\frac{2k_0}{(1-k_a/3)+\lambda/D} - 1\right)\right], \qquad (1)$$

где $\omega(D) = \omega_0\left(1+2r_0/D\right)^{-1}$ и $\omega_0 = \pi a r_0^2$ – объем критического зародыша новой фазы, соответственно, в тонкой ($D << 2r_0$) и толстой ($D >> 2r_0$) пленках; T_{c0} – критическая температура перехода в толстой пленке, q – теплота перехода, k – постоянная Больцмана; $k_a \approx 1$, $k_0 = hl^2 n_0$, $h \approx a$ и l – соответственно, средние высота ступенек и длина их свободного пробега вдоль фазовой поверхности, n_0 – объемная плотность критических зародышей. Выражение перед знаком логарифма в соотношении (1) отражает термодинамический аспект влияния размерного фактора на температуру T_c, а выражение под знаком логарифма – кинетический аспект.

Кривая 1 на рис.2 демонстрирует зависимость критической температуры T_c от толщины пленки, согласно формуле (1) ($q\omega_0 / kT_{c0} = 10$, $k_a = 1$, $k_0 = 2$, $2r_0/\lambda = 0.5$). Кривая 2 на этом рисунке показывает соответственно, как изменяется размытие перехода по температуре с уменьшением толщины пленки. При толщине пленки $D_c = \lambda/\left(2k_0 + k_a/3 - 1\right)$, когда выражение под знаком логарифма в (1) обращается в нуль, критическая температура и размытие перехода устремляются к нулю, что означает полное блокирование мартенситного перехода для пленок толщиной $D < D_c$. Таким образом, теория размытых мартенситных переходов [21,22] позволяет понять все три наблюдаемые на опыте закономерности влияния размеров на параметры и кинетику мартенситных переходов в сплавах с ЭПФ.

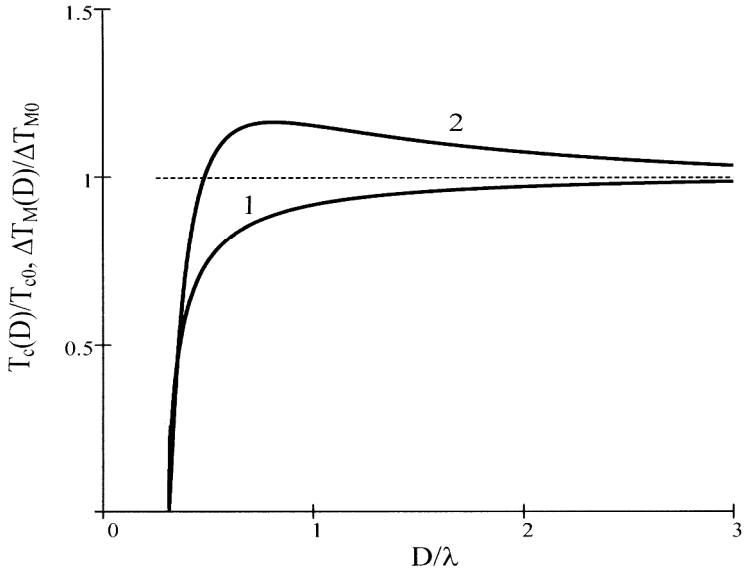


Рис. 2. Зависимость критической температуры T_c (1) и размытия ΔT_M (2) мартенситного перехода от толщины пленки D [21].

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ N 07-08-00722-а.

Список литературы

1. S.S. Brenner. J. Appl. Phys. **27**, 1484 (1956).
2. Э.М. Надгорный, Ю.А. Осипьян и др. УФН **67**, 625 (1959).
3. N.A. Fleck, M.F. Ashby, J.W. Hutchinson. Acta Met. Mater. **42**, 475 (1994).
4. J.S. Stolken, A.G. Evans. Acta Mater. **46**, 5109 (1998).
5. M.A. Haque, M.T. Saif. Acta Mater. **51**, 3053 (2003).
6. S. Suresh, T.G. Nieh, B.W. Choi. Scripta Mater. **41**, 951 (1999).
7. Q. Ma, D.R. Clarke. J. Mater. Res. **10**, 853 (1995).
8. M.D. Uchic, D.M. Dimiduk, J.N. Florando, W.D. Nix. Science **305**, 986 (2004).
9. J.R. Greer, W.D. Nix. Appl. Phys. A **80**, 1625 (2005).
10. J.R. Greer, W.D. Nix. Phys. Rev. B **73**, 245410 (2006).
11. M.A. Haque, M.T. Saif. Scripta Mater. **47**, 863 (2002).
12. M.A. Haque, M.T. Saif. Sensors and Actuators, Physical A **97**, 239 (2002).
13. M.F. Horstemeyer, M.I. Baskes, S.J. Plimpton. Acta Mater. **53**, 1821 (2005).
14. J. Senger, D. Weygand, P Gumbash, O. Kraft. Scripta Mater. **58**, 587 (2008).
15. S.M. Spearing. Acta Mater. **48**, 179 (2000).
16. S. Kajivara, S. Ono, K. Honma. Phil. Mag. A **63**, 625 (1991).
17. T. Suzuki, M. Shimono, M. Wuttg. Scripta Mater. **44**, 1979 (2001).
18. Г.А. Малыгин. ФТТ **43**, 1286 (2001).
19. В.А. Лободюк. ФММ **99**(2), 25 (2005).
20. D. Wan, K. Komvohoulos. J. Mater. Res. **20**, 1606 (2005).
21. Г.А. Малыгин. ФТТ **50**(10), в печати (2008).
22. Г.А. Малыгин. УФН **171**, 187 (2001).

ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ВЫРАЩИВАНИЯ МИКРОИЗДЕЛИЙ ИЗ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНООБЪЕКТОВ

Викарчук А. А., Дорогов М. В.

Тольяттинский государственный университет
maxim@tltsu.ru

В настоящее время синтез и изучение свойств нанообъектов – это наиболее быстро развивающаяся область науки. Это обусловлено, в первую очередь тем, что подобные объекты могут найти широкое применение в самых разнообразных областях науки, техники и производства. Нанообъектами, называются все объекты, для которых характерный размер не превышает 100 нм.

Нанообъекты в виде металлических частиц, пленок, усов, стержней, трубок обладают уникальными механическими, химическими, электротехническими, магнитными, тепловыми и оптическими свойствами. При переходе к объектам размерами менее 100 нм, практически все его атомы попадают в поле действия поверхностных сил различной природы, а при размерах менее 10 нм, появляются ярко выраженные квантовые эффекты. Уникальность свойств нанообъектов обусловлена четырьмя факторами: развитая поверхность (поверхностные явления); размерные (квантовые) эффекты; особенности строения и структуры; химический и элементный состав.

Наиболее эффективный метод получения пентагональных нанообъектов – метод электроосаждения металла из водного раствора электролита на индифферентную слаботеплопроводящую подложку [1, 2]. Основные его преимущества – относительная простота технологического процесса, возможность его автоматизации и практически неограниченные возможности варьирования через технологические параметры структуры и свойств нанообъектов.

Нами на протяжении нескольких лет ведутся работы по получению и исследованию пентагональных кристаллов [1, 2]. Нам удалось получить пентагональные нитевидные кристаллы различных форм и длины от десятков нм до сотен мкм [1, 2]. Пентагональные кристаллы обладают рядом специфических свойств, обусловленных осями симметрии пятого порядка, наличием дисклинации и двойниковых границ.

В работах [2–5] показано, что благодаря наличию дисклинации, возможно получение частиц и нитевидных кристаллов с полостью внутри. Именно наличие полости позволяет получать объекты микронных размеров, которые возможно отнести к нанообъектам, поскольку характерный размер (толщина стенки) для них менее 100 нм (рис. 1, 2).

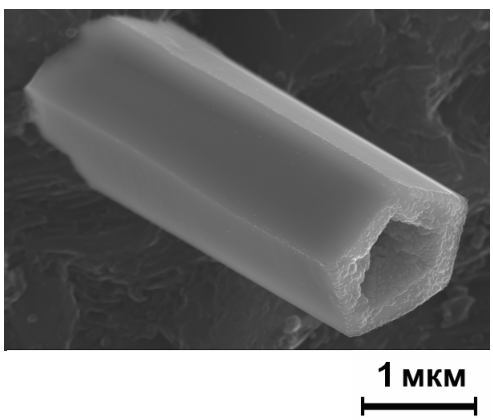


Рис. 1. Пентагональная микротрубка

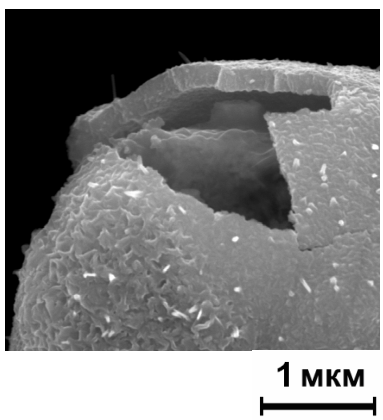


Рис. 2. Икосаэдрическая частица с полостью внутри

Специфика поля дисклинации; зависимость энергии дисклинации от радиуса частицы или стержня [4, 5], обуславливает энергетически более выгодный рост нитевидного кристалла в длину и образование полости в стержне и икосаэдрической частице. Именно эти факты позволяют нам выращивать микрочастицы с полостью внутри и нитевидные кристаллы относительно большой длины (порядка 100 мкм) из пентагональных нанообъектов.

В последние годы нами были разработаны способы выращивания готовых микроизделий из пентагональных нанообъектов, в частности, методики получения композиционной микропроволоки и полого микропровода из нанообъекта в виде пентагональной микротрубки. Сущность метода получения композиционной микропроволоки заключается в следующем:

1. Методом электроосаждения получают пентагональную микротрубку длиной 20–30 мкм и диаметром 1–4 мкм с наноразмерной толщиной стенки (рис. 1).

2. При помощи манипуляторов в камере сканирующего электронного или оптического микроскопа в трубку находящуюся на подложке вставляют прочное, износостойкое волокно (рис. 3).



Рис. 3. Пентагональная микротрубка и вставленное в нее борное волокно

3. Затем подложку с заготовкой погружают в раствор электролита и при низких перенапряжениях методом электроосаждения металлов производят заращивание волокна металлом. Благодаря пентагональной симметрии, а значит, наличию дисклинации, рост трубки будет происходить только в длину в направлении [110].

Предложенный композиционный материал имеет высокую прочность сердцевины и хорошую электропроводность оболочки. Эти свойства чрезвычайно важны для микроминиатюризации приборов в электронике. Таким же способом мы получаем металлические микро- и нанопровода, которые, благодаря своим уникальным свойствам, находят широкое разнообразное применение в технике и медицине.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-02-99034.

Список литературы

1. Викарчук А.А., Воленко А.П. Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения // Физика твердого тела. – 2005. – Том 47, вып.2. – С.339-334.
2. Викарчук А.А. Ясников И.С. Структурообразование в наночастицах и микрокристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристаллизации металлов. – Тольятти: ТГУ, 2006. – 206с.
3. Ясников И.С., Викарчук А.А. Образование полостей в икосаэдрических малых частицах, формирующихся в процессе электрокристаллизации металла. Письма в ЖТФ 2007, т. 33, вып. 19, с. 24-31.
4. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах Л.: Изд-во Наука, 1986. 224с.
5. Колесникова А.Л., Романов А.Е. О релаксации напряжений в пентагональных нитевидных кристаллах. Письма в ЖТФ 2007, т. 33, вып. 20, с. 73-79.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОРМУ И СТРУКТУРУ ЧАСТИЦ МЕДИ С ПЯТЕРНОЙ СИММЕТРИЕЙ

Денисова Д. А., Власенкова Е. Ю., Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет. г. Тольятти. Россия
Vladimir_D@avtograd.ru

В работе [1] было дано теоретическое обоснование появления полостей в икосаэдрических малых частицах (ИМЧ) меди электролитического происхождения, содержащих дефект дисклинационного типа, и предложен механизм образования полостей в ИМЧ. Эта модель основана на предположении, что рост полости в частице, находящейся в высокотемпературном состоянии, обусловлен диффузионным дрейфом вакансий, возникающих на периферии ИМЧ в процессе электрокристаллизации, к её центру под действием поля упругих напряжений, которое создаётся дефектом дисклинационного типа. При этом размер образующейся полости в момент времени τ от начала её образования зависит от мощности дисклинации ω, коэффициента диффузии D и температуры T как $R_{Пол}(\tau) \sim \sqrt{\frac{D\omega\tau}{T}}$. Поскольку с ростом температуры отношение D/T также возрастает, то повышение температуры активирует диффузионный дрейф вакансий от периферии ИМЧ к её центру. В случае электрокристаллизации металла на индифферентной подложке значительного повышения температуры растущих наночастиц можно достичь путём варьирования локальной плотности тока и выбором слаботеплопроводящей подложки (нержавеющая сталь с покрытием нитридом титана, графит и т.п.) [2]. Однако, за сравнительно малые времена роста частицы заметная пора не может сформироваться, как правило, в центре частицы образуются лишь микропоры. Но, если провести длительный отжиг частиц с микропорами, то можно сформировать хорошо различимую полость, причем при повышении температуры ИМЧ процесс роста полости должен активизироваться. Это и было задачей работы.

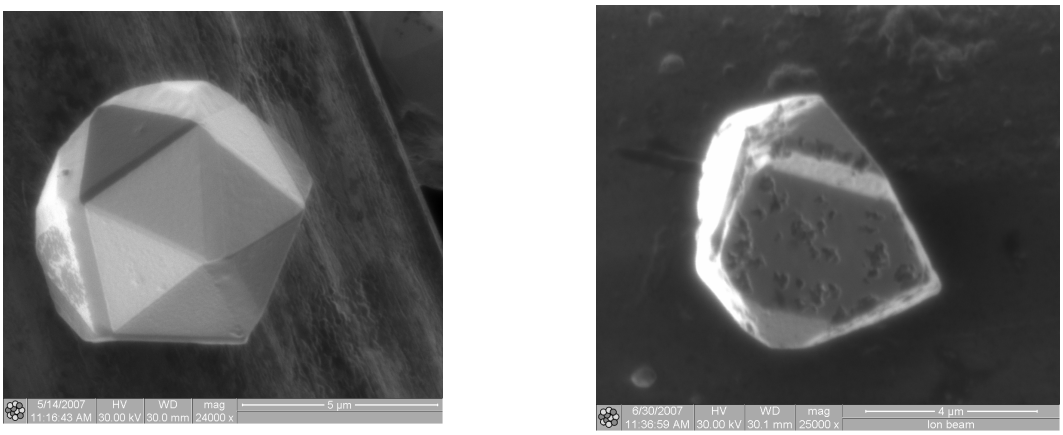
Тепловыделение образцов проводили с помощью дифференциального сканирующего калориметра METTLER TOLEDO 822e. Исследование морфологии поверхности и резка ионным пучком частиц, подвергшихся термообработке, проводились в растровом электронно-ионном микроскопе Quanta 200 3D. Пентагональные частицы меди получали путем элекроосаждения на сетчатые каркасы фильтра из нержавеющей стали в сернокислом электролите (250 г/л $CuSO_4*5H_2O$ + 90 г/л H_2SO_4) в гальваностатическом режиме при плотности тока 0,5 А/дм^2 и времени осаждения 1.5–2 часа [3]. В результате было установлено:

- При разрезании пентагональных микрочастиц, полученных в условиях, когда образовывалась значительная концентрация вакансий в процессе электрокристаллизации, но образцы не подвергались термообработке, была обнаружена рыхлая структура, содержащая микропоры по всему объему частицы (рис. 1); при разрезании обычных микрочастиц, таких же размеров и имеющих ГЦК-решетку, поры внутри отсутствовали.

- Термообработка пентагональных частиц (нагревание от 25 до 500 °С со скоростью 10–30 °С/мин и выдержка при 500 °С в течение двух часов) приводила к потере огранки и появлению внутри частиц крупных полостей (рис. 2). Из данных ДСК (рис. 3 *а*) отчетливо видно, что около 300 °С наблюдается пик поглощения теплоты, по видимому, связанный с формоизменением частицы, а в районе 350°С появляется пик тепловыделения обусловленный кристаллизацией икосаэдрической частицы и

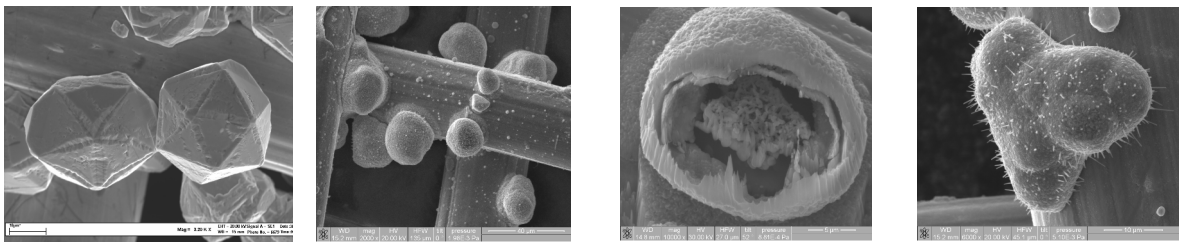
релаксацией упругой энергии дефекта дисклинационного типа. При выдержке образца при 500 °С (рис. 3 *б*) интенсивность тепловыделения уменьшилась, при этом сформировалась полость (рис. 2 *в*).

- Кроме этого исследования показали, что часто при термообработке пентагональных частиц внутри и на поверхности частицы появляются иглообразные выбросы (рис 2 *г*).



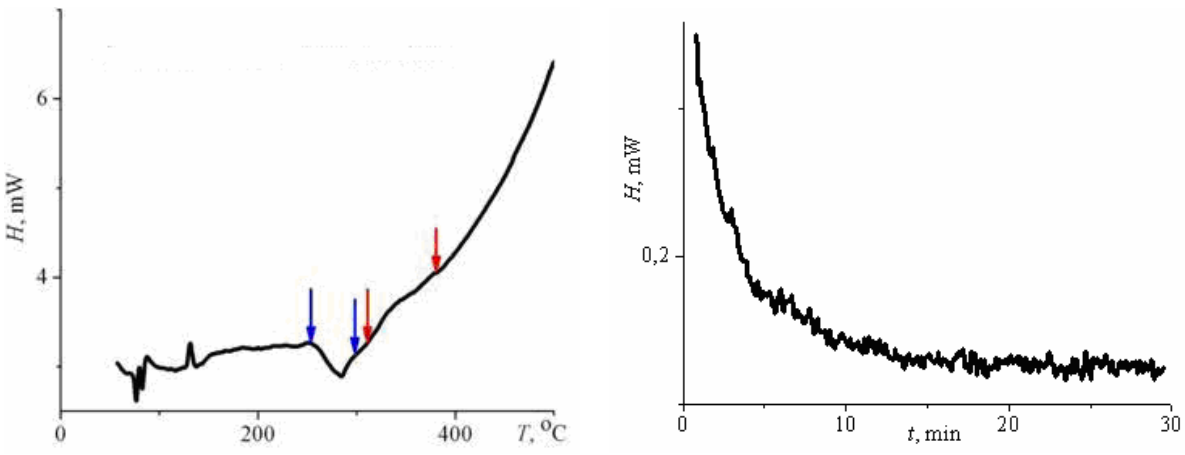
а *б*

Рис. 1. Пентагональные частицы: *а* – после осаждения, *б* – разрезанная ионным пучком.



а б в г

Рис. 2. Пентагональные частицы на сетчатом каркасе фильтра: *а* – до отжига; *б*, *в*, *г* – после отжига; *в* – после разреза.



а б

Рис. 3. Тепловыделение при термообработке пентагональных медных частиц. *а* – нагревание от 25 °С до 500 °С градусов со скоростью 30 °С/мин; *б* – выдержка при 500 °С.

Таким образом, проведенные исследования подтверждают основные положения теории формирования полостей путем диффузионного дрейфа вакансий [1] внутри икосаэдрических частиц металлов, подвергшихся термообработке.

Явление формирования полости в пентагональных частицах уже применяется на практике при создании нанофильтра с адсорбционным слоем из частиц с полостью [4], которые вскрываются проведением термообработки. Наши расчеты показывают, что даже при размере 1000 нм на поверхности пентагональных частиц со вскрытой внутренней полостью оказывается большее количество атомов, чем в сплошной сферической наночастице. Следовательно, наличие вскрытой внутренней полости в пентагональной микрочастице позволяет считать ее нанообъектом.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-02-99034.

Список литературы

1. Ясников И.С., Викарчук А.А. Образование полостей в икосаэдрических малых частицах, формирующихся в процессе электрокристаллизации металла // Письма в ЖТФ. – 2007. – том 33, вып. 19. – С. 24-31.
2. Викарчук А.А., Ясников И.С. Особенности массо- и теплообмена в микро- и наночастицах, формирующихся при электрокристаллизации меди // Физика твёрдого тела. – 2006. – т. 48, вып. 3. – С. 536 – 539.
3. 3. Ясников И.С., Викарчук А.А., Денисова Д.А., Грызунова Н.Н., Цыбускина И.И. Получение наноструктурных объектов с пентагональной симметрией методом электроосаждения // ЖТФ. – 2007. - т. 77, вып. 10. – С. 81-84.
4. Денисова Д.А., Ясников И.С., Викарчук А.А. Фильтры на основе нанообъектов в виде металлических пентагональных частиц с развитой внутренней и внешней поверхностью // III Международная школа «Физическое материаловедение». Наноматериалы медицинского назначения. – 24-28 сентября, 2007. – С. 193-195.

РОСТ МИКРОТРУБОК ИЗ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Викарчук А. А., Грызунова Н. Н.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,
gryzunova@tltsu.ru

Ранее было установлено [1–3], что на начальном этапе на индифферентной подложке, при определенных условиях, вместо кристаллических зародышей образуются декаэдрические кластеры (рис. 1*а*). Применительно к медным кластерам энергетическая выгодность некристаллических структур, в частности, для усеченных декаэдрических кластеров (рис. 1*б*), доказана в работах [4,5]. Из последних, по нашему мнению, формируется удлиненный островок роста, сохраняющий усеченную декаэдрическую структуру (рис. 1*в*, *д*) и имеющий в центре 60-ти градусную дисклинацию. По мере увеличения размеров островка роста, в нем происходит энергетически выгодное преобразование 60-ти градусной дисклинации в 7-ми градусную и (7°20´) и пять обрывающихся на ней двойниковых границ: $E_{60^\circ} > E_{7^\circ} + 5\gamma_{111}$ [6]. При этом формируется НПК в виде пентагональной призмы с боковыми гранями образованными плоскостями {100} и вершинами в форме пентагональных пирамид, ограненных

плоскостями {111} (рис.1 *г, д*). Пентагональная призма состоит из пяти деформированных тетраэдрических областей, состыкованных друг с другом по двойниковым границам типа {111} (рис. 1 *г*, 2 *а*)

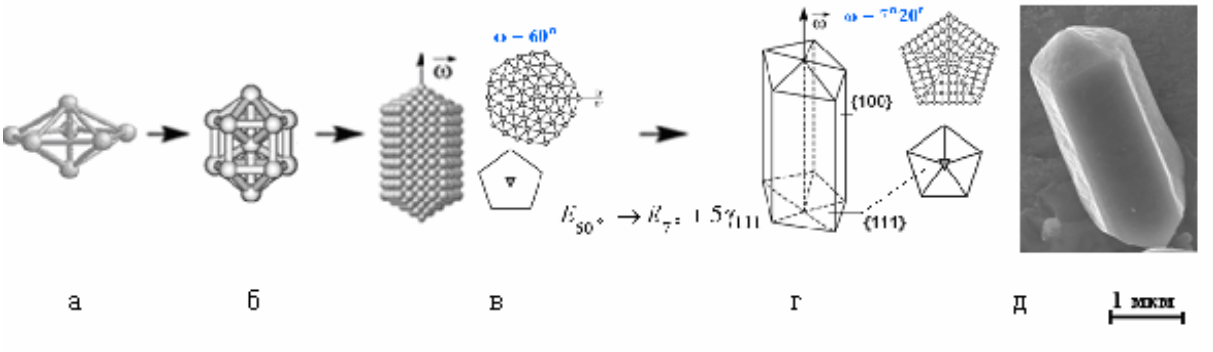


Рис. 1. Схема образования и роста НПК из декаэдрического кластера

Дальнейший рост НПК происходит по механизмам непосредственного встраивания атомов и их диффузии к активным местам роста на торцах НПК (рис 2 *а* - *е*). Быстрый рост НПК в длину обусловлен тем, что плоскости (111), ограняющие вершину НПК, обладают низкой удельной поверхностной энергией, вследствие чего содержат выгодные для встраивания атомов металла места. Подходящим из раствора к подложке ионам металла легче восстановиться именно на плоскостях (111), чем на боковых плоскостях (100). Кроме того, активность вершин НПК обусловлена также тем, что эти вершины содержат частичные дисклинации и пять двойниковых границ (рис. 2 *а*). Двугранные входящие углы на плоскостях срастания двойников облегчают встраивание атомов в решетку (рис. 2 *г*).

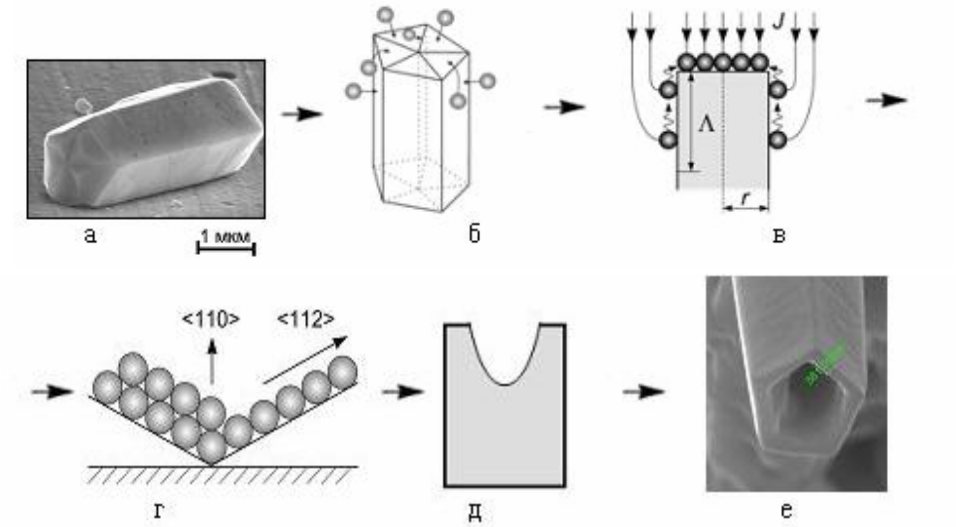


Рис. 2. Схема формирования микротрубки из пентагонального стержня в процессе электроосаждения металла

Низкая удельная поверхностная энергия плоскостей (111), образующих торцы НПК, наличие двугранных углов на двойниковых границах и 7-градусной дисклинации в центре, специфика дальнодействующего упругого поля дисклинации [7], диффузия адатомов по боковым граням кристалла к его торцам (рис. 2), обеспечивают преимущественный рост растянутых периферийных участков торца по сравнению со сжатыми центральными, находящимися вблизи оси дисклинации. Это приводит к тому, что постепенно в процессе роста вершины нитевидных кристаллов сглажива-

ются и усеченный декаэдр трансформируется в пентагональную призму, стержень (рис. 1 *д*, 2 *а*). Для меди диаметр таких стержней достигает 1–3 мкм.

Из-за квадратичной зависимости упругой энергии дисклинации от радиуса ($E \sim R^2$) радиальный рост НПК энергетически не выгоден. В то же время структура упругого поля соосной дисклинации, высокая концентрация неравновесных вакансий, образующихся при электрокристаллизации ($C_V \sim 10^{-4}$), диффузия адатомов вдоль гладких боковых поверхностей к торцам кристалла, высокотемпературное состояние растущих торцов за счет выделяющейся скрытой теплоты кристаллизации обеспечивают преимущественный рост периферийных участков НПК в длину, тем самым способствуют превращению в процессе роста сплошного стержня в трубку (рис. 2 а - е).

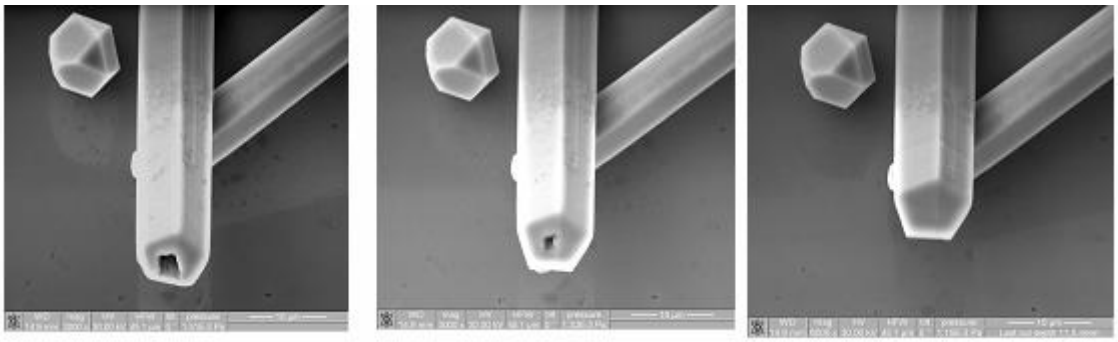


Рис. 3. Последовательная обрезка пентагональной микротрубки с помощью ионной пушки

Эксперименты по последовательному многократному обрезанию микротрубки в колонне электронного микроскопа, проведенные на оригинальном оборудовании центра наноструктурных материалов Белгородского государственного университета, показали, что микротрубки, действительно, образуются в процессе роста из пентагонального стержня (рис. 3). При этом диаметр трубок достигает нескольких микрометров, а толщина стенки сотни нанометров, поэтому микротрубки, по определению, можно отнести к нанообъектам.

Таким образом, основной причиной формирования пентагональных микротрубок в процессе электрокристализации металла, по нашему мнению, является наличие дисклинации, которая и определяет всю эволюцию островка роста, формирование из него пентагонального стержня, а затем преобразования последнего в микротрубку.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 08-02-99034.

Список литературы

1. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Эволюция образования и роста полости в пентагональных кристаллах электролитического происхождения // Физика твёрдого тела. – 2006. – т. 48, вып. 8 – С. 1352 – 1357.
2. А. А. Викарчук, А. П. Воленко Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела. – 2005. – т. 47, вып. 2. – С. 339 - 344.
3. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Образование полостей в икосаэдрических частиц, формирующиеся при электрокристаллизации меди // Письма в ЖТФ – 2007, т. 33, вып. 19. – С. 24 – 31.

4. S.Valkealahti, M.Manninen Instability of cuboctahedral cooper clusters //Physical Review B. Volume 45, 1992. P. 9459 – 9462.
5. S. A. Nepijko, D.N. Ievlev, W. Schulze, J. Urban, G. Ertl «Growth of rodlike silver nanoparticles by vapor deposition of small clusters» Chemphyschem 2000, №3.
6. R. De Witt Partial disclinations // Journal of Physics C: Solid State Physics/ - 1972.-Vol.5. – P. 529-534.
7. Колесникова А. Л., Романов А. Е. О релаксации напряжений в пентагональных нитевидных кристаллах // Письма в ЖТФ.-2007.-т. 33, вып. 20.-стр.73-79.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОДЛОЖЕК НА ОСНОВЕ ХОЛОДНОКАТАНЫХ ПЛАТИНОВЫХ ФОЛЬГ, ПЕРСПЕКТИВНЫХ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОСЕНСОРОВ

Анкудинов А. В., Князев С. А., Корсуков В. Е., Корсукова М. М., Буйнов А. Л., Пронин И. И.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
vjacheslav.korsukov@mail.ioffe.ru

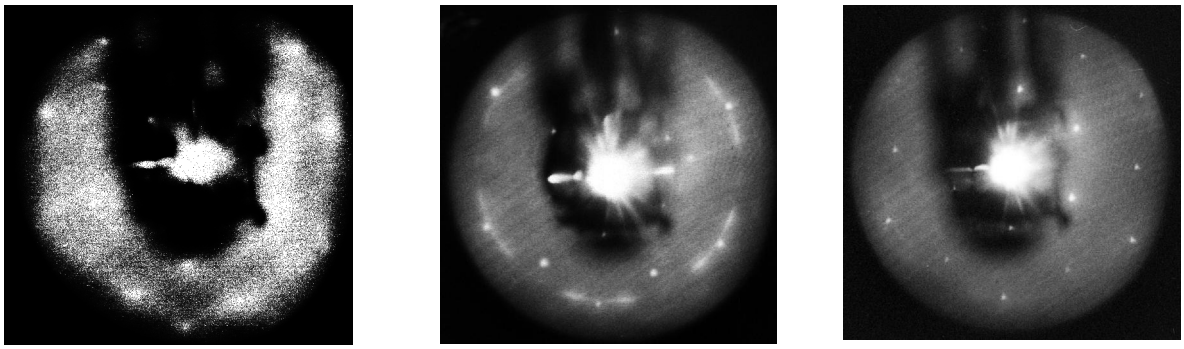
Для получения структур, перспективных для изготовления наносенсоров, используются окислы металлов, такие как окись титана, окись ванадия и окись церия, выращенные на подложках Pt (111). При этом используются монокристаллические подложки, а окислы переходных и редкоземельных металлов образуют монослойные островковые структуры [1–3]. Из-за высокой стоимости чистых монокристаллов платины перспектива широкого использования наносенсорных устройств, изготовленных на их основе, низка. В связи с этим, замена монокристаллов платины на фольги представляет интерес. В принципе это может послужить основой альтернативного метода получения ультратонких пленок металлических окислов с использованием в качестве подложки Pt фольги (вместо дорогостоящих монокристаллов).

Платиновая проволока (чистота 0,9999 масс. %) прокатывалась до получения фольг толщиной от 50 до 10 μm. Степень обжатия варьировалась от 10 до 50. После этого поверхности фольг подвергались механической и электрохимической полировке. На завершающем этапе рекристаллизация образцов фольг и очистка их поверхностей производилась в сверхвысоковакуумных (СВВ) установках для анализа химического состава и рельефа и атомной структуры поверхности. Очистка и рекристаллизация производилась путем чередования циклов прогрева образцов в атмосфере кислорода при парциальном давлении O_2 10^{-4} Pa при температуре ~850 K и отжига сверхвысоком вакууме при температуре ~1100 K. При этом осуществлялся мониторинг поверхности фольг методами ЭОС, ВИМС, ДМЭ, и др. [4-5].

На рис. 1 показаны картины ДМЭ от поверхности рекристаллизованных фольг на различных стадиях очистки и рекристаллизации в СВВ. Видно, что по мере увеличения циклов отжига в СВВ и кислороде дифракционная картина изменяется, что отвечает более чистой и совершенной монокристаллической поверхности фольги. На рис.2. показаны АСМ изображения поверхности рекристаллизованной фольги в различных масштабах и рельеф участка поверхности 0,4 x 0,4 μm. Видно, что существуют участки поверхности, где на протяжении 4000 Å рельеф поверхности атомно гладкий. Таким образом, путем варьирования режимов прокатки, полировки, очистки и отжига Pt фольг в сверхвысоком вакууме нам удалось получить атомно чистые

и атомно гладкие поверхности со структурой, близкой к структуре поверхности монокристалла Pt (111)1x1. Такие подложки могут быть использованы в дальнейшем для выращивания монослойных наноразмерных островковых структур на основе окиси титана, окиси ванадия окиси церия и др. [1,2,4].

Помимо атомно гладких поверхностей, нам удалось получить также образцы фольг платины с гофрированными поверхностями. На рис. 3 *b,c* приведены СТМ изображения таких поверхностей. На наш взгляд, такие образцы перспективны для создания биосенсорных устройств.



a b c

Рис. 1. Картины ДМЭ в процессе рекристаллизации платиновой фольги. (*a*) – Начальный этап. (*b*) – Pt, покрытая островками графита. (*c*) – Атомно чистая поверхность Pt (111).

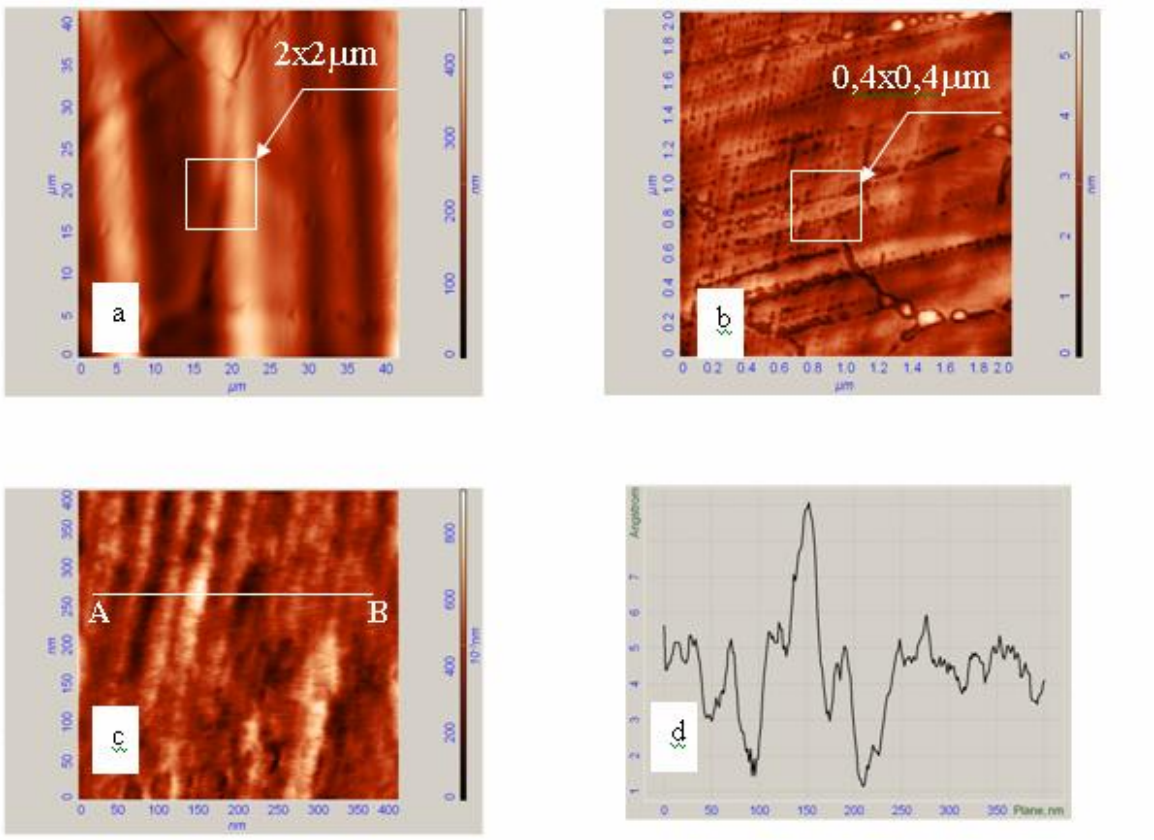


Рис. 2. АСМ изображение поверхности фольги Pt (111) в различных масштабах (*a,b,c*); (*d*) – профиль рельефа поверхности по линии A-B.

По нашему мнению, образованию атомно гладких монокристаллических структур на поверхности платины способствуют выход на поверхность фольги ячеистых дислокационных структур при отжиге образцов в СВВ. При выходе на поверхность фрагментированных дислокационных структур образуются гофрированные участки поверхности. Сами дислокационные структуры в объеме фольг создаются во время прокатки.

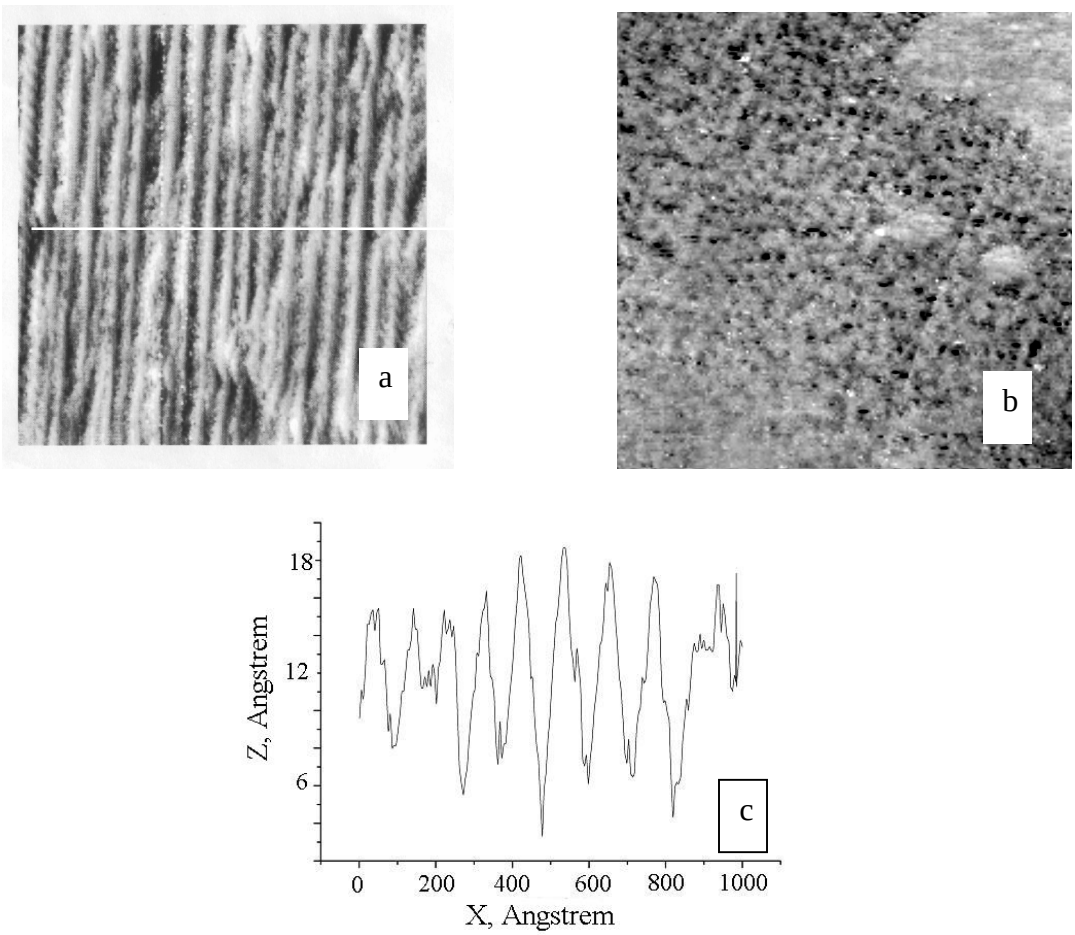


Рис. 3. СТМ изображения поверхности различных участков рекристаллизованных образцов Pt (111). *a* – участок с протяженными атомными ступенями, *b* – участок с гофрированной поверхностью, *c* – профиль гофрированной поверхности по линии А–В.

Список литературы

1. Sedona F., Rizzi G.A., Agnoli S., Llabres I Xamena F.X., Papageorgiou A., Osterman D., Sambi M., Finetti P., Schierbaum K. and Granozzi G. Phys. Chem. **B**, **109**, 24411 (2005).
2. Berner U. and Schierbaum K.-D. Phys. Rev. **B**, **65**, 235404-1 (2002).
3. Князев С.А. и Корсуков В.Е. ФТТ, **47**, 876 (2005).
4. Князев С.А., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Пронин И.И., Schierbaum K. ЖТФ, **77**, в. 5, 140 (2007).

О ЗАВИСИМОСТИ ТИПА ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНОКОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Зубков А. И., Ильинский А. И., Зозуля Э. В., Зеленская Г. И. Бублик Е. С.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина,
anzubkov@km.ru

В работе изучены прочностные свойства и структура конденсатов бинарных систем Cu–W, Mo,Ta , компоненты которых не имеют растворимости в равновесных условиях.

Объектами исследования служили фольги толщиной до 50 мкм в исходном конденсированном состоянии. Содержание легирующих компонентов варьировали в пределах 0,1–6 вес%. Образцы получали путем раздельного испарения компонентов из различных источников и последующей конденсацией паровых смесей на неориентирующей подложке в вакууме ~ $1*10^{-3}$Па.

Исследовали фольги, отделенные от подложки. Измеряли микротвердость и прочностные характеристики в режиме активного растяжения. Структуру изучали методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии предварительно утоненных образцов. Содержание легирующих элементов контролировали рентгеновским флуоресцентным спектральным анализом.

Структура конденсатов является двухфазной: матрица – пересыщенный твердый раствор W, Mo, Ta в ГЦК решетке меди, в которой распределены высокодисперсные частицы легирующих элементов.

На рис. 1 представлены зависимости временного предела прочности ($\sigma_в$) конденсатов изучаемых систем от содержания легирующих элементов.

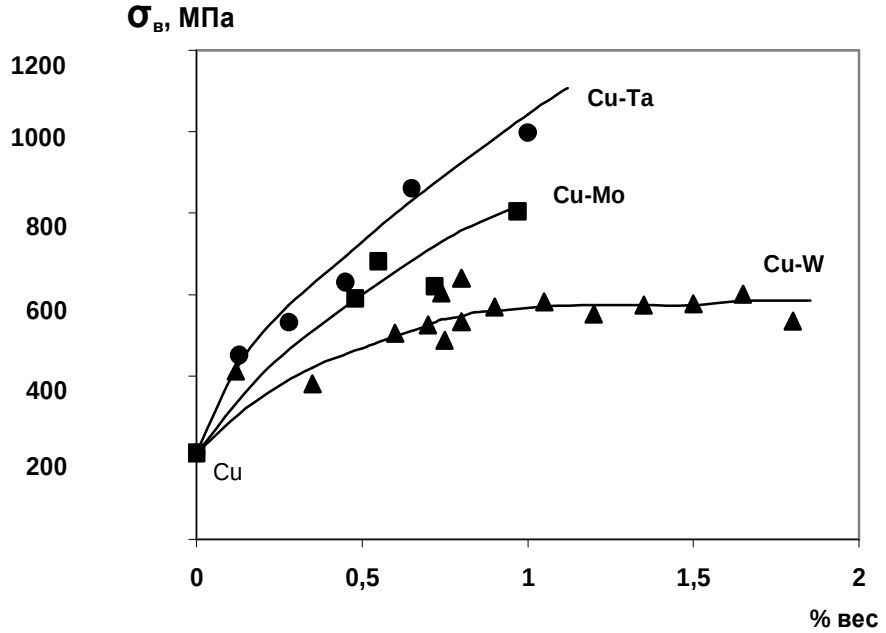


Рис. 1. Зависимость временного предела текучести от содержания легирующих элементов

Приведенные данные свидетельствуют, что для конденсатов, полученных в одинаковых технологических условиях и при равном содержании W, Mo или Ta, максимальный уровень прочностных свойств реализуется при легировании меди танталом. Так, при его содержании всего ~1 вес% предел прочности превышает 1000 МПа. Так как для подобных объектов прочностные свойства определяются, в основном, совместным вкладом зернограничного, дисперсного и твердорастворного упрочнения, то задачей настоящей работы явилось определение характера влияния размера зерна медной матрицы на прочностные характеристики изучаемых материалов. На рис. 2 представлены зависимости Холла–Петча для микротвердости.

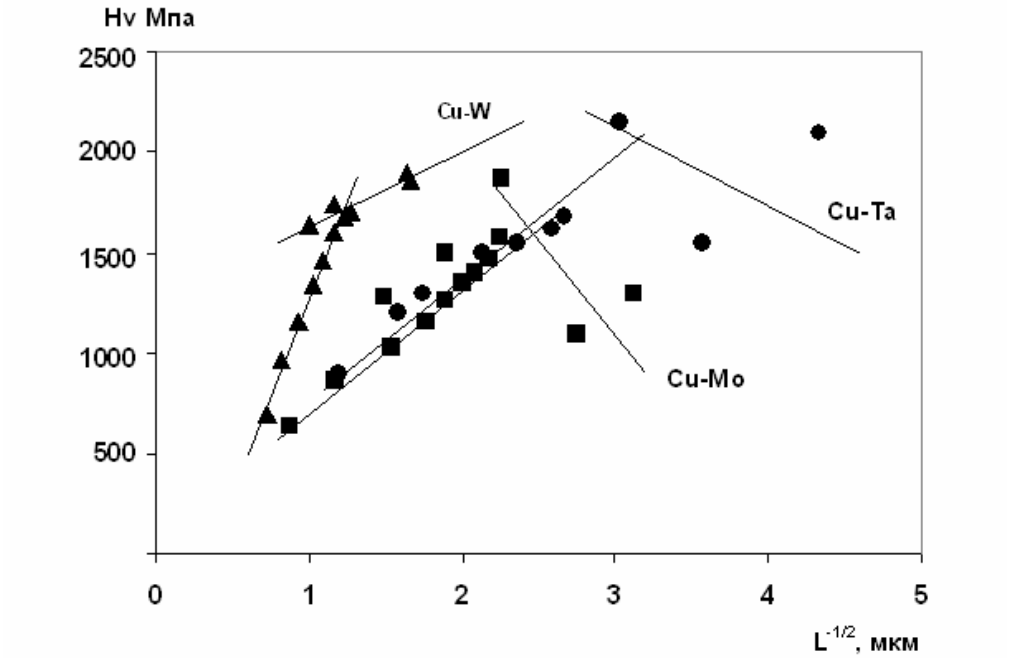


Рис. 2. Зависимости типа Холла–Петча для конденсатов бинарных систем Cu–W, Mo, Ta

Приведенные зависимости имеют несколько особенностей. Во-первых, их наклон, а значит и величина коэффициента Холла-Петча, превышает значения, характерные для меди как металлургического, так и вакуумного происхождения. Во-вторых, для фольг Cu–W наклон экспериментальной зависимости больше, чем для конденсатов Cu–Mo или Cu–Ta. И, наконец, тенденция к отклонению от закона Холла–Петча для изучаемых систем проявляется при больших размерах зерен, чем для других сплавов на основе меди. Отметим, что зависимости Холла–Петча для других прочностных характеристик имеют похожий характер. Полученные результаты свидетельствуют о том, что в процессе формирования конденсатов Cu–W, Mo, Ta происходит аккумулирование легирующих элементов на границе зерен медной матрицы, при этом изменяются и состояния самих границ. В результате размерные зависимости прочностных свойств этих объектов наблюдаются при больших размерах зерен, чем для наноструктурных материалов, получаемых другими методами.

ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ КОНДЕНСИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ФОЛЬГ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Зубков А. И., Охотская А. В.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина,
anzubkov@km.ru

Снижению размера зерна «толстых» (более 1мкм) [1] конденсатов чистых металлов способствуют уменьшение температуры поверхности осаждения, ее ионная бомбардировка, применение ионно-плазменных методов распыления исходных материалов и т.д. При фиксированных технологических условиях, дальнейшее измельчение зеренной структуры конденсатов достигается путем их легирования различными металлами, тугоплавкими соединениями типа окислов, боридов, нитридов и т.д. [2]. Настоящая работа посвящена изучению эффективности диспергирования зеренной структуры «толстых» конденсатов (фольг) меди путем легирования металлами, малорастворимыми (Fe, Co) и нерастворимыми (W, Mo,Ta) в меди в равновесных условиях.

Объектами исследования служили конденсаты меди и бинарные системы Cu–W, Mo, Ta, Fe, Co толщиной до 50 мкм, полученные электронно-лучевым испарением компонентов из разных источников и конденсацией паровых смесей на неориентирующей подложке в вакууме $1*10^{-3}$Па. Содержание легирующих элементов варьировали в пределах 0,1–6 вес% и контролировали методом рентгеновского флуоресцентного спектрального анализа. Структуру изучали методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии предварительно утоненных образцов.

Структура объектов в исходном конденсированном состоянии является двухфазной: матрица – пересыщенный раствор W, Mo, Ta, Fe, Co в ГЦК решетке меди, в которой распределены высокодисперсные частицы легирующих элементов. Такое структурное состояние обусловлено закономерностями конденсации двухкомпонентных паровых смесей [3]. Следует отметить, что по своему составу конденсаты Cu–W, Mo, Ta являются типичными композиционными материалами типа псевдосплавов, и в массивном состоянии их получают порошковыми технологиями.

На рис. 1 представлены концентрационные зависимости условного размера зерна медной матрицы фольг бинарных систем, полученных в одинаковых технологических условиях. Все экспериментальные кривые имеют одинаковый характер: резкое снижение величины зерна при небольших концентрациях легирующих элементов с последующим выходом на насыщение.

Но для конденсатов меди, легированных малорастворимым в нем железом и кобальтом, перегибы наблюдаются при бóльших содержаниях легирующих элементов, чем в фольгах Cu–W, Mo, Ta. Особо следует заметить, что в фольгах Cu–Fe, Co минимально достигаемый размер зерна (L_{min}) при фиксированных технологических условиях получения больше, чем в системах Cu – W, Mo, Ta.

В свою очередь, в ряду легирующих элементов W, Mo, Ta величина L_{min} имеет меньшее значение при легировании меди танталом. При содержании тантала около 1 весового процента зеренная структура фольг конденсатов Cu–Ta имеет нанометровую размерность. Наблюдаемый характер концентрационных зависимостей размера зерна медной матрицы, по-видимому, связан с сегрегацией части легирующих эле-

ментов на границах формирующихся зародышей меди, которые препятствуют их росту и коагуляции во время конденсации паровых смесей [3].

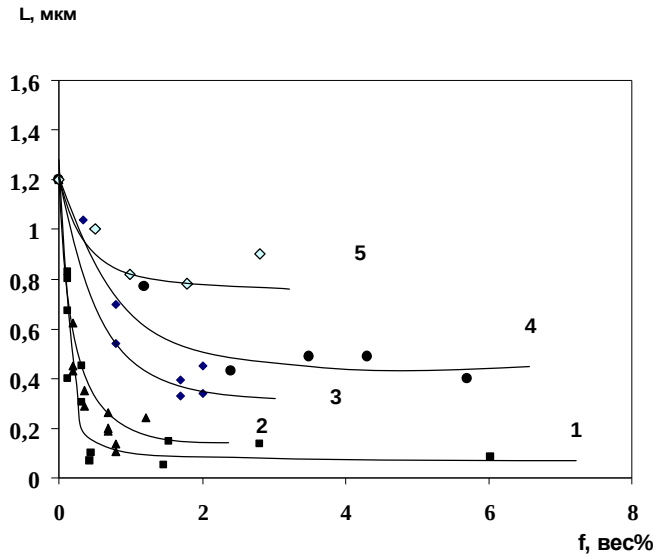


Рис. 1. Зависимость условного размера зерна медной матрицы от содержания легирующих элементов:
1 – Cu–Ta ■,
2 – Cu–Mo ▲,
3 – Cu–W ♦,
4 – Cu–Co ●,
5 – Cu–Fe ◊

Из-за большей растворимости железа и кобальта в кристаллической решетке меди по сравнению с вольфрамом, молибденом или танталом, их количество в границах зерен, по-видимому, меньше, и поэтому они оказывают меньшее тормозящее влияние на миграцию границ растущих зародышей меди, чем в случае легирования вольфрамом, молибденом или танталом.

В свою очередь, тантал, имеющий большую разницу атомных размеров с медью, чем вольфрам или молибден, по-видимому, имеет иной характер распределения между твердым раствором, частицами второй фазы и границами зерен медной матрицы. В этой связи, на рис.2 представлена корреляционная зависимость минимально достигаемого условного размера зерна медной матрицы в конденсатах бинарных систем Cu–W, Mo, Ta, Fe, Co от разницы атомных размеров легирующего металла и меди.

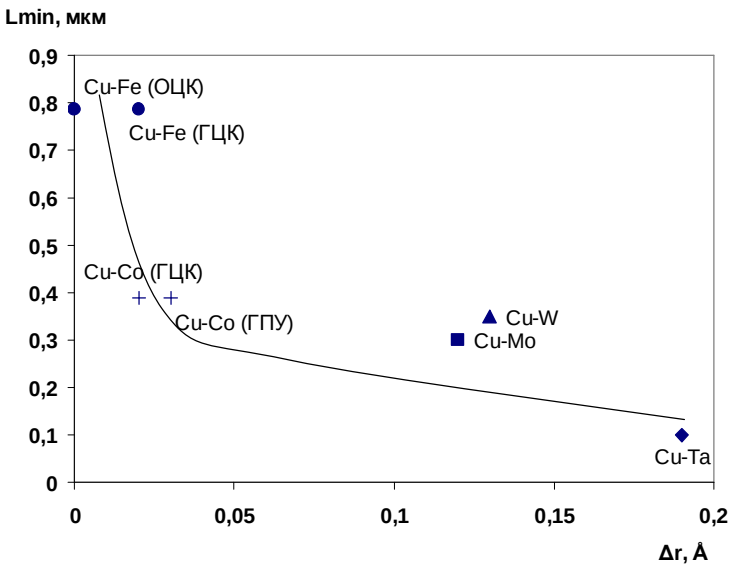


Рис. 2. Зависимость минимально достигаемого размера зерна медной матрицы от разницы атомных размеров компонентов

Наблюдаемая тенденция снижения величины L_{min} с увеличением Δr свидетельствует о возможном влиянии этого фактора на диспергирование зеренной структуры матричного металла. Нельзя также исключить возможность влияния на этот процесс различного состояния границ зерен в изучаемых системах с аккумулированными в ней легирующими элементами, имеющими различные физико-химические свойства.

Приведенные экспериментальные данные свидетельствуют, что эффективное диспергирование зеренной структуры медной матрицы происходит при ее легировании металлами, которые не растворимы в ней в равновесных условиях, и имеют максимальные различия атомных размеров.

Список литературы

1. Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. –М.: Наука, 1972.- 321 с.
2. Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсно-упрочненных пленок. – М.: Металлургия, 1986. – 142 с.
3. Зубков А.И. Структурообразование дисперсно-упрочненных композитов Cu-Mo, W, Ta, полученных кристаллизацией из паровой фазы.// Материалы XXVII семинара «Актуальные проблемы прочности. Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы. – г.Санкт-Петербург. - 2001.- ч.2. С545-550.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Мошков В. Ю., Коротаев А. Д., Пинжин Ю. П.*, Овчинников С. В.*

Томский государственный университет, Томск, Россия
**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*
moshkov_v@mail.ru

Многие рабочие параметры инструмента и деталей современной техники, в основном, определяются состоянием поверхностного слоя материала. Поэтому использование дорогих и дефицитных конструкционных материалов во всем объеме изделия не целесообразно, а ряде случаев и невозможно [1]. Экономически оправдывает себя применение при изготовлении изделий использование материалов со специальными покрытиями, обеспечивающими нужный комплекс свойств.

Работа посвящена изучению особенностей микроструктуры и механических свойств нанофазных сверхтвердых покрытий Ti–Si–B–N и Ti–Si–Al–N. Покрытия Ti–Si–B–N получены методом магнетронного распыления двух катодов (Ti и Ti–Si–B), а покрытия Ti–Si–Al–N получены вакуумно-дуговым методом путем распыления трех катодов (2×Ti и Al–Si). При напылении полученных покрытий использовали плазменный источник с накальным катодом "ПИНК", с помощью которого производилась генерация ионизированных ионов азота с низкой энергией.

Данные по микротвердости покрытий в зависимости от состава и температуры осаждения приведены в таблице 1.

Таблица 1. **Влияние состава и температуры нанесения покрытий на величину микротвердости покрытий**

Покрытие Ti–Si–B–O–C–N, (ат. %)						Покрытие Ti–Al–Si–O–C–N, (ат. %)						$T_{осаждения}$ (ºС)	Микротвердость, $H\mu$ (ГПа)
Ti	Si	B	O	C	N	Ti	Al	Si	O	C	N		
46.0	0.4	0.6	7.0	3.0	43.0	-	-	-	-	-	-	200	43.1 ÷ 45.8
												400	55.1 ÷ 58.2
39.2	5.0	6.7	5.6	4.7	38.8	-	-	-	-	-	-	200	34.6 ÷ 35.0
-	-	-	-	-	-	36.6	4.3	3.6	4.4	3.2	48.2	400 - 450	47.3 ÷ 51.4
-	-	-	-	-	-	47.0	0.8	0.2	5.0	3.0	43.0	400 - 450	47.3 ÷ 51.4

Изучение характерных особенностей тонкой микроструктуры проводили методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием разработанного в нашем коллективе способа количественной оценки локальных внутренних напряжений и кривизны-кручения кристаллической решетки [2].

Для покрытий Ti–Si–B–N показано, что при низкой температуре нанесения 200ºС, т.е. низкой диффузионной подвижности адатомов на поверхности растущего покрытия и при малом содержании легирующих элементов формируется двухуровневая зеренная структура, т.е. зерна размером порядка (100÷500) нм фрагментированы на наноразмерные субзерна размером (10÷20) нм с высокими локальными внутренними напряжениями кристаллической решетки и наличием текстуры (рис. 1 *а*).

При увеличении содержания кремния в структуре покрытия наблюдается увеличение аморфной составляющей и уменьшение размера зерна до 10 ÷ 20 нм, т. е покрытие становится нанокристаллическим с низким уровнем внутренних напряжений и отсутствием текстуры (рис. 1 *б*). В этом случае происходит непрерывное зарождение равноосных нанокристаллов.

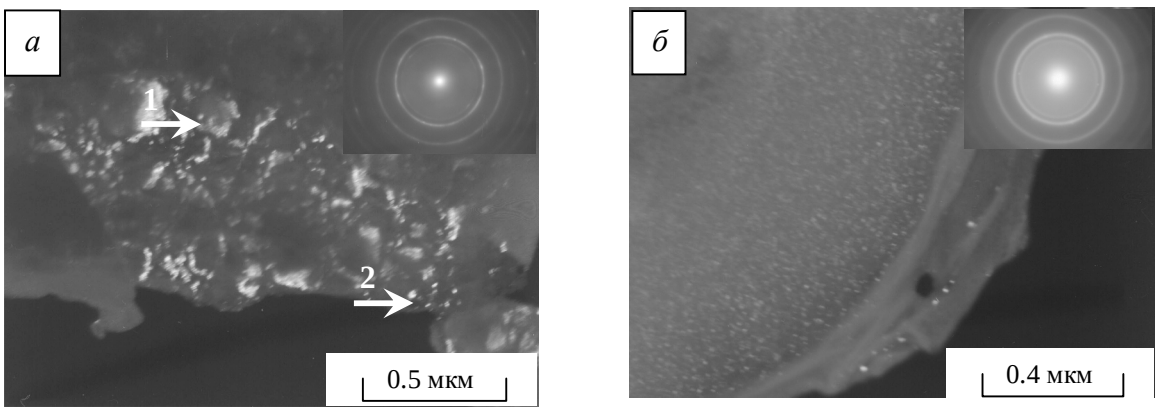


Рис.1. Покрытие Ti–Si–B–N. Темнопольные изображения и картины микродифракции. *а* – двухуровневая структура, *б* – нанокристаллическая структура

Покрытие состава Ti–Si–Al–N было нанесено при температуре $T_{осаждения}$ = 400–450 ºС, двухуровневая структура в данных покрытиях проявляется при малом содержании легирующих элементов (рис. 2 *а*). Нанокристаллическая структура выявляется при большом содержании легирующих элементов (табл. 1, рис. 2 *б*).

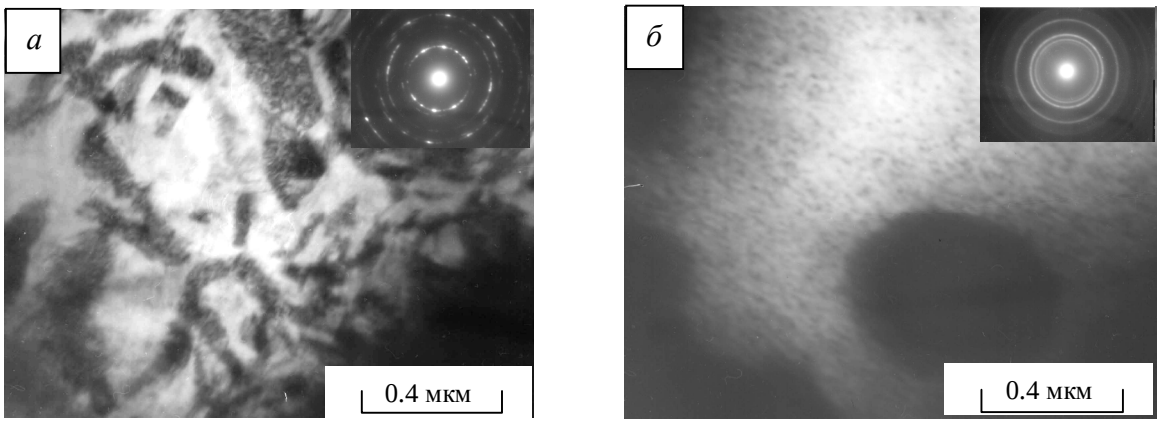


Рис. 2. Покрытие Ti–Si–Al–N. Светлопольные изображения и картины микродифракции. *а* – двухуровневая структура, *б* – нанокристаллическая структура.

Таким образом, независимо от способа напыления обнаружено два типа структуры. Предполагается, что они формируются разными механизмами роста пленки:

1. Механизм столбчатого роста кристаллов с аксиальной текстурой и высокими локальными напряжениями, при котором обнаруживается двухуровневая структура с размером зерна порядка (100 ÷ 500) нм, фрагментированных на наноразмерные зерна размером (10 ÷ 20) нм.

2. Механизм непрерывного зарождения равноосных нанокристаллов, при котором обнаруживается структура с размером зерна порядка (10 ÷ 20) нм и отсутствием текстуры.

При температурах синтеза, отвечающих высокой подвижности точечных дефектов и атомов азота, формируется стабильное безтекстурное состояние многоэлементных покрытий на основе TiN с наноразмерным зерном. Образованию таких покрытий способствует легирование кремнием, алюминием и бором.

Наличие в составе исследованных покрытий на основе TiN кислорода, углерода, кремния, алюминия и бора приводит, по-видимому, к образованию, помимо нанокристаллической фазы $Ti_{1-x}Si_xN$, аморфных или аморфно-кристаллических фаз типа борида, карбидов, окислов и более сложных соединений с высокой твердостью и прочными межатомными связями. Снижение требования к чистоте покрытий по примесям упрощает технологию, так что наиболее перспективными сверхтвердыми покрытиями должны быть многоэлементные покрытия.

Список литературы

1. Veprek S The search for novel, superhard materials. // Journal of Vacuum Science & Technology. v. 17, No. 5, Sep/Oct 1999 – p. 2401-2420
2. Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П., Коротаев А. Д., Третьяк М. В., Исламгалиев Р. К., Валиев Р. З. Электронно-микроскопические исследования границ зерен в ультрамелкозернистом никеле, полученном интенсивной пластической деформацией. ФММ, том 86, 1998,-вып. 6.

ДИАГНОСТИКА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОМЯГКИХ МАТЕРИАЛОВ

Лаврентьев А. Г., Носкова Н. И., Корзунин Г. С.

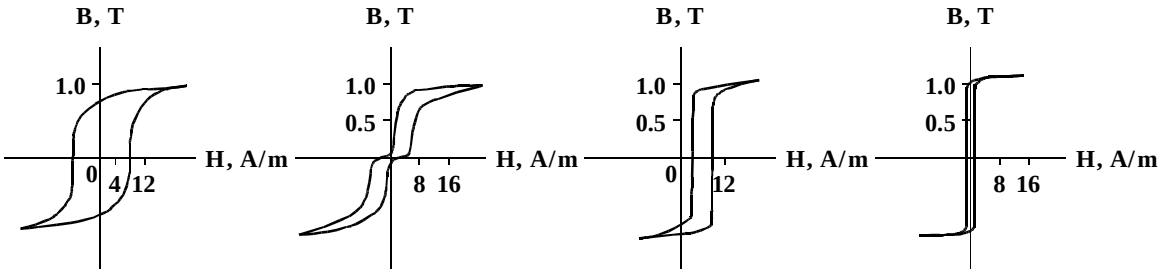
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
korzunin@imp.uran.ru

Целенаправленно формируя условия изготовления и режим технологических обработок, можно влиять на структурное состояние и магнитную структуру расстекловывающихся аморфных сплавов [1]. Для исследования были выбраны сплавы $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$, $Co_{81,5}Mo_{9,5}Zr_9$, имеющие уникальные магнитомягкие свойства и высокую температурную и временную стабильность. Структуру аморфных сплавов исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-200KX. Для этого из лент сплавов методом электролитической полировки приготавливались фольги для просмотра в электронном микроскопе. Для выявления изменения тонкой структуры при расстекловывании аморфных сплавов был использован эффект Баркгаузена [2]. В качестве параметра эффекта Баркгаузена была выбрана эдс потока скачков Баркгаузена (СБ) ε, измеряемая накладным датчиком [3]. Магнитные свойства магнитомягких материалов зависят от их структурного состояния, особенностей доменной структуры, степени ее гомогенизации. Изменяя структуру ферромагнитных материалов, можно управлять их магнитными свойствами.

В работе изучено влияние структурного состояния аморфных сплавов на основе Fe и Co на магнитные свойства и параметры эффекта Баркгаузена при разных условиях термических и термомагнитных обработок (ТМО). С этой целью исследовано влияние температуры отжига, частоты магнитного поля при термообработке на магнитные характеристики и структурные особенности. Особенности структуры аморфно-нанокристаллических сплавов после термомагнитной обработки характеризовали наличием внутренних упругих искажений, возникновением предвыделений в виде концентрационного расслоения аморфной матрицы, размером и химическим составом наноразмерных фаз. Все структурное исследование сделано методом просвечивающей электронной микроскопии в режиме высокого разрешения. Параметры структуры после всех обработок сопоставлялись с магнитными характеристиками исследованных сплавов.

Аморфные ленты получены закалкой расплава на вращающийся медный диск. Образцы имели форму полос и тороидов. Исследования проводили на образцах из аморфных сплавов с различной магнитострикцией $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$ ($\lambda_s \sim 30\cdot10^{-6}$, $T_c = 460^oC$, $T_{кр} = 540^oC$), и $Co_{81,5}Mo_{9,5}Zr_9$ (с λ_s, близкой к нулю, $T_c = 460\ ^oC$, $T_{кр} = 540\ ^oC$). Для снятия закалочных напряжений образцы отжигали в вакууме при температурах от 300 до 450^{o}C. Затем проводили термомагнитные обработки в продольном магнитном поле различной частоты.

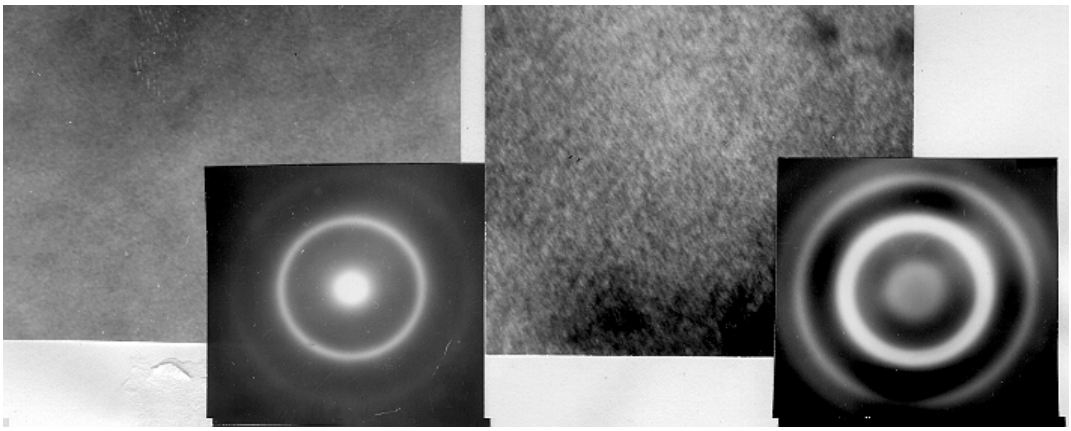
На рис. 1 представлены петли гистерезиса сплава $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$ в разных структурных состояниях. Из приведенных экспериментальных данных следует, что форма петли гистерезиса и проницаемость образцов зависят от условий обработки. Наблюдаемые после термомагнитной обработки в постоянном магнитном поле смещенные по оси полей петли гистерезиса связаны, по-видимому, с наличием в аморфной матрице микрокристаллических высококоэрцитивных выделений, направление намагниченности в которых определяется направлением магнитного поля при ТМО. Проведенные нами структурные исследования подтверждают это предположение.



а *б* *в* *г*

Рис. 1. Петли гистерезиса аморфного сплава $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$ после обработок: *а*) быстрая закалка; *б*) отжиг без магнитного поля; *в*) ТМО в постоянном магнитном поле; *г*)ТМО в поле высокой частоты.

Структурные исследования аморфного сплава $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$ показали, что после ТО при температуре 300°С в матрице аморфного образца возникают дисперсные кластеры α-Co. На темнопольном снимке структуры сплава после такой обработки высвечиваются кластеры в виде резких и нерезких точек; на картине микродифракции внутреннее кольцо размыто (рис.2,*а*). После ТМО в постоянном магнитном поле при температуре 400°С в структуре сплава возникают дисперсные выделения (размером < 5 нм) фаз Co_2Si и Fe_3Si (рис. 2,*б*), которые не наблюдались после отжига при низкой температуре. Подчеркнем особенность этих фаз – выстраивание дисперсных выделений в цепочки. Направление намагниченности в них определяется направлением магнитного поля при ТМО. Отметим, что в результате этой обработки в сплаве наблюдаются значительные смещения петли гистерезиса ($\Delta H \sim 10\text{-}15\ H_c$) (рис.1,*в*).



а *б*

Рис. 2. Электронно-микроскопические снимки структуры аморфного сплава $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$ и картина микродифракции после обработок: *а* – термообработка 300°С, 1 час; *б* – ТМО в постоянном поле 400°С, 15 мин.

На основе выполненных структурных исследований можно заключить, что в аморфном сплаве $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$ смещение петли гистерезиса образцов возникает, вероятно, из-за выделения дисперсных фаз с более высокой коэрцитивной силой, направление намагниченности в которых определяется направлением магнитного поля при ТМО. Аналогичные результаты получены для сплава $Co_{81,5}Mo_{9,5}Zr_9$.

На рис.3 представлены осциллограммы огибающих амплитуд потока СБ для образцов сплава $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$ после отжига при температуре 300°С и после ТМО в постоянном магнитном поле при температуре 400°С.

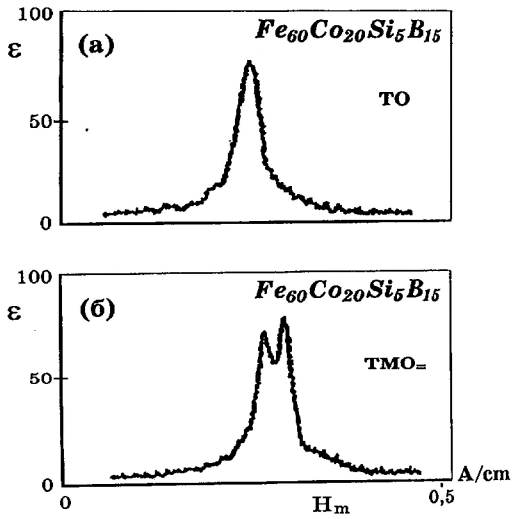


Рис. 3. Осциллограммы огибающих амплитуд потока СБ.

Видно, что после отжига при температуре 300°С распределение СБ по полю подчиняется гауссовскому закону. После ТМО в постоянном поле при температуре 400°С на осциллограмме огибающей амплитуд потока скачков Баркгаузена наблюдаются несколько областей критических полей старта и виден сдвиг по оси полей, обусловленный смещением петли гистерезиса.

Сопоставление осциллограмм огибающих амплитуд потока СБ, приведенных на рис. 3, и электронно-микроскопических снимков структуры сплава $Fe_{60}Co_{20}Si_5B_{15}$, представленных на рис. 2, указывают на существование корреляции между структурой сплава и выбранным информативным параметром эффекта Баркгаузена. А именно: распределение СБ по полю по гауссовскому закону соответствует аморфной структуре, возникновение дисперсных выделений в сплаве приводит к появлению на осциллограмме нескольких областей критических полей старта, соответствующих выделениям в аморфной матрице. Сопоставление осцил-лограмм огибающих амплитуд потока СБ и снимков структуры аморфного сплава $Co_{81,5}Mo_{9,5}Zr_9$, аналогичных приведенным на рисунках 2 и 3, также указывает на корреляцию между структурой сплава и выбранным информативным параметром эффекта Баркгаузена.

Таким образом, обнаружено влияние постоянного магнитного поля при термомагнитной обработке на процессы структурообразования на начальных стадиях расстекловывания аморфных сплавов. Установлена связь особенностей тонкой структуры исследованных расстекловывающихся аморфных сплавов с величиной поля смещения петли гистерезиса. Показано, что перемагничивание образцов, прошедших термомагнитную обработку в постоянном магнитном поле, осуществляется комплексом скачков Баркгаузена с близкими полями старта.

Впервые показано, что параметры эффекта Баркгаузена коррелируют с особенностями тонкой структуры расстекловывающихся аморфных сплавов и могут быть использованы для контроля структурного состояния этих сплавов. Предлагаемый метод контроля позволяет следить за процессами структурообразования при переходе магнитомягких сплавов из аморфного состояния в нанокристаллическое, что обеспечивает создание оптимальной структуры с наилучшими магнитными свойствами. По результатам исследования получен патент на метод "Магнитной структуроскопии ".

Работа выполнена по программе РАН ОФН №5 «Новые материалы и структуры».

Список литературы

1. Носкова Н.И., Шулика В.В., Лаврентьев А.Г., Потапов А.П., Корзунин Г.С. Особенности структуры и параметров эффекта Баркгаузена аморфных сплавов после различных термических обработок. – Дефектоскопия, 2004, № 9, с. 63 -68.

2. Э.С. Горкунов, В.В. Шулика, А.Г. Лаврентьев, А.П. Потапов, Г.С.Корзунин Эффект Баркгаузена в сплавах с аморфной и нанокристаллической структурой // ДАН. 2002. Т. 386. № 4. С. 468-470.
3. Г.С.Корзунин, А.Г.Лаврентьев. Контроль параметров кристаллографической текстуры электротехнической стали по потоку скачков Баркгаузена. // Дефектоскопия, 1999, №6, с.24-28.

ТВЕРДОРАСТВОРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ЕГО РОЛЬ В ОБРАЗОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ Al СПЛАВОВ

Бродова И. Г., Ширинкина И. Г.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
brodova@imp.uran.ru

Как известно на основании большого числа экспериментальных данных, конструкционные и функциональные материалы с ультра микрокристаллической структурой (УМК), полученные методом интенсивной пластической деформации (ИПД), являются более прочными по сравнению со своими крупнокристаллическими аналогами, и обладают достаточно высокой пластичностью [1-5]. Тем не менее, проблема получения высокопрочных материалов, особенно среди легких сплавов, остается актуальной и требует поиска новых и усовершенствования имеющихся технологий ИПД, а также продолжения исследования особенностей формирования данных структур в материалах с разной природой упрочнения.

Цель данной работы – исследование влияния легирования алюминиевых сплавов тугоплавкими металлами (ТМ) на размерные эффекты при формировании в них УМК и нанокристаллических структур.

Разная степень легирования Al основы при одном и том же химическом составе сплава достигалась путем изменения условий его кристаллизации [6].

Исследования были проведены на бинарных и многокомпонентных Al сплавах с ТМ (Zr, Mn, Cr, Fe, Sc), полученных либо литьем в кокиль, либо в щелевую медную изложницу. В последнем случае кристаллизация расплава осуществлялась со скоростью 5000–10000 град/с. ИПДК литых и быстрозакаленных образцов осуществлялась в наковальнях Бриджмена, при этом число оборотов пуансона варьировалась от 0,5 до 15, что соответствовало истинной логарифмической степени деформации 3,8–7,2 [5].

Перечисленными выше методами были получены деформированные образцы из сплавов, следующих составов: Al–5% Fe, Al–2% Zr, Al–3% Cr, Al–2% Zr–1,5% Cr, Al–4%Mg–1,5%Mn–1%ΣSc+Zr. Первая композиция соответствовала заэвтектическому составу, вторая – четвертая – заперитектическому, а последняя – смешанному типу.

Все выше перечисленные ТМ имеют малую растворимость в твердом Al, поэтому при обычных условиях литья в структуре всех сплавов появляются крупные (до 150 мкм) первичные кристаллы интерметаллических соединений: Al_3Zr, Al_7Cr, Al_6Mn, $Al_{13}Fe_4$, а основу сплавов составляет малолегированный α-твердый раствор [5, 6].

Для измельчения первичных интерметаллидов, их замене на метастабильные фазы и для повышения степени легирования матрицы в наших экспериментах была

применена комплексная обработка жидких сплавов, которая включала в себя перегрев и быструю закалку. В результате таких воздействий были получены метастабильные структуры. В частности, сплавы заперитектических составов затвердевали с образованием дисперсных (1–2 мкм) метастабильных алюминидов циркония с кубической решеткой, когерентной решетке матрицы, и алюминидов хрома дендритной морфологии [5]. Матрица представляла собой пересыщенные твердые растворы ТМ в алюминии, содержание которых в несколько раз превышало соответствующие значения предельной растворимости (в Al–Zr сплаве – в 3 раза, в Al–Cr – в 1,5 раза). Степень пересыщения матрицы зависела от состава сплава и определялась по изменению параметра решётки α -фазы относительно его значения в кокильном образце и соответствующему увеличению микротвёрдости. Наибольшее твёрдорастворное упрочнение среди бинарных композиций наблюдалось в Al–Zr сплавах, прирост H_v относительно литого состояния достигал 300–350 МПа, а в тройном сплаве Al–2% Zr–1,6% Cr – 400 МПа.

Переход к еще более легированным сплавам и образование пересыщенных твердых растворов алюминия с Mg, Mn и Zr при быстрой закалке многокомпонентного сплава системы Al-Mg-Mn-Zr повысило твердорастворное упрочнение до 1100 МПа. Учитывая закономерности кристаллизации быстрозакаленных сплавов и основные принципы их легирования ТМ [6-8], в качестве еще одной тугоплавкой добавки был выбран скандий. При суммарном содержании циркония и скандия 1%, микротвердость быстрозакаленного сплава Al–4% Mg–1,5% Mn достигла 1210 МПа.

Таким образом, в результате варьирования условий кристаллизации и состава, был получен ряд пересыщенных твердых растворов ТМ в Al, значения микротвердости в которых изменялись от 600 до 1210 МПа.

Все вышеперечисленные материалы были подвержены одинаковым условиям деформирования. Многоплановые исследования методами электронной микроскопии и рентгеновской дифракции показали, что после деформации кручением (e = 4,5–6, n = 3–5) достигается предельный средний размер зерен, который в зависимости от состава сплава, колеблется от сотен до десятков нм. Так, в бинарных композициях минимальный средний размер кристаллитов равняется 150 мкм, в тройном Al–Cr–Zr сплаве – 70 мкм, а в Al–Mg–Mn сплавах, легированных Zr – 60 нм, а при добавлении Sc –35 нм.

Формирование наноструктуры проходит через стадию смешанной структуры, состоящей из дислокационных ячеек и фрагментов с высокоугловыми границами, и наступает в зависимости от состава сплава при степенях деформации e > 4,5–6. Такое структурное состояние обеспечивает высокие значения твердости УМК материалов до 1,8–2,5 ГПа, что в 2,5–3 раза превышает микротвердость матрицы в быстрозакаленном состоянии и в 5 раз – в литом состоянии. В легированном сплаве измельчение элементов структуры и повышение ее размерной однородности протекает интенсивнее. В отличие от Al–Zn, Al–Mg и Al–Mg–Mn сплавов, в которых при ИПДК наблюдается деформационное старение и формируется более равновесное, чем до деформации, состояние [3], алюминиевые сплавы, легированные переходными металлами, иллюстрируют другое деформационное поведение. Образовавшиеся в результате комплексной обработки (быстрой закалки и ИПДК) аномально-пересыщенные твердые растворы на основе Al являются достаточно устойчивыми в процессе деформационного цикла и, несмотря на наличие деформационных дефектов (неравновесных вакансий и дислокаций), не только не распадаются на равновесные фазы, но и замедляют процесс рекристаллизации. Структура быстрозакаленных сплавов после ИПДК характеризуется высокой плотностью дислокаций, которые в

основном сконцентрированы в неравновесных размытых границах микрокристаллитов.

Описывая особенности формирования структуры в субмикро- и нанокристаллических Al-ПМ сплавах, важно подчеркнуть, что образование пересыщенных твёрдых растворов и связанное с ним твёрдорастворное упрочнение влияют на степень её фрагментации. Чем тверже оказывается основа быстрозакаленного и деформированного материала, тем мельче фрагменты образовавшейся наноструктуры, и тем ближе они к предельному размеру зерен, полученному при ИПДК интерметаллидов [2].

В заключении можно указать, что сочетание трех обработок Al-ТМ сплава в жидком и твердом состояниях (ТВО расплава, быстрая закалка и ИПДК) дает возможность получения нанокристаллического материала со средним размером зерна 35–70 нм и высокой твердостью до 2 ГПа. Природа высокопрочного состояния в основном обусловлена вкладом малого размера зерен и твердорастворным упрочнением матрицы, возникающим при формировании пересыщенного твердого раствора в процессах закалки из расплава и последующей ИПДК.

Работа выполнена по плановой теме РАН «Структура» (№ г.р.01.2.00613392), при частичной поддержке НШ – 643.2008.3 и проекта РФФИ №08-03-00106

Список литературы

1. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z. et. al. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation // Jom. 2006. №4. P. 33-39.
2. Шоршоров М.Х., Корзников А.В. О механизме формирования нанокристаллической структуры в металлических сплавах в условиях интенсивной пластической деформации кручением при высоком гидростатическом давлении в наковальне Бриджмена // Материаловедение. 2002. №6. С. 8-11.
3. Мазилкин А.А., Страумал Б.Б., Протасова С.Г и др. Структурные изменения в алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации // Физика твердого тела. 2007. Т. 49. Вып. 5. С. 824-829.
4. Маркушев М.В., Мурашкин М.Ю. Механические свойства субмикрокристаллических алюминиевых сплавов после интенсивной пластической деформации угловым прессованием // ФММ. Т. 90. №5. 2000. С. 92-101.
5. Бродова И.Г., Башлыков Д.В., Ширинкина И.Г. и др. Особенности формирования микрокристаллических состояний в алюминиевых сплавах с переходными металлами // Материаловедение. 2005. №2. С. 48-54.
6. Добаткин В.И., Елагин В.И. Закономерности кристаллизации гранул и основы выбора композиций гранулируемых Al сплавов: Технология легких сплавов. 1969. №3. С. 9-14.
7. Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. и др. Распад пересыщенных твердых растворов в гранулированных сплавах Al // Металлы. 1970. №2. 1999. С. 205-210.
8. Захаров В.В., Ростова Т.Д. Влияние скандия, переходных металлов и примесей на упрочнение алюминиевых сплавов при распаде твердого раствора // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. №9 (627). С. 12-19.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ (1,66-4,20 МАС. %) НА ТВЕРДОСТЬ И ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

Макаров А. В., Малыгина И. Ю.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург,
makarov@imach.uran.ru

Показано [1, 2], что фрикционное нагружение в условиях трения скольжения сталей с мартенситной основой различного уровня легированности приводит к формированию в их поверхностном слое нанокристаллической структуры (НКС) α-мартенсита, которая характеризуется размерами кристаллитов 5–100 нм и обладает повышенной твердостью, теплостойкостью и износостойкостью. Для выработки научно-обоснованных принципов создания устойчивых нанокристаллических слоев с максимально высоким комплексом физико-механических характеристик актуальными представляются исследования по оптимизации химического и фазового состава, а также уровня дефектности НКС. В работе изучается характер влияния кремния на твердость и сопротивление термическому разупрочнению НКС в эвтектоидных сталях, деформированных твердосплавным индентором.

Стали 80С2 (0,83 мас.%С; 1,66Si), 80С4 (0,85С; 4,20Si) и У8 (0,83С) подвергали закалке от 1000°С в водном растворе NaCl и охлаждению в жидком азоте. Боковые стороны образцов размером 5×7×20 мм нагружали при возвратно-поступательном движении полусферического индентора из сплава ВК-8 в безокислительной среде газообразного азота при нормальной нагрузке 980 Н и средней скорости скольжения 0,017 или 0,026 м/с. Для микродюрометрических исследований на электрополированной поверхности формировали дорожки длиной 10 мм в результате 1000 двойных ходов индентора. Для рентгеновских исследований упрочняли поверхности размером 7×15 мм в режиме 5-кратного сканирования индентором. Рентгенографическое исследование выполняли с использованием FeK_{α}-излучения. Отпуск образцов проводили в вакууме при температурах 100-600°С (выдержка 1 час). Микротвердость определяли при нагрузке 0,49 Н на микротвердомере Leica VMHT AUTO.

После фрикционного нагружения в различных условиях микротвердость НКС на поверхностях трения закаленных кремнистых сталей 80С2 и 80С4 составляла соответственно 10,9-11,5 ГПа и 10,7-11,4 ГПа, что заметно ниже, чем у деформированной трением закаленной стали У8 – 11,8-12,4 ГПа (рис. 1, [3]). Более высокая твердость поверхностей трения у нелегированной стали по сравнению с кремнистыми сталями наблюдается и после отпуска при температурах 100-300 (350)°С (см. рис.1, кривые *II*), при которых в деформированном поверхностном слое сохраняется НКС с размером кристаллитов до 100 нм [2]. Указанные результаты свидетельствует об отрицательном влиянии кремния на эффективность закрепления атомами углерода многочисленных дислокаций, возникающих при трении в высокоуглеродистых сталях. Это согласуется с данными [4] о понижении энтальпии взаимодействия дислокаций с атомами внедрения при легировании α-фазы несколькими процентами кремния. К тому же кремний, повышая термодинамическую активность углерода в твердом растворе, должен снижать концентрацию атомов углерода на дислокациях и, соответственно, энергию связи дислокаций с атомами углерода. Меньший уровень деформационного упрочнения мартенсита сталей 80С2 и 80С4 по сравнению со сталью У8 может быть также следствием более высокой хрупкости кремнистых сталей в условиях контактного нагружения (рис. 2), что препятствует накоплению макси-

мальных степеней пластической деформации. Известно, что легирование α-железа кремнием увеличивает склонность к хрупкому разрушению вследствие твердорастворного упрочнения, затруднения поперечного скольжения дислокаций, усиления двойникования и повышения напряжений Пайерлса-Набарро [4-6].

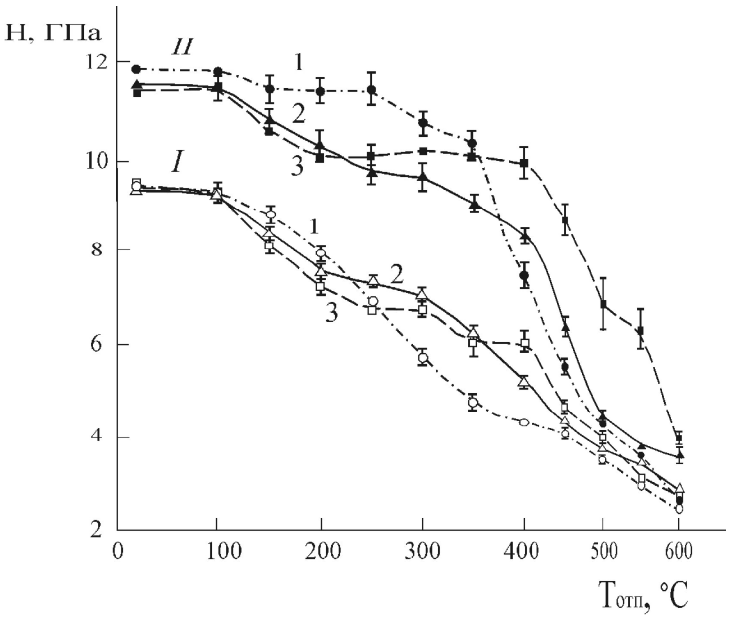
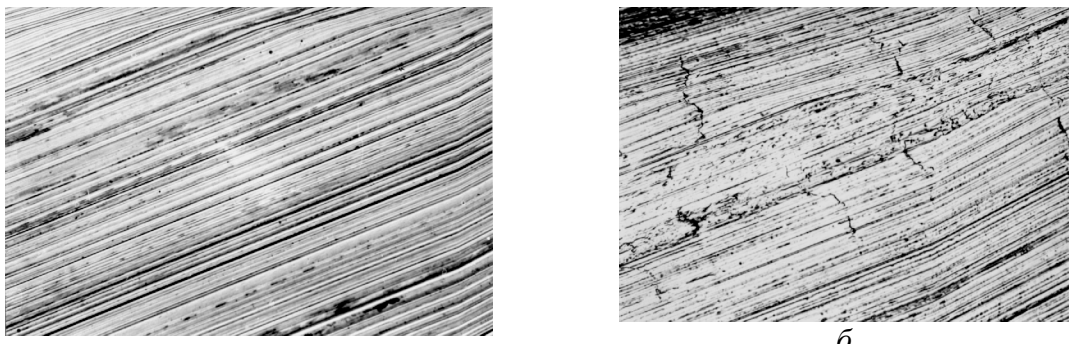


Рис. 1. Влияние температуры отпуска на микротвердость H сталей У8 (1), 80С2 (2) и 80С4 (3): *I*– закалка, обработка холодом; *II*– закалка, обработка холодом + фрикционная обработка

Из рис. 1 следует, что фрикционная упрочняющая обработка обеспечивает сталям У8, 80С2 и 80С4 существенное повышение теплостойкости. У кремнийсодержащих сталей (как в закаленном, так и в деформированном состояниях) при повышении температуры отпуска более 200°С наблюдается сильное замедление разупрочнения, обусловленное влиянием кремния на процессы распада мартенсита, возврата и рекристаллизации α-фазы, устойчивость ε-карбида и скорость коагуляции цементита [7]. После отпуска при температурах 400–600°С у подвергнутых фрикционной обработке сталей 80С2 и 80С4 отмечается повышенная твердость по сравнению с деформированной сталью У8; с ростом содержания кремния указанное преимущество в твердости возрастает (см. рис. 1, кривые *II*).



а *б*

Рис. 2. Поверхности трения закаленных и обработанных холодом сталей У8 (а) и 80С4 (б)

Деформация трением вызывает уменьшение тетрагональности и ширины рентгеновской линии α-фазы закаленных и отпущенных при 100°С сталей 80С2, 80С4 (рис. 3) и У8 [8], что вызвано развитием в высокоуглеродистом мартенсите деформационного динамического старения. После отпуска при 200-450°С более высокие значения ширины линии (и, следовательно, повышенная дефектность) наблюдаются у упрочненных трением сталей. Фрикционное воздействие приводит также к сме-

щению максимума линии (110)α в сторону меньших углов (см. рис. 3, [8]). Соответствующие большему содержанию кремния более высокие значения ширины рентгеновской линии у деформированных трением и отпущенных при 300-450°С сталей (рис. 3, [8]) свидетельствуют о торможении кремнием процессов возврата, связанных с изменением дислокационной структуры α-фазы.

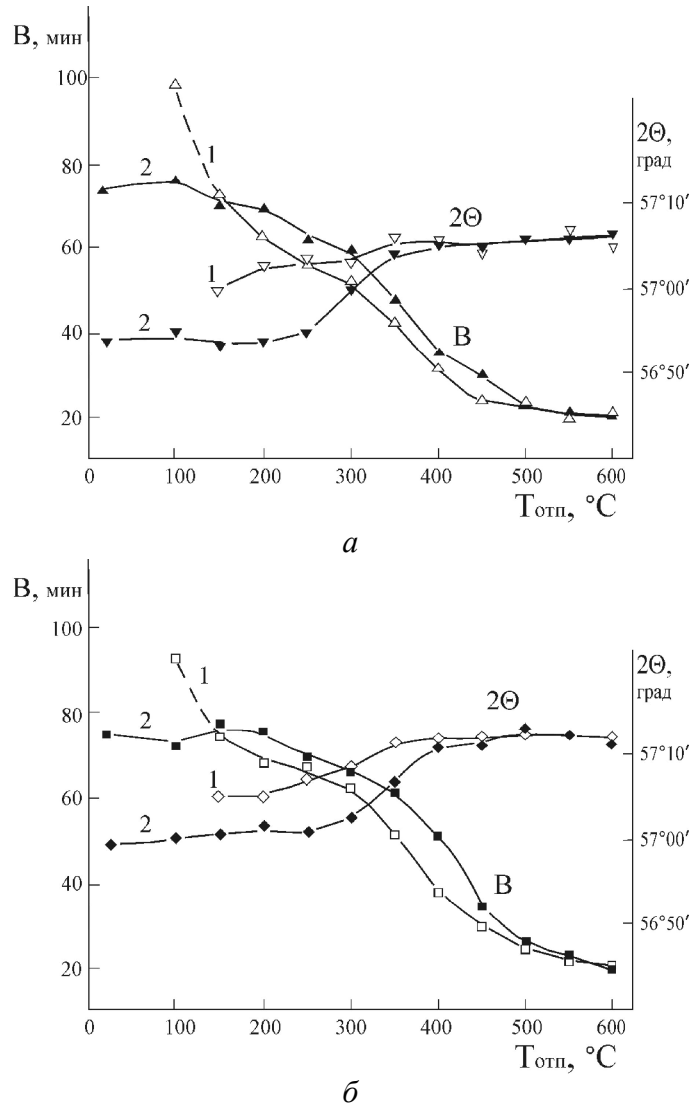


Рис. 3. Влияние температуры отпуска на интегральную ширину B и угол 2Θ положения максимума рентгеновской линии (110)α сталей 80С2 (*а*) и 80С4 (*б*): 1 – закалка, обработка холодом; 2 – закалка, обработка холодом + фрикционная обработка

Повышенная твердость у деформированных трением сталей сохраняется и после отпуска при температурах более 450°С, когда уже исчезают различия в значениях рентгеновских характеристик у деформированной и недеформированной α-фазы (см. рис. 1, 3). Следовательно, повышенная теплостойкость НКС рассматриваемых сталей при высоком отпуске во многом обусловлена задержкой формирования и роста карбидных частиц при нагреве деформированных трением слоев. После высокотемпературных отпусков значения ширины рентгеновских линий α-фазы у деформированных трением сталей 80С2, 80С4 и У8 близки (см. рис. 3, [8]). Однако у стали 80С4, подвергнутой фрикционной обработке и отпуску при 500-550°С, микротвердость значительно превышает твердость сталей 80С2 и У8 (см. рис. 1, кривые *II*). Это указывает на сильное тормозящее влияние 4,2% кремния на процессы коагуляции цементита в деформированном трением поверхностном слое (для закаленных и высокоотпущенных сталей роль указанного структурного фактора не столь существенна - см. рис. 1, кривые *I*).

Таким образом, дополнительное легирование кремнием (1,66–4,20 мас.% Si) снижает прочность и сопротивление термическому разупрочнению нанокристаллических структур высокоуглеродистых сталей при нагреве в интервале температур 100-300(350)°С Это обусловлено отрицательным влиянием кремния на эффективность блокировки дислокаций атомами углерода, а также повышенной хрупкостью поверхностей трения кремнистых сталей, препятствующей достижению максималь-

ных степеней пластической деформации поверхностного слоя. Однако введение кремния в эвтектоидные стали повышает теплостойкость НКС при температурах нагрева 400-600°С (вследствие тормозящего влияния кремния на процессы возврата в α-фазе и рост частиц цементита при нагреве поверхностных слоев, подвергнутых интенсивной пластической деформации трением).

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 07-08-00279-а и гранта НШ-643.2008.3.

Список литературы

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой. Изв. ВУЗов. Физика. 2004, № 8, 65-80.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой. Металловедение и термическая обработка металлов. 2007, № 3, 57-62.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л. Износостойкость и деформационное упрочнение углеродистых и низколегированных инструментальных сталей в условиях трения скольжения с большими контактными нагрузками. Трение и износ. 2000, т. 21, № 5, 501-510.
4. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали. Киев: Наукова думка, 1987, 208 с.
5. Столофф Н.С. Влияние легирования на характеристики разрушения. В кн.: Разрушение. Т. 6. Разрушение металлов. Пер. с англ. - М: Металлургия, 1976, 11-89.
6. Natting J. The Physical Metallurgy of Alloy Steel. J. I. S. I. 1969, v. 207, № 6, 872-893.
7. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.:Наука,1977,236 с.
8. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. Теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упрочненных поверхностным деформированием в условиях трения скольжения. Деформация и разрушение материалов. 2006, № 4, 26-33.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С УПРОЧНЕННЫМ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

Макаров А. В., Малыгина И. Ю., Саврай Р. А., Поздеева Н. А.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург,
labkm@imach.uran.ru

Изучено влияние упрочняющей фрикционной обработки в условиях трения скольжения [1] на особенности деформирования и разрушения отожженной низкоуглеродистой стали в условиях циклического растяжения в упругопластической области. Постановка указанных экспериментов применительно к поверхностной фрикционной обработке представляется правомерной, поскольку усталостное разрушение металлических материалов, как правило, начинается с поверхности. Это связано с тем, что наиболее интенсивная деформация при усталости и зарождение субмикро-

скопических усталостных трещин протекают в приповерхностных слоях глубиной всего несколько микрон или порядка размера зерна [2].

Исследовали сталь Ст3 (0,17 мас.% С) промышленной плавки, подвергнутую отжигу при температуре 800ºС в течении 8 часов с последующим охлаждением с печью. Фрикционную обработку (ФО) поверхностей плоских образцов для испытаний осуществляли на воздухе на лабораторной трибологической установке при возвратно-поступательном скольжении твердосплавного цилиндрического индентора по обеим рабочим поверхностям образца с нагрузкой P = 690 Н, средней скоростью скольжения 0,06 м/с и количестве двойных ходов 300.

Циклическое нагружение проводили на испытательной установке Instron 8801 с контролируемой величиной общей деформации $\varepsilon_{общ}$ = 0,0056, коэффициентом асимметрии цикла R_ε = 0 (знакопостоянное отнулевое растяжение), изменением амплитуды деформации цикла по пилообразному закону, частотой нагружения 0,5 Гц. Поверхности и микроструктуру образцов после ФО и циклических испытаний изучали с помощью оптической и растровой электронной микроскопии. Рентгенографическое исследование выполняли с использованием CuK_α- и FeK_α-излучения с целью определения интегральной ширины рентгеновской линии (110)α и оценки плотности дислокаций. Микротвердость измеряли при нагрузках P = 0,1–4,9 Н (10–500 гс).

Рис. 1 показывает, что ФО приводит к резкому повышению микротвердости (кривая 1) поверхности стали от 1,68 до 4,25 ГПа.

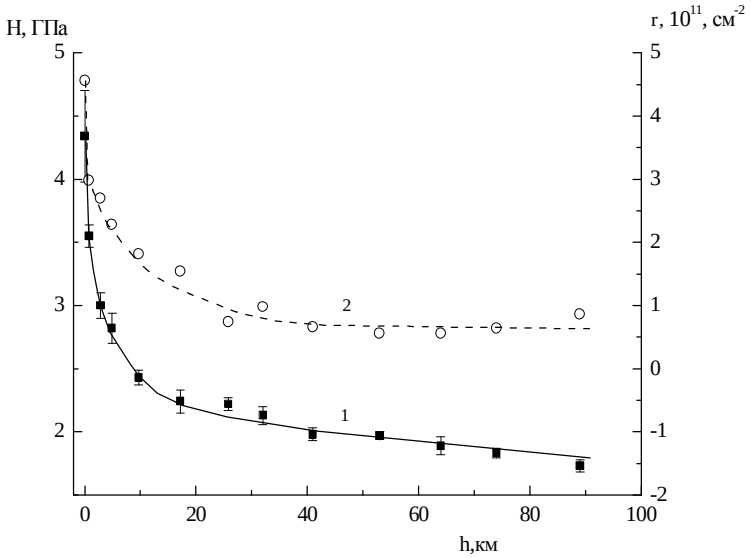


Рис. 1. Изменение микротвердости (1) и плотности дислокаций (2) по глубине упрочненного слоя стали Ст3 после ФО

Интенсивное деформационное упрочнение стали при ФО обусловлено сильным диспергированием структуры поверхностного слоя (вплоть до его перевода в нанокристаллическое состояние) и ростом плотности дислокаций в деформированном слое (кривая 2). Упрочненный ФО поверхностный слой стали Ст3 характеризуется сильным градиентом твердости и плотности дислокаций. Ниже нанокристаллического слоя, толщина которого часто не превышает 5 мкм, находится сильно деформированный ультрадисперсный текстурованный слой [1], постепенно переходящий в деформированный слой с вытянутыми в направлении трения зернами. Общая глубина упрочненного слоя достигает 70–80 мкм.

ФО повышает прочностные и снижает пластические характеристики стали Ст3 при статическом одноосном растяжении. При этом предел текучести возрастает на 35-40 МПа, временное сопротивление разрыву – на 20 МПа, напряжение разрушения – на 20–30 МПа. Равномерное удлинение снижается на 3,6–5,2%, общее удлинение – на 4,1–8,7%. Существенное влияние ФО оказывает на вид кривой нагружения стали, заключающееся в исчезновении зуба текучести и резком уменьшении длины площадки текучести образцов с нанокристаллическим поверхностным слоем.

В процессе усталостного нагружения наблюдается существенное изменение микротвердости и ширины рентгеновской линии α-фазы (табл.). У образцов с исходной структурой отжига общая величина упрочнения в процессе циклического деформирования относительно невелика – в пределах 0,3 ГПа при исходном уровне микротвердости отожженной стали 1,68 ГПа.

Таблица. **Изменение микротвердости *H* и интегральной ширины *B* рентгеновской линии (110)**а **при циклическом нагружении стали Ст3 в отожженном состоянии с электрополированной поверхностью (ЭП) и после фрикционной обработки**

Характеристика	Состояние поверхности	Число циклов нагружения *N*						
		0	10	50	150	250	350	750
H, ГПа	ЭП	1,68	1,74	1,71	1,88	1,89	1,9	1,98
	ФО	4,25	4,66	5,6	4,3	4,3	3,72	4,5
B, мин	ЭП	19,4	22,3	21,4	20,8	20,9	20,5	21,9
	ФО	28,1	31,6	33,0	32,5	29,2	31,2	30,3

Из таблицы и рис. 2 следует, что упрочненный ФО поверхностный слой на начальных этапах циклического деформирования (до $\varepsilon_\Sigma = 0{,}075$; $N = 50$) дополнительно заметно упрочняется (микротвердость, измеренная при нагрузке 0,15 Н, возрастает от 4,25 до 5,6–5,9 ГПа).

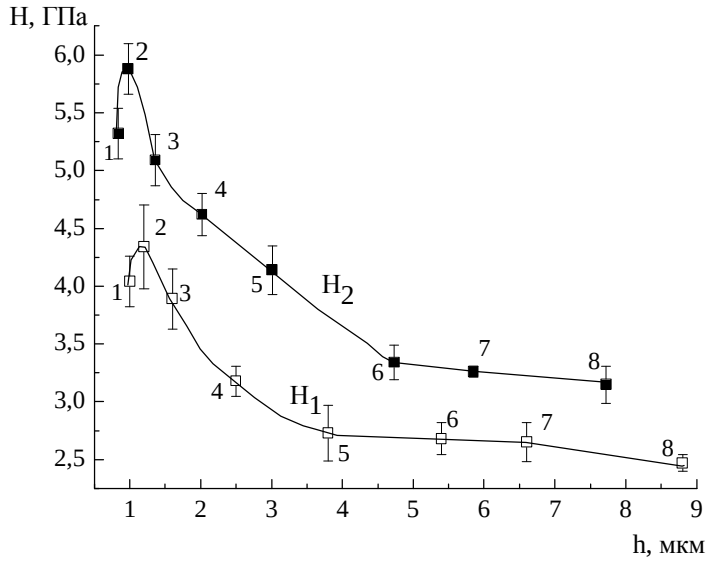


Рис. 2. Зависимости микротвердости *H* поверхностного слоя стали Ст3 от глубины внедрения *h* наконечника Виккерса: H_1 – ФО; H_2 – ФО + циклическое нагружение с числом циклов $N = 50$. Цифры 1; 2; 3; 4; 5; 6; 7; 8 на графиках соответствуют нагрузкам на индентор 0,10; 0,15; 0,25; 0,49; 0,98; 1,96; 2,94; 4,90 Н.

Это обусловлено ростом плотности дислокаций в поверхностном слое, о чем свидетельствует непрерывное повышение интегральной ширины рентгеновской линии при $N = 10$ и 50. Упрочненный ФО поверхностный слой после 50 циклов нагружения в области малоцикловой усталости характеризуется столь же резким градиентом снижения микротвердости (рис. 2, кривая H_2), как и образец без циклического нагружения (рис. 2, кривая H_1). В обоих рассматриваемых случаях максимальная микротвердость зафиксирована при измерениях с нагрузкой 0,15 Н (15 гс), когда глубина внедрения индентора составляет h = 1,0–1,2 мкм. При дальнейшем увеличении накопленной деформации более 0,075 у образцов, подвергнутых ФО, отмечается снижение микротвердости поверхности до 3,7–4,4 ГПа, а также стабилизация или даже некоторое уменьшение ширины рентгеновской линии (см. табл.). Это может быть

связано с разрушением упрочненного ФО слоя в процессе циклического нагружения. На упрочненной поверхности уже при минимальном количестве циклов нагружения (N = 10) возникают мелкие трещины (рис. 3*а, в*). Дальнейшее циклирование приводит к усилению растрескивания и последующему разрушению отдельных участков поверхности. При величине накопленной деформации 0,18–0,25 (N = 250–750) поверхностный слой практически полностью разрушен (рис. 3*б*). Распространение трещин происходит в тонком деформированном слое под поверхностью (рис. 3*г*), приводя к отслаиванию отдельных участков. Это приводит к разрыхлению и снижению несущей способности упрочненного слоя при нагружении индентором микротвердомера. Растрескивание упрочненного ФО слоя при жестком нагружении (с поддержанием постоянной амплитуды деформации в каждом цикле) обусловлено различной пластичностью упрочненного слоя и основного металла образца.

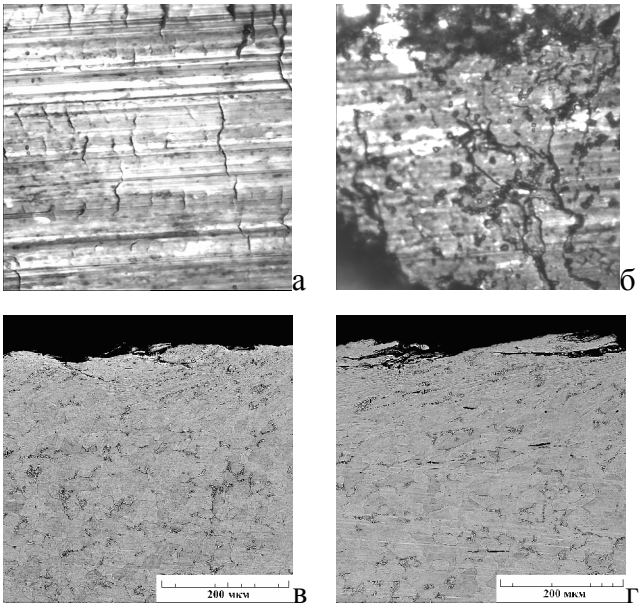


Рис. 3. Поверхность образцов (*а, б*; ×600) и трещины в упрочненном слое (*в, г*) стали Ст3 с ФО, подвергнутых циклическому нагружению с числом циклов 10 (*а, в*) и 750 (*б, г*)

Таким образом, фрикционная обработка в условиях трения скольжения, формирующая на поверхности отожженной стали Ст3 тонкий нанокристаллический слой при общей глубине деформирования до 70–80 мкм, обеспечивает существенный рост микротвердости поверхности (от 1,68 до 4,25 ГПа), а также повышает прочностные и снижает пластические характеристики стали при статическом одноосном растяжении. Отличительной особенностью поведения упрочненного фрикционной обработкой поверхностного слоя при циклическом деформировании является его способность к дополнительному значительному упрочнению (с ростом микротвердости до 5,6–5,9 ГПа) на начальных этапах деформирования (до величины накопленной деформации 0,075). При дальнейшем увеличении накопленной деформации происходит растрескивание, разрушение и, соответственно, разупрочнение подвергнутого фрикционной обработке поверхностного слоя, что обусловлено его меньшей пластичностью по сравнению с основой образца.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 07-08-00279_а и гранта НШ-643.2008.3.

Список литературы

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. Твердость, теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упрочненных в условиях трения скольжения. Деформация и разрушение материалов, 2006, № 4, с. 26-33.
2. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов.– М.: Интермет Инжиниринг, 2002. 288 с.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Cr–Ni И Cr–Ni–Co ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОПОРОШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Макаров А. В., Осинцева А. Л., Саврай Р. А., Малыгина И. Ю.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург,
labkm@imach.uran.ru

Хромоникелевые порошки широко используются для получения износостойких покрытий на поверхности стальных изделий. В настоящей работе исследованы твердость, термическая устойчивость, износостойкость, коэффициент трения и особенности разрушения в условиях абразивного изнашивания трех хромоникелевых покрытий, полученных методом газопорошковой лазерной наплавки.

Материалом для покрытий служили порошки марок ПГСР-1, ПГ-10Н-01 и ПГ-10К-01 (табл. 1). Наплавку порошков на пластины из стали Ст3 проводили в два слоя с использованием CO_2-лазера при мощности излучения 1,4-1,6 кВт.

Таблица 1. **Химический состав порошков**

Марка порошка	Содержание элементов, % мас.							
	C	Cr	Ni	Co	Fe	W	Si	B
ПГСР-1	0,3	13,5	Осн.	-	<5,0	-	2,4	2,7
ПГ-10Н-01	0,8	16,0	Осн.	-	<5,0	-	4,0	3,5
ПГ-10К-01	1,5	23,0	29,1	Осн	2,5	4,0	1,2	1,6

Структуру и химический состав покрытий изучали с применением сканирующей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа. Фазовый состав покрытий определяли рентгеновским методом. Испытания на абразивное изнашивание проводили при скольжении образцов размером 7×7×18 мм по закрепленному абразиву – электрокорунду и карбиду кремния зернистостью 160 мкм. С целью изучения термической устойчивости покрытий определяли микротвердость и абразивную износостойкость покрытий после отпуска при температурах 200–1100°С (выдержка 2 ч).

Исследованные покрытия по всей толщине (1,5–1,7 мм) характеризуются достаточно равномерным распределением структурных составляющих (рис. 1**)**. Количественный микрорентгеноспектральный анализ показывает, что средний химический состав покрытий близок составу наплавляемых порошков. Металлическую основу покрытий ПГСР-1 и ПГ-10Н-01 составляет γ-никель.

Основными упрочняющими фазами являются карбиды (или карбобориды) хрома и бориды типа CrB. В переходной зоне (толщиной ~5 мкм) от покрытия к основному металлу происходит перемешивание металла покрытия и основы: уменьшается содержание хрома, никеля и кобальта, возрастает содержание железа.

Согласно рентгеновскому анализу, карбидная фаза в покрытии ПГСР-1 представлена преимущественно дисперсными карбидами хрома типа $Cr_{23}C_6$. В покрытии ПГ-10Н-01 наряду с карбидом типа $M_{23}C_6$ (микротвердостью 9,9-11,3 ГПа) присутствует также более твердый (Н=16,2-19,3 ГПа) карбид типа Cr_7C_3**.**

Из табл. 2 и рис. 2 следует, что покрытие ПГ-10Н-01 по сравнению с покрытиями ПГСР-1 и ПГ-10К-01 характеризуется повышенной микротвердостью, а также более низкими уровнями интенсивности абразивного изнашивания и коэффициента тре-

ния при скольжении по корунду и карбиду кремния. Это обусловлено наличием в составе покрытия ПГ-10Н-01 большей доли упрочняющих карбидных и боридных фаз, в частности карбида Cr_7C_3 – более прочного, чем карбид $Cr_{23}C_6$, который составляет основу карбидной фазы в покрытии ПГСР-1.

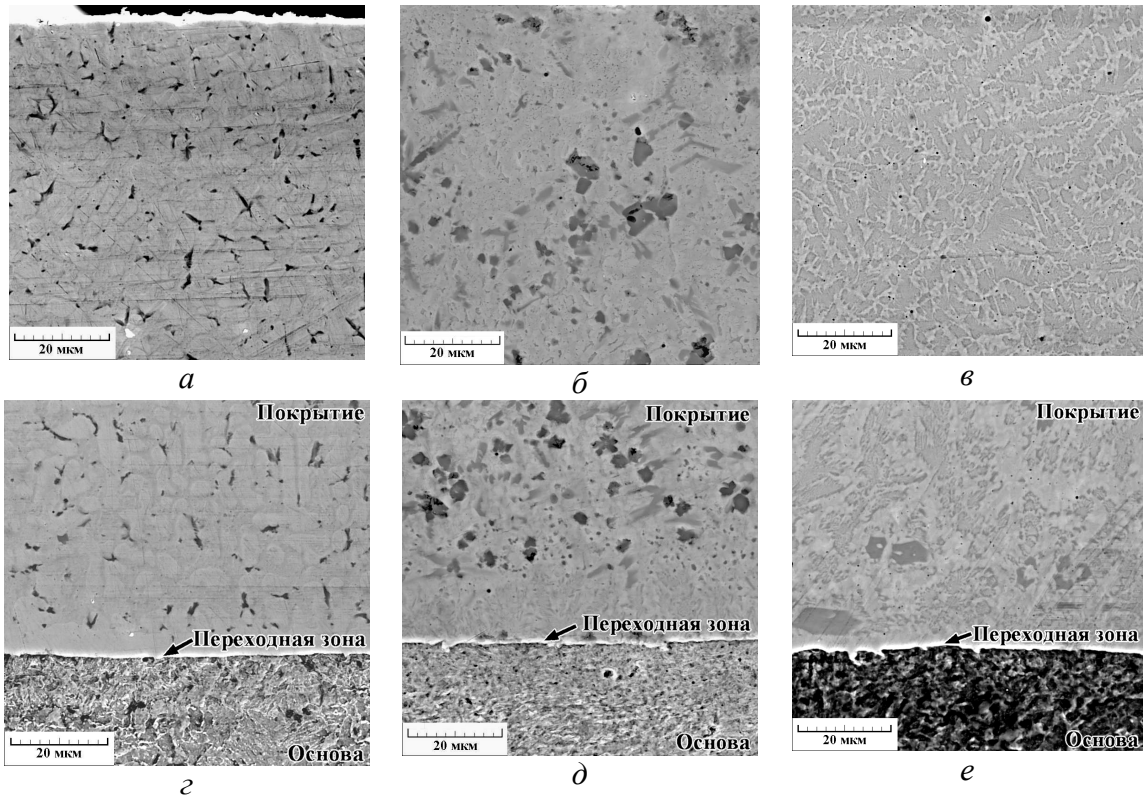


Рис. 1. Микроструктура покрытий ПГСР-1 (*а*, *г*), ПГ-10Н-01 (*б*, *д*) и ПГ-10К-01 (*в*, *е*) вблизи поверхности (*а*–*в*) и на границе с основой (*г*–*е*)

Таблица 2. **Интенсивность изнашивания *Ih*, коэффициент трения *f* и удельная работа изнашивания *W* покрытий при испытании по закрепленному абразиву**

Покрытие	электрокорунд (Al_2O_3)			карбид кремния (SiC)		
	Ih, 10^{-5}	*f*	*W*, кДж/см^3	*Ih*, 10^{-5}	*f*	*W*, кДж/см^3
ПГСР-1	1,66	0,78	47,0	1,76	0,69	41,0
ПГ-10Н-01	0,62	0,49	75,5	1,40	0,57	40,8
ПГ-10К-01	0,87	0,58	68,4	1,15	0,60	51,0

У покрытия ПГСР-1 наблюдаются близкие уровни абразивного изнашивания при испытании по корунду и карбиду кремния (см. рис. 2*а*, табл. 2). У более высокопрочного покрытия ПГ-10Н-01 интенсивность изнашивания при воздействии корундом значительно (в 2,2 раза) ниже, чем при воздействии карбидом кремния (см. рис. 2*б*, табл. 2). Последнее обусловлено нарушением механизма микрорезания при испытании покрытия ПГ-10Н-01 по электрокорунду, поскольку микротвердость присутствующих в нем карбидов Cr_7C_3 (16,2-19,3 ГПа) близка микротвердости электрокорунда (~20 ГПа). Покрытие ПГ-10К-01 занимает промежуточное положение по твердости и износостойкости между покрытиями ПГСР-1 и ПГ-10Н-01. Для случаев реализации механизма микрорезания (испытания обоих Cr–Ni покрытий по карбиду кремния и покрытия ПГСР-1 по корунду) отмечаются близкие значения удельной работы изнашивания

W = 40,8-47,0 кДж/см^3 (см. табл. 2). Существенно более значительная работа (W = 75,5 кДж/см^3) затрачивается на разрушение покрытия ПГ-10Н-01 при воздействии корундом (см. табл. 2), когда наряду с микрорезанием важную роль играет механизм пластического оттеснения (царапания). Для покрытия ПГ-10Н-01 при отпуске до 600°С наблюдается сохранение уровней твердости и абразивной износостойкости (рис. 3). Повышение температуры отпуска до 900°С вызывает разупрочнение и увеличение интенсивности изнашивания покрытия. Однако отпуск при 1000°С приводит к резкому росту твердости и снижению интенсивности изнашивания покрытия. Для покрытий ПГСР-1 и ПГ-10К-01 также установлены аналогичные с покрытием ПГ-10Н-01 зависимости изменения микротвердости и абразивной износостойкости при повышении температуры отпуска.

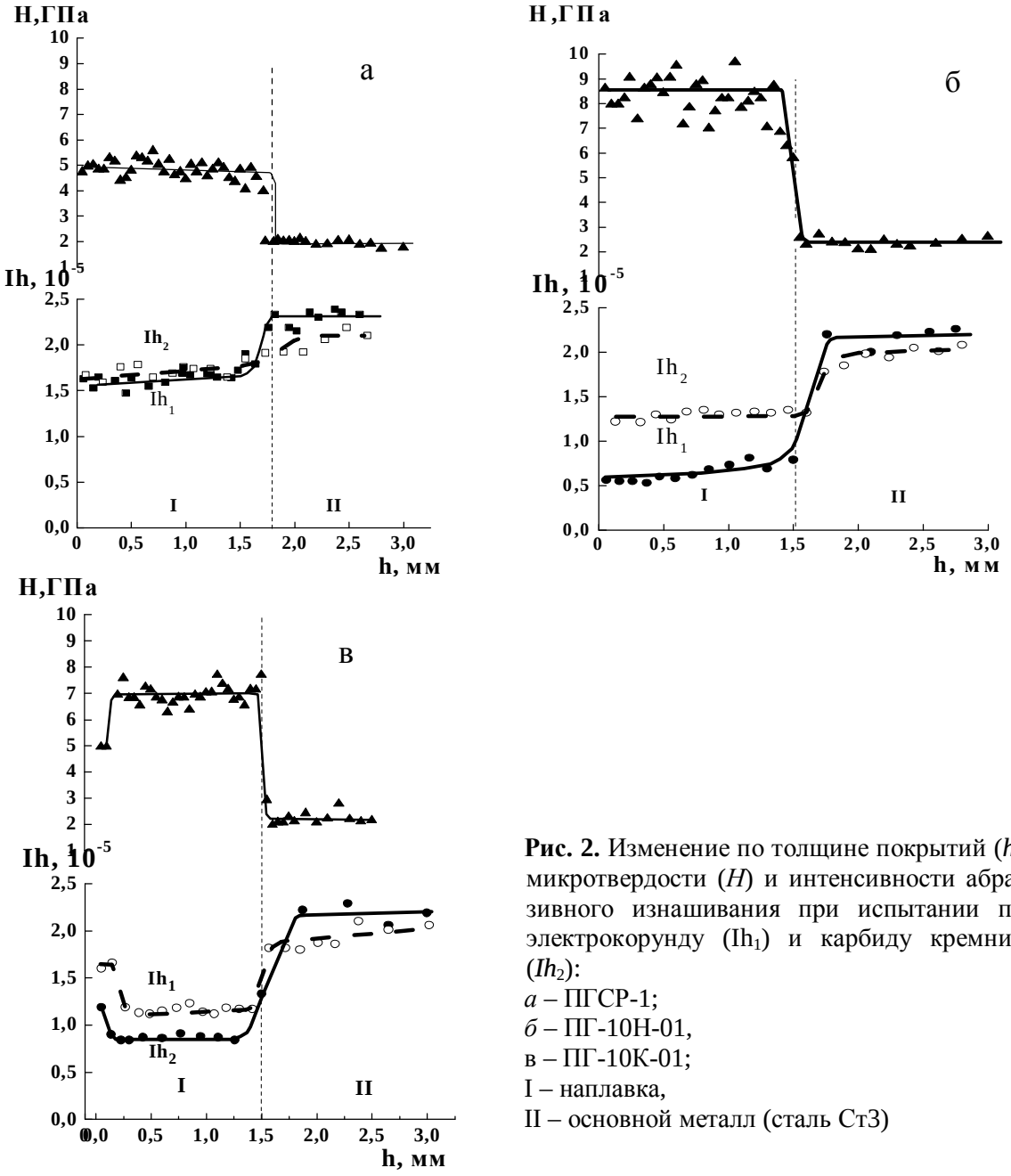


Рис. 2. Изменение по толщине покрытий (h) микротвердости (H) и интенсивности абразивного изнашивания при испытании по электрокорунду (Ih_1) и карбиду кремния (Ih_2):
а – ПГСР-1;
б – ПГ-10Н-01,
в – ПГ-10К-01;
I – наплавка,
II – основной металл (сталь Ст3)

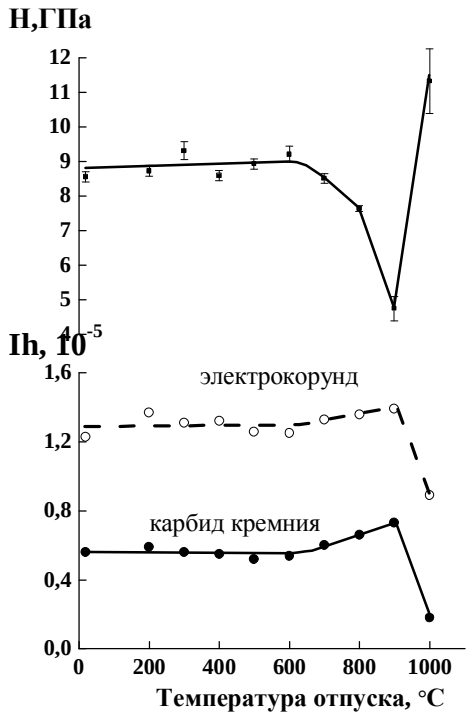


Рис.3. Влияние температуры отпуска на микротвердость *H* и интенсивность изнашивания *Ih* при испытаниях по электрокорунду и карбиду кремния покрытия ПГ-10Н-01

Выводы

1. Более высокое содержание углерода, хрома и бора и, соответственно, количества упрочняющих фаз, в первую очередь – высокопрочного (16,2–19,3 ГПа) карбида Cr_7C_3, обеспечивает покрытию ПГ-10Н-01 повышенную твердость и пониженные уровни интенсивности изнашивания и коэффициентов трения при абразивном воздействии в сравнении с другими покрытиями.
2. Для наиболее твердого покрытия ПГ-10Н-01 при испытании по электрокорунду и карбиду кремния, имеющих различную твердость, установлены различные механизмы абразивного изнашивания.
3. Для всех покрытий выявлено сохранение уровней твердости и абразивной износостойкости при отпуске до 600°С. Дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к разупрочнению и снижению абразивной износостойкости покрытий, однако нагрев выше 900-1000°С может обеспечить резкое повышение твердости и износостойкости хромоникелевых покрытий до уровней, превышающих соответствующие исходные физико-механические характеристики покрытий, сформированных методом лазерной наплавки.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 07-01-96090-р_урал_а и гранта НШ-643.2008.3.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Столяров В. В.

Институт машиноведения РАН, Москва,
vlst@yauza.ru

Введение

Сплавы TiNi с памятью формы обладают замечательным комплексом физико-механических свойств, определяющих их широкое применение [1]. В работах [2–4] было показано, что механические и функциональные свойства застехиометрических сплавов TiNi существенно повышаются с уменьшением размера зерен. Ультрамелкозернистые и наноструктуры в объемных материалах обычно получают деформационными методами – кручением и равноканальным угловым прессованием [2, 5], а также термомеханической обработкой [3, 4]. Дополнением к указанным методам

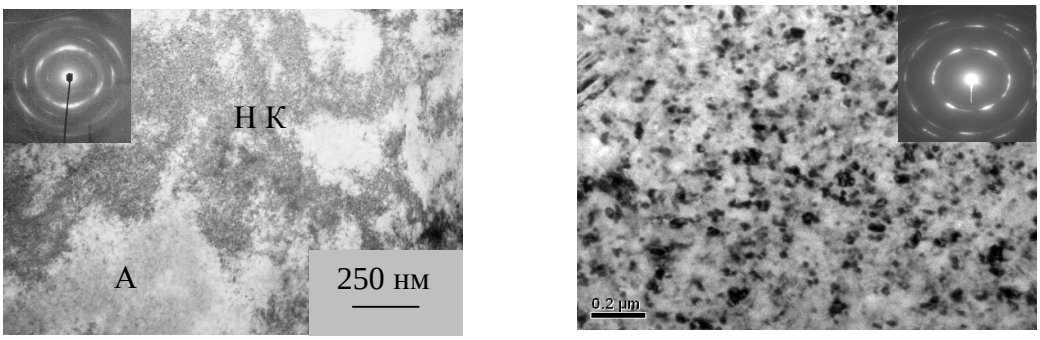
может стать метод электропластической деформации (ЭПД) [6], использование которого в [7] впервые показало возможность получения наноструктуры в нитиноле. Целью данной работы является исследование механических свойств нитинола, полученного методом ЭПД.

Материал и методика исследования

В работе использованы «медицинские» сплавы близкого состава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ в крупнозернистом (КЗ) состоянии после закалки. Сплавы в виде полос толщиной до 2 мм подвергались прокатке с током (j = 84А/мм^2, τ = 80 мкс) и без тока в интервале степеней истиной деформации e = 0.2–2.0. Для получения равномерной микроструктуры деформированные сплавы отжигали при температуре 450 °С, 1 час. Механические испытания на растяжение проводили на лопаточных образцах длиной 55 мм при комнатной температуре на машине Zwick/Roell с тензометром на базе 10 мм при скорости 0.5 мм/мин.

Экспериментальные данные

Микроструктурные исследования образцов в состоянии после ЭПД (j = 80 А/мм^2, e_Σ = 0.8) показали, что в сплаве формируется смешанная структура с протяженными участками аморфных (А) и нанокристаллических (НК) областей с размером кристаллитов 5–10 нм (рис.1 *а*).



а *б*

Рис. 1. Микроструктура и микродифракция сплава после: *а* – ЭПД (j = 80 А/мм^2, e_Σ = 0,8); *б* – ЭПД (j = 80 А/мм^2, e_Σ = 1.9) + отжиг 400 ^{0}С – 1 ч.

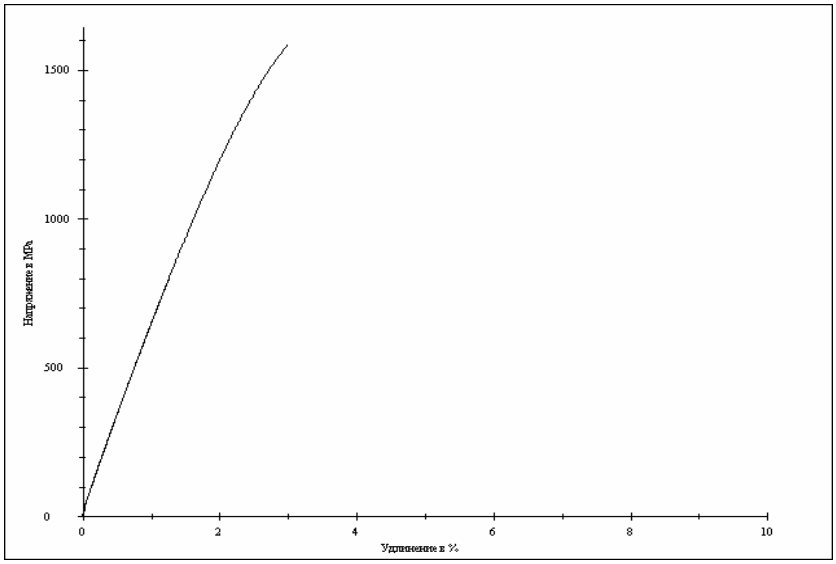
Отжиг деформированного сплава при температуре 400 °С в течение 1 часа приводит к полной нанокристаллизации аморфных областей и росту первичных кристаллитов до размера менее 60 нм. С увеличением степени деформации до e_Σ = 1.4 – 1.9 в деформированном состоянии повышается объемная доля аморфной фазы, а в отожженном состоянии уменьшается средний размер зерен (рис.1, *б*).

Картины микродифракции позволяют предположить, что кроме большей степени дисперсности структура после прокатки с пропусканием тока содержит большую фракцию высокоугловых границ зерен, по сравнению со структурой при прокатке без тока.

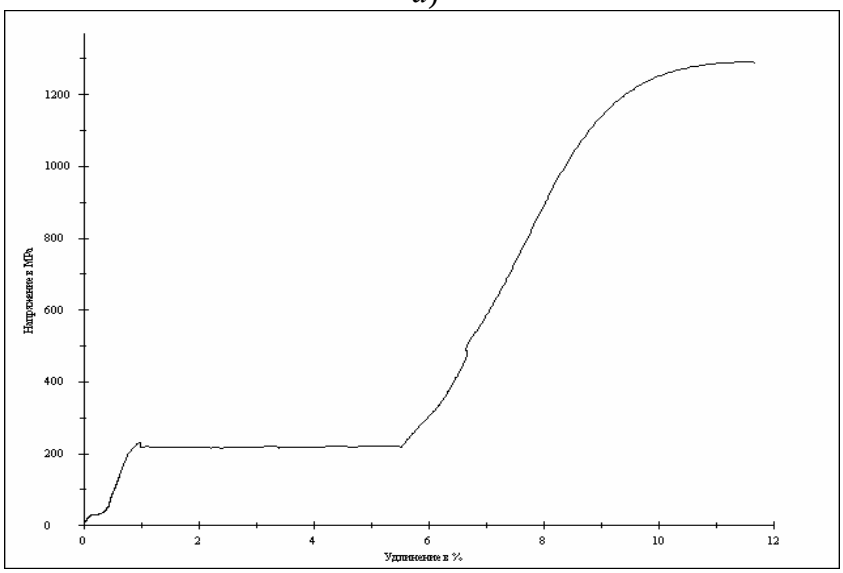
Механическое поведение сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ представлено на рис. 2 типичными кривыми деформации при растяжении образцов сплава, прокатанного с током, до (а) и после отжига (б), а в табл. 1 – результатами испытаний.

Анализ кривых деформации показывает, что их вид принципиально отличается в состояниях до и после отжига. Нагартованный в процессе ЭПД сплав хрупко разрушается на стадии равномерной деформации, не достигая предела прочности

(рис. 2 *а*). Видно, что на кривой отсутствуют особенности, характерные для проявления фазовых превращений. Т.е. в нагартованном состоянии сплав не проявляет эффект памяти формы.



а)



б)

Рис.2. Вид деформационных кривых сплава после ЭПД (*е* = 1.81) до (*а*) и после отжига (*б*)

Таблица 1. **Механические свойства отожженного сплава, прокатанного с током и без тока**

Прокатка	e	$\sigma_м$, МПа	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\delta_м$, %	δ, %
б/тока	0.8	200	1300	1282	4.5	6.0
с током	1.81	250	1500	1280	5.0	9.5

После отжига сплава, деформированного с током, на кривой деформации при напряжениях 200–300 МПа появляется горизонтальная площадка протяженностью $\delta_м$ = 5–9%, соответствующая фазовому превращению аустенита в мартенсит и свидетельствующая о наличии в сплаве эффекта памяти формы (рис. 2 *б*). Наклон кривой на первой и второй стадии упругости различен и характеризует модуль Юнга аустенита и мартенсита, соответственно. Отожженный сплав по сравнению с нагартованным обладает заметным остаточным удлинением δ. Отметим, что при малых напряжениях (менее 50 МПа) на кривых после отжига всегда наблюдались дополнительные горизонтальные площадки, длина которых не превышала 0.5%. Причиной площадки, по-видимому, является наличие двухфазной смеси A+M(R), в которой небольшое количество мартенсита (R-фазы) переориентируется под действием напряжений.

Данные табл. 1 показывают, что ЭПД за счет стимулирования деформационной способности и более сильного структурного измельчения повышает прочность и пластичность сплава в отожженном состоянии. Так, предел прочности и относительное удлинение (1500 МПа и 9.5 %) сплава, прокатанного с током со степенью деформации e = 1.81, выше по сравнению с образцами, прокатанными без тока (1300 МПа и 6.0) с меньшей степенью деформации (e=0.8).

Таким образом, механические свойства и деформационная способность, свидетельствуют о преимуществах технологии ЭПД при прокатке сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$.

Список литературы

1. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications, ed. Brailovski V., Prokoshkin S., Terriault P., Trochu F.//Montreal.-ETS Publ.-2003.-851p.
2. В.В. Столяров, Е.А. Прокофьев, С. В. Добаткин, С.Д. Прокошкин, И.Б. Трубицына, И.Ю. Хмелевская, В.Г. Путин, Р.З. Валиев // Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, подвергнутых равноканальному угловому прессованию//ФММ.-2005.-т. 100.-№6.-с. 91-102.
3. С.Д. Прокошкин, В. Браиловский, И.Ю. Хмелевская, СВ. Добаткин, К.Э. Инаекян, В.Ю. Турилина, В. Демерс, Е.В. Татьянин. Создание субструктуры и наноструктуры при термомеханической обработке и управление функциональными свойствами Ti-Ni-сплавов с эффектом запоминания формы.//МиТОМ, №5, (2005) 24-29.
4. V. Brailovski, S.D. Prokoshkin, K.E. Inaekyan, V. Demers, S.V. Dobatkin, E.V. Tatyanin, Structure and properties of the Ti-50.0 % Ni alloy after strain hardening and nanocrystallizing thermomechanical processing // Mater. Trans. JIM, v. 47, 3 (2006) 795-804.
5. Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Сергеева А.В., Mukherjee A.K, Валиев Р.З. Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы: Труды XXXVIII Международного семинара “Актуальные проблемы прочности” в 2 частях (24-27 сентября 2001 г., г. Санкт-Петербург), Санкт-Петербург , 2001, 624 с., стр.108-113.
6. О.А. Троицкий, Ю.В. Баранов, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин.// Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). - 2-х томах. Т. 1 - Москва – Ижевск, Институт компьютерных технологий.- 2004.- 590 с.
7. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б. Трубицына, С.Д. Прокошкин, Е.А. Прокофьев, Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, ФТВД, 4, 16 (2006) 48-*51*.

МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОФАЗНЫХ СИСТЕМ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Забелин С. Ф., Забелин К. С., Зеленский В. А.

ЗабГГПУ, г. Чита, ИМЕТиМ РАН, г. Москва
Metal@Zabspu.ru

Развитие нанотехнологий является наиболее перспективным и актуальным направлением современной техники, позволяющим экономными средствами создавать новые материалы и модифицировать рабочие поверхности для оптимизации их конструкционных и функциональных свойств [1]. Применение технологий с использованием атомно-молекулярной сборки, хотя и является весьма привлекательным с научной точки зрения и обладает аналитическими возможностями, но является мало пригодными для технологических целей, где необходимо обрабатывать большие макрообъемы изделия. Поэтому наиболее перспективны для нанотехнологий методы синтеза нанофазных структур в поверхностном слое традиционных материалов [2].

Анализ технологий и результатов научных исследований, посвященных вопросам разработки упрочняющих технологий путем формирования нанофазных систем на поверхности металлов и сплавов при внешнем силовом и физическом воздействии показал, что основную роль играют структурные изменения, протекающие в поверхностном слое материала при создании в нем особо активированного состояния [3].

Такое состояние материала обусловлено не только структурными изменениями (фрагментация, образование кластерных структур и нанофаз), но и спецификой напряженного состояния, возникающего в зонах локального взаимодействия твердых тел (внешнее силовое воздействие) или в результате взаимодействия с потоками энергии, ионов или диффундирующих атомов при самоорганизующемся микромодифицировании поверхности (физическое воздействие) [1–3]. Поэтому представляет научный и практический интерес провести системный анализ, построить морфологические схемы процессов и установить механизмы формирования нанофазных систем в поверхностном слое материалов при внешнем силовом или физическом воздействии.

При внешнем силовом воздействии на поверхность материала (а это методы фрикционной или термомеханической обработки) протекают процессы контактного взаимодействия твердых тел. Морфологическая схема (причинно-следственная связь) таких процессов будет иметь следующий вид:

Контактное взаимодействие→Напряжения→Упруго-пластическая деформация→Релаксация напряжений→Структурные изменения (формирование нанофазной системы).

При физическом воздействии на поверхность материала (а это методы плазменной, ультразвуковой, лазерной, электроискровой, термической или химико-термической обработок) протекают процессы взаимодействия потоков энергии, ионов или диффундирующих элементов со структурными элементами материала поверхностного слоя. Морфологическая схема таких процессов имеет следующий вид:

Воздействие→Напряжения→Деформация и диффузия→Структурные изменения (избирательное изменение фазового состояния и кинетики фазовых превращений).

Как установлено [2–4], физическая сущность процессов, механизмы и морфологические схемы технологий процессов формирования нанофазных систем по разным технологическим направлениям различны. Однако как в первом, так и во вто-

ром случаях важное значение имеет напряженное состояние поверхностного слоя материала.

Если считать материал изделия многоуровневой системой, в которой пластическая деформация самосогласованно развивается как потеря сдвиговой устойчивости на различных масштабных уровнях (нано-, микро-, мезо- и макро), то основополагающим механизмом деформации подобных систем является локальное структурное превращение материала в локальных зонах концентраторов напряжений (ЗКН) различного масштаба [5, 6].

В случаях внешних силовых воздействий, возникающие напряжения, вызывают большие (интенсивные) пластические деформации (ИПД) структурных составляющих поверхностного слоя материала. В конечном счете они определяют спектр структурных дефектов и доминирующие микромеханизмы пластичности при контактном деформировании [7, 8]. В этом случае формирование нанофазной структуры в поверхностном слое обусловлено реализацией ротационных механизмов пластической деформации и эффекта фрагментации структуры под воздействием выделяемой в условиях деформации энергией.

В случае, когда осуществляются физические методы воздействия на поверхностный слой материала (высокочастотные колебания при ультразвуковой обработке, ионная бомбардировка при плазменной или ионно-лучевой обработке) в структуре создаются зоны активированного состояния материала – ЗКН, причем на всех уровнях – нано, микро, меза- и макроструктуры. Воздействие потоков энергии, ионов, градиентов температуры и концентрации, диффузии атомов плазмообразующих газов и атомов элементов приводит к формированию нанофазных систем в поверхностном слое материала.

В зависимости от плотности потоков энергии, частоты колебаний или флюенса ионов в структурном строении материала происходит образование ЗКН, в которых инициировано образование метастабильных (пересыщенных) твердых растворов, выделение новых нанофаз, а также наблюдается потеря дальнего порядка в расположении атомов кристаллической решетки твердого тела [6-8]. При физических методах воздействия на материал в его поверхностном слое образуются внутренние напряжения, достаточные для того, чтобы инициировать и диффузионные процессы, которые приводят к избирательному изменению фазового состояния и изменению кинетики фазовых превращений в материале.

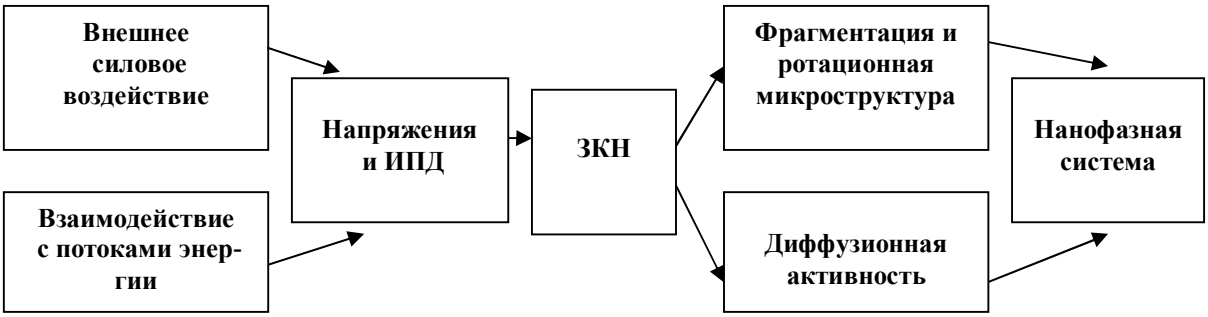
Возможен и третий случай формирования нанофазных систем на поверхности металлов и сплавов при использовании технологий самоорганизующегося микромодифицирования поверхности материала деталей пар трения. В основе принципа самоорганизации микромодифицирования поверхность материала лежат эффекты фрагментации структуры под воздействием ИПД [8-9] при введении в зону контакта (трения) на этапе эксплуатации «первичных» нанопорошков. Диспергированные в смазочно-разделительном слое нанопорошки (меди, медных сплавов) или в суспензиях (углеродные наночастици – смеси сажеподобной, графитоподобной, алмазоподобной и фуллереноподобной модификации углерода с размерами 3–8нм), или на основе серпентитов (минерал гидроксосиликат магния) превращаются в новые активные центры зарождения и роста «вторичных» нанокристаллических структур на дефектах контактирующих поверхностей под воздействием выделяемой в условиях ИПД энергии.

В активной зоне контакта под воздействием больших нагрузок и температуры при фрагментации образуются слои с нанокристаллической структурой (размер фрагментов от 3 до 100 нм), в результате чего в десятки раз увеличивается диффузи-

онная подвижность атомов [9]. Морфологическая схема данной технологии будет иметь следующий вид:

Взаимодействие→Напряжения и ИПД→ ЗКН→Диффузионная активность→Ротационная микроструктура→микромодифицирование поверхностного слоя.

С учетом анализа механизмов и предложенных морфологических схем процессов формирования нанофазных систем для различных технологических направлений можно предложить обобщенную модель процессов, которая будет иметь следующий вид:



Список литературы

1. Третьяков Ю.Д. Проблема развития нанотехнологий в России и за рубежом // Вестник РАН. 2007. Т.77. №1. –С. 3-10.
2. Забелин С. Ф., Забелин К. С. Системно-технологический анализ процессов синтеза ОНКМ // Технология машиностроения. 2007. № 6.- С. 5-9.
3. Забелин С.Ф., Зеленский В.А., Забелин К.С. К вопросу об активированном состоянии нанокристалических материалов / Материалы международной конференции «ПРОСТ – 2006». -М.: МИСиС (ТУ). 2006 – С. 134.
4. Забелин С. Ф., Забелин К. С. Морфологическая система технологий синтеза объемных ОНКМ нанокристаллических материалов / Материалы международной конференции «НАНО - 2007». – Новосибирск: ИХТТ и МХ СО РАН. 2007. – С. 368.
5. Панин В. Е., Панин А. В. Фундаментальная роль наномасштабного структурного уровня пластической деформации твердых тел // МиТОМ. 2006. № 12. – С. 5-10.
6. Панин В. Е., Панин А. В. Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8, № 5. – С. 7-15.
7. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. -М.: Логос. 2000. – 272 с.
8. Забелин С.Ф., Зеленский В.А., Забелин К.С. Методологические и технологические принципы наноструктурирования материалов машиностроительных назначений / Материалы международной конференции «Наноматериалы технического и медицинского назначения». -Тольятти: ТГУ. 2007. - С.11- 13.
9. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига». 2007. – 192 с.

EVOLUTION OF DISLOCATION SUBSTRUCTURE TYPES IN THE PROCESS OF LONG SERVICE LIFE

Ivanov Yu. F., Gromova A. V.*, Konovalov S. V.*, Gromov V. E.*

Institute of High Current Electronics, Russian Academy of Sciences
** Siberian State University of Industry, 654007, Novokuznetsk, Russia*
konovalov@physics.sibsiu.ru

During long service life of reinforcement constructions, different defects can be accumulated and developed in steel resulting in degradation of properties and destruction with catastrophic consequences.

The aim of the given work is to reveal the changes of dislocation substructures of hot rolled reinforcement rods of low alloy steel in the work process used as foundation blocks reinforcement of industrial building foundations with the long (75 years) service life.

According to the engineering specifications and chemical analysis of each rod extracted from the reinforced concrete structures we have studied the reinforcement rods made of 35GS steel (0.35% C, 1% Mn, 1% Si). The dislocation substructures evolution studies have been made by methods of transmission electron microscopy of thin foils prepared by electrolytic polishing in standard reagents.

It is established, that while in service the hot rolled reinforcement rods are exposed to the deformation accompanying with increase of scalar density of dislocations.

Such behavior is accompanied by change of dislocation substructures type (DSS) towards appearance of ordered substructures.

In grains of structurally free ferrite in an initial state, the prevailing type of DSS were structures, dislocations in which were distributed quasiuniformly in volume of a grain, - chaotic and netlike (fig.a); with increase in time of steel service (with growth of dislocation scalar density) the dislocation chaos structure gives place to netlike DSS. Simultaneously the process of formation of ordered DSS takes place. In ordered DSS dislocation subboundaries absorbing freely distributed dislocations and, thus, promoting decrease of dislocations scalar density play an important role. Fragmentary and subgrain substructures form and develop.

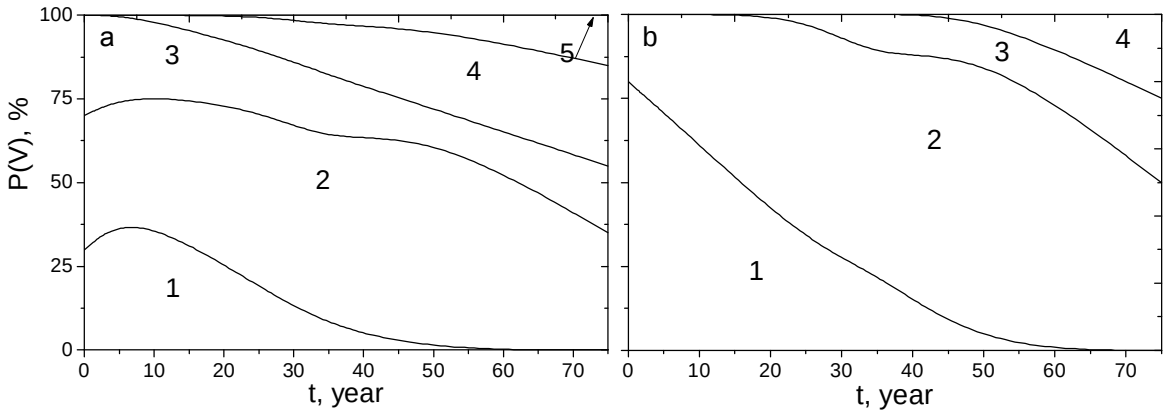


Fig. Diagram of dislocation substructure being formed in ferrite grains (a) and pearlite grains (b) in the process of steel 35GS reinforcement service. 1 – dislocation chaos, 2 – netlike, 3 – cellular-netlike and 4 – fragmentary dislocation substructure, 5 – subgrains

The development of dislocation substructure of ferrite component of pearlite grains with increase in service time is accompanied by replacement of dislocation chaos of netlike DSS which becomes prevailing at long service time (fig. b). After 35 years of service a cellular DSS begins to form in the ferrite structure of pearlite grains, however its relative fraction is extremely small. The revealed tendency of development of steel defective substructure shows, that evolution of dislocation group of ferrite and pearlite grains can result in an analyzed time interval in formation of the critical substructure capable to initiate the process of cracks formation in steel under study. The fragmented substructure and subgrains can be the places of microcracks initiation and future failure.

With work is supported by RFBR (project 07-08-90808-mob_ct)

FORMATION OF THE STRUCTURE-PHASE STATES IN CARBON STEEL BY ELECTRON BEAM TREATMENT

Ivanov Yu. F., Gromova A. V.*, Konovalov S. V.*, Kozlov E. V.**

Institute of High Current Electronics, Russian Academy of Sciences
**Siberian State University of Industry, 654007, Novokuznetsk, Russia*
konovalov@physics.sibsiu.ru
***Tomsk State University of Architecture and Building*

Surface treatment of materials by concentrated energy flows (laser, plasma, electron etc) with the aim of increasing the level of service characteristics and producing alloys with the new complex of physics-mechanical properties is one of the most promising for today. Ultra-high heating and cooling rates, little time of thermal effect form the condition for gradient structure phase state in the irradiated material which is characterized by the high level of dispersion of substructure elements, high density value of material defects as compared to its initial state, significant gradient of alloying element concentration etc).

The aim of this paper is the analysis of the gradient of phase and defect substructure composition, being formed in preliminary hardened and preliminary annealed (ferrite-pearlite structure) carbon steel as result of effect of impulsed low-energy high-current electron beam of microsecond duration.

Samples of the Fe0.65C1Mn steel were annealed at temperature 850^0 C (2 hours). After annealing one batch of samples was water hardened (structure of martensite hardening was formed), the second batch was slowly cooled with furnace (structure of lamellar pearlite was formed).

The electron beam treatment of steel was done with low-energy high-current electron beam with the following parameters: energy density of electron beam E_s = ~25 J/cm^2, impulse duration τ = 2.5 mcs, irradiation impulse quantity N=5, time interval between impulses t=10 sec.

Investigations of phase compositions and defect substructure of steel were done by methods of diffraction electron microscopy of thin foils located at a distance of ~1 μm (crystallization zone of melt); 10 mcm (solid-phase transformation zone with partial $\alpha\rightarrow\gamma\rightarrow\alpha$ transformation); 100 mcm (zone of thermal effect) and 500 μm (zone corresponding to the structure of the initial material) from the surface of electron-beam processing.

In the zone of thermal effect the electron-beam processing of steel with ferrite-pearlite structure results in increase of degree of defect structure of grains of structurally free ferrite, ferrite interlayers of pearlite and cementite plates; the growth of number of sources and curvature-torsion value of ferrite crystal lattice and amplitude of internal fields of the material.

Electron beam processing of preliminary hardened steel is accompanied by final transformation of retained austenite; dislocation substructure restructuring; decrease of scalar dislocation density, curvature-torsion value of crystal lattice and amplitude of internal stress fields; change of morphology and partial solution of "self-tempered" cementite; repeated precipitation of cementite particles on the boundary cells and fragments.

In zone of solid phase transformation (with participation of $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ polymorphic transformation) the high speed heating and cooling of ferrite-pearlite steel realized in the conditions of sample irradiation with impulsed electron beam are accompanied by dissolution of cementive plates, formation of ferrite subgrains, polymorphic $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ transformation with the formation of martensite crystals and regions of retained austenite.

Electron beam processing of prehardened steel is accompanied, first, by relaxation processes of prehardened steel defect substructure; decrease of scalar dislocation density, curvature-torsion value of crystal lattice and amplitude of internal stress fields; scattering of crystal boundaries of packet martensite; formation of subgrains and α-phase grains; second, change of morphology (formation of globular cementite particles) and location site (grain boundary junctions and interfaces of grains, packets, subgrains, crystals of martensite and fragments), carbide phase particles, and third, course of polymorphic $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ transformation process with formation of interlayers and islands of retained austenite, islands of reversible martensite, whose crystals are characterized by rather small sizes and high dislocation density.

In the layer of melt crystallization, independently of the initial state structure, electron-beam processing is accompanied by overhardening of steel with the formation of grain structure of submicron and micron sizes, in the volume of which the martensite structure is formed characterized by ultrasmall sizes of crystals and packets, high level of dislocation density ($<\rho> \sim 10^{11} cm^{-2}$) and high carbon concentration in the solid solution on α-iron base.

Thus, electron-beam processing of carbon steel is accompanied by the formation of structure whose phase composition and defect substructure change in a regular way as the surface of electron-beam effect is father away that is by formation of gradient structure.

The authors acknowledge contributors of Institute of High Current Electronics SB Russian Academy of Sciences and Siberian State Industrial University Professor D.I. Proskurovsky and Professor V.P. Rotshtein and I.B. Tsellermaer for organization of electron-beam processing of steel and fruitful discussions of research results.

The work is carried out under partial sponsorship from Russian Fund of Fundamental Researches (Project № 05-02-39008).

STRUCTURE STATES EVOLUTION UNDER THE STEEL FATIGUE TESTS

Sosnin O. V., Gromova A. V., Kozlov E. V.*, Ivanov Y. F.*, Konovalov S. V.

Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russia
konovalov@physics.sibsiu.ru
**Tomsk State University of Architecture and Building*

The process of gradual damage accumulation under alternating stresses resulting in changes of the properties, phase structure, and defect substructure of the material and in the initiation of cracks, their further growth, and finally failure of the material is called the metal fatigue. In this case, the strain processes during fatigue tests develop only in zones of fatigue crack growth. A very large number of works devoted to the physical nature of the given phenomenon only emphasize the lack of information on changes in the structure of the material including widely used complex structural alloys.

The aim of the present work is elucidating of the lows of the defect substructure, phase content of the annealed Fe–0.6C–1Mn–2Si steel subjected to the multicycle fatigue tests.

The structure and phase content of steel was investigated by metallography and transmission electron microscopy in initial, failed (71000 cycle of loading) and intermediate stage (50000 cycles of loading).

Steel in the initial state was a polycrystalline aggregate and consisted of perlite and ferrite grains. In most cases, perlite had plate-like morphology or less often globular one. Cementite particles were localized on the boundaries (in the form of thin interlayers) and in joints of the boundaries of free ferrite grains (in the form of globules). Chaotic or network dislocation substructure was observed in ferrite grains of perlite colonies and in free ferrite grains. In the first case, the scalar dislocation density did not exceed $\langle\rho\rangle \sim 10^9$ cm^{-2}, and in the second case, $\langle\rho\rangle \sim 7\cdot10^9$ cm^{-2}.

Fatigue loading of steel (N= 50,000) radically changes the structure and phase state of the zone of fatigue crack growth. No perlite grains (neither plate-like nor globular ones) were detected in the bulk of the material at distances of ~2 mm from the plane of maximum loading. Ferrite grains in the initial state (hereinafter called α-ferrite grains) and grains formed after fracture of cementite plates and carbon transfer to structural defects (α′-ferrite grains) were observed in the structure of steel.

Chaotic and cellular-network dislocation substructure was observed inside α-ferrite grains with the scalar dislocation density $\langle\rho\rangle \sim 2.5\cdot10^{10}$ cm^{-2}. The dislocation substructure in α′-ferrite grains was formed by dislocation tangles mostly parallel to each other. Inside the tangles, dislocations form the network substructures. The scalar dislocation density in the networks changed within the limits of $(2.5–4.2)\cdot10^{10}$ cm^{-2}. The dislocation substructure between the tangles was less dense, with $\langle\rho\rangle \sim 2.4\cdot10^{10}$ cm^{-2}.

In specific cases, careful electron diffraction analysis of α′-ferrite grain structure revealed second-phase reflections belonging to Fe_4C-type carbide ($P\bar{4}3m$, a = 0.3878 nm) on electron micrographs. Therefore, cementite dissolution as a result of carbon transfer to dislocations can be accompanied by the formation of carbide particles with a decreased carbon concentration in the crystal lattice.

A specific feature was observed in α′-ferrite grains along the grain boundaries, namely, the formation of interlayers with relatively low dislocation density close to that in the bulk of the material between tangles with $\langle\rho\rangle \sim 2.1\cdot10^{10}$ cm^{-2}. The formation of such

bands is apparently due to carbon transfer to the boundaries with the subsequent relaxation of the dislocation substructure. In specific cases, ellipsoidal formations with taped ends oriented along the boundary were observed. Sizes of such formations are a few tenth of a micrometer. The electron micrographs of the given foil zone do not have second-phase reflections. This suggests that the detected structural features of the grain boundaries are microcracks.

The initial samples of steel failed by fatigue after N = 71,000 cycles of loading, by which time the defect substructure was developed from the above-considered state (after N = 50,000). The cellular-network dislocation substructure with the scalar dislocation density $\langle\rho\rangle \sim 2.7\cdot10^{10}$ cm^{-2} was observed inside α-ferrite grains. In specific cases, misoriented cellular substructure was observed. The azimuth component of the total misorientation angle on the cell boundaries was $\Delta\alpha \sim 3°$.

In α′-ferrite grains, alongside with the above-described substructures, substructes transient from cellular-network to vein ones and labyrinth substructures were observed, which were detected in later stages of fatigue loading of the material. The scalar dislocation density in tangles was $\langle\rho\rangle \sim 3.5\cdot10^{10}$ cm^{-2}; between tangles, $\langle\rho\rangle \sim 2.9\cdot10^{10}$ cm^{-2}. The evolution of the substructure is accompanied by intensification of contrast due to the presence of interlayers without dislocations along the grain boundaries.

It should be specially emphasized that second-phase particles were not revealed in the examined volume of the material by the methods of electron diffraction microscopy of thin foils. This indicates complete dissolution of cementite particles and formation of the single-phase material in which carbon is localized in interstices of the bcc lattice and in α-phase defects of the lattice (vacancies and their complexes, dislocations, subboundaries, and boundaries) as well as in micropores and microcracks.

ФОРМИРОВАНИЕ ЗОНЫ ОДНО- И ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

В настоящее время опережающими темпами разрабатываются и применяются в условиях производства новые способы упрочнения и защиты поверхности металлов и сплавов с использованием концентрированных потоков энергии. Одним из таких способов обработки является электровзрывное легирование. Его суть состоит в импульсном оплавлении и насыщении поверхностных слоев материалов продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой. Результаты электровзрывной обработки определяются совокупностью сопровождающих ее взаимосвязанных тепловых, силовых, гидродинамических и физико-химических процессов. Целью настоящей работы явилось изучение особенностей формирования строения, структуры, фазового состава и свойств поверхностных слоев модельных металлов при новых видах одно- и двухкомпонентного электровзрывного легирования – меднении и боромеднении железа и никеля, алитировании и бороалитировании железа.

Для обработки использовали лабораторную электровзрывную установку, которая включает в себя емкостный накопитель энергии и плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-торцевых электродов с размещенным на них взрываемым проводником, разрядной камеры, локализующей продукты взрыва, и формирующего сопла, по которому они истекают в вакуумированную технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. В строении формируемой импульсной многофазной струи продуктов взрыва можно выделить сверхзвуковой плазменный фронт и относительно медленный тыл, содержащий конденсированные частицы продуктов разрушения проводника и частицы порошковых навесок. Натекание струи на облучаемую поверхность сопровождается образованием вблизи нее ударно-сжатого слоя с высокими значениями температуры и давления, что собственно и делает возможным оплавление и легирование поверхностных слоев за малое время воздействия.

Использование для описания процесса обработки модели нагрева поверхности плоским тепловым источником постоянной интенсивности позволяет определить эффективные значения поглощаемой плотности мощности. В нашем случае для времени импульса 100 мкс, равного одному периоду разрядного тока, оно составляло 6,0 ГВт/м^2. При этом давление в ударно-сжатом слое достигало 14,2 МПа. Такой режим обработки ранее был классифицирован как высокоинтенсивный. Его отличительной особенностью является сильное влияние на результаты обработки давления струи на поверхность, приводящее к радиальному течению расплава от центра зоны легирования к периферии и даже выплеску. Вместе с этим, при таких режимах обработки достигается максимальная глубина зоны легирования и степень насыщения ее легирующими добавками. Это определяет к ним повышенный интерес.

Изучение поверхности обработки методами световой и растровой электронной микроскопии показало, что на ней формировалось несплошное покрытие. Оно было образовано конденсированными частицами продуктов разрушения электрически взрываемых фольг и (или) их взаимодействии с частицами порошковых навесок. Доля поверхности, свободной от покрытия, зависела от материала взрываемого проводника и всегда была меньше в случае двухкомпонентного легирования. При алитировании и бороалитировании железа она составляла 0,73 и 0,59 соответственно, при меднении железа и никеля – 0,5, а при боромеднении железа и никеля – 0,17 и 0,06 соответственно. Частицы, формирующие покрытие, частично осыпались с поверхности при механической полировке. Это свидетельствовало о том, что они достигали ее на стадии охлаждения и кристаллизации и поэтому были плохо связаны с поверхностью.

Изучение участков поверхности зоны легирования, свободных от покрытия, позволило выделить в ее строении 3 области – центральную, которая располагалась непосредственно под соплом; промежуточную со следами радиального течения в виде характерных “языков” застывшего расплава; и периферийную со следами выплеска. Сопоставление результатов одно- и двухкомпонентного легирования с использованием порошковой навески показало, что во втором случае происходило увеличение диаметра центральной области (примерно от 20 до 30 мм). При этом следы радиального течения в промежуточной области и выплеска в периферийной области почти не различались. Изучение шлифов зоны легирования показало, что при однокомпонентном легировании радиальное течение расплава распространялось на всю глубину зоны легирования и приводило к “гидродинамическим” возмущениям ее границы с зоной термического влияния. В случае же использования порошковой навески граница зоны легирования была ровной.

Выявленные особенности строения поверхности зоны легирования и состояния ее границы с зоной термического влияния можно связать с тем, что при двухкомпо-

нентном легировании повышалась плотность и давление плазмы на срезе сопла и, соответственно, увеличивался радиус струи, истекающей в технологическую камеру, в которой располагался образец. В этом случае уменьшался градиент давления, оказываемого на поверхность со стороны ударно-сжатого слоя. Это и приводило к подавлению радиального течения и выплеска расплава. Таким образом, можно заключить, что обработка в высокоинтенсивных режимах не обязательно сопровождается выплеском и связанным с ним ухудшением качества поверхности и может применяться в технологических целях.

Послойный анализ методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг позволил обнаружить слоистое строение зоны легирования по глубине. В общем случае зона легирования состоит из тонкого (порядка 1 мкм) приповерхностного нанокомпозитного слоя синтезированных фаз, промежуточного слоя с ячеистой кристаллизацией, приграничного слоя с зеренной структурой и тонкого (толщиной 1–2 мкм) слоя нанокристаллического слоя, разделяющего зоны легирования и термического влияния. Общая толщина слоев при обработке железа составляла около 20, а при обработке никеля – 30 мкм.

Сопоставляя результаты, полученные при формировании различных систем, можно отметить, что в случае однокомпонентного легирования основным по объему являлся слой с зеренной структурой, а в случае двухкомпонентного легирования – слой с ячеистой кристаллизацией. Можно отметить также, что с увеличением расстояния от поверхности поперечный размер ячеек, которые в основном были образованы твердыми растворами легирующих элементов в металле основы, увеличивался, а разделяющих их прослоек, состоящих в основном из нанокристаллических фаз боридов, оксидов, – уменьшался. В случае боромеднения железа на глубине прослойки между ячейками исчезали, а наноразмерные частицы боридов железа и других фаз располагались внутри них. Все это свидетельствовало об уменьшении степени легирования расплава с глубиной.

Изменения, вызванные обработкой, происходили и в зоне термического влияния, располагающейся ниже зоны легирования. В ней наблюдалась повышенная плотность дислокаций. Она достигала величины порядка 10^{10} $см^{-2}$ и уменьшалась с глубиной. Формирование дислокационной субструктуры было обусловлено действием термических (а в случае обработки железа – и фазовых) напряжений, вызванных импульсным характером плазменного воздействия на поверхность. В зависимости от ориентации зерен по отношению к действующим напряжениям, в них наблюдалось формирование дислокационного хаоса, сетчатой, ячеисто-сетчатой и фрагментированной субструктур.

Особенности, связанные с формированием слоя с ячеистой кристаллизацией можно объяснить, исходя из уже отмеченного подавления радиального течения расплава при использовании порошковой навески. Поскольку известно, что конвективное течение расплава разрушает структуры ячеистой и дендритной кристаллизации, можно предположить, что и в нашем случае подавление течения создавало благоприятные условия для роста ячеек. С другой стороны, во всех случаях систем, в которых наблюдалась структура ячеистой кристаллизации, диаграммы состояния имели участки с положительным наклоном линии ликвидус. Это является необходимым условием образования ячеек. Действительно, когда концентрация расплава соответствовала этой линии и на движущейся от границы зоны легирования с основой вверх плоской поверхности фронта кристаллизации случайно возникали выступы, они попадали в область более высоких концентраций с более высокой температурой ликвидус, т.е. оказывались устойчивыми. Так, по-видимому, при бороалитировании железа основной структурообразующей примесью являлся бор, диаграмма сплава кото-

рого с железом содержит соответствующий участок эвтектической кристаллизации. В противном случае образующиеся выступы расплавляются. Очевидно, так и было при алитировании железа, поскольку на диаграмме состояния этой системы с ростом концентрации алюминия температура линии ликвидус уменьшается.

Помимо силового и химического факторов на особенности кристаллизации зоны легирования оказывал и температурный фактор. Оценки показали, что в условиях высокоинтенсивной обработки, использованной в настоящей работе, расплав перегревался относительно температуры кипения при давлении в технологической камере. Это приводило к тому, что после окончания импульса происходило пузырьковое вскипание расплава. Оно обнаруживалось при изучении рельефа поверхности на различных структурных уровнях по следам кипения в виде пор. При этом тепловой поток, связанный с испарением, сразу после окончании импульса на порядки величины превышал тепловой поток в объем образца за счет теплопроводности. В связи с этим охлаждение поверхностных слоев происходило существенно быстрее, чем ее нагрев, и могло явиться причиной формирования на поверхности слоев с наноразмерными фазами.

С другой стороны, быстрое охлаждение расплава определяло малое время нахождения зоны термического влияния железа в области температур выше температуры полиморфного α-γ-превращения. Это могло подавлять как само это превращение, поскольку оно требует затрат времени для своего осуществления, так и процессы рекристаллизации на стадии охлаждения, приводящие в аналогичных случаях, например, при лазерной обработке, к измельчению зерен, которое в нашем случае почти не наблюдалось.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 07-08-92102-ГФЕН_а).

О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЕ ВЫСОКОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ

Алешина Е. А., Колубаев А. В.*, Громов В. Е., Коновалов С. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
** Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
gromov@physics.sibsiu.ru

В данной работе на основании результатов исследований деформированной структуры поверхностного слоя и анализа структуры частиц износа обсуждается природа высокой износостойкости стали Гадфильда.

Испытания образцов проводили на установке 2168 УМТ-1 в режиме сухого трения по схемам «вал-втулка» и «торцевое уплотнение». Контртелами служили образцы из стали 42ХМ4Ф, термически обработанной на твердость 56 HRC и стали У10 (62 HRC). Основное внимание было уделено процессу трения при низкой скорости скольжения (до 0,3 м/с) и малой нагрузке (не более 4 МПа). Время испытаний доходило до 6 часов. Для исследования структуры поверхностного слоя стали Г13 и частиц износа использовали методы электронной микроскопии тонких фольг и экстрактных угольных реплик.

Детальный структурный анализ, выполненный с применением просвечивающей электронной микроскопии, показал, что на поверхности трения образуется тонкий слой толщиной 3-5 мкм, имеющий фрагментированную структуру и состоящий из аустенита и оксидов $MnFe_2O_4$ и $(MnFe)_2O_3$. Электронно-микроскопические исследования (рис. 1) и рентгеноструктурный анализ показали, что размер фрагментов находится в пределах от 4 до 12 нм. Этот окисленный слой примыкает к основному металлу с ГЦК кристаллической решеткой, структура которого также имеет нанокристаллическое строение.

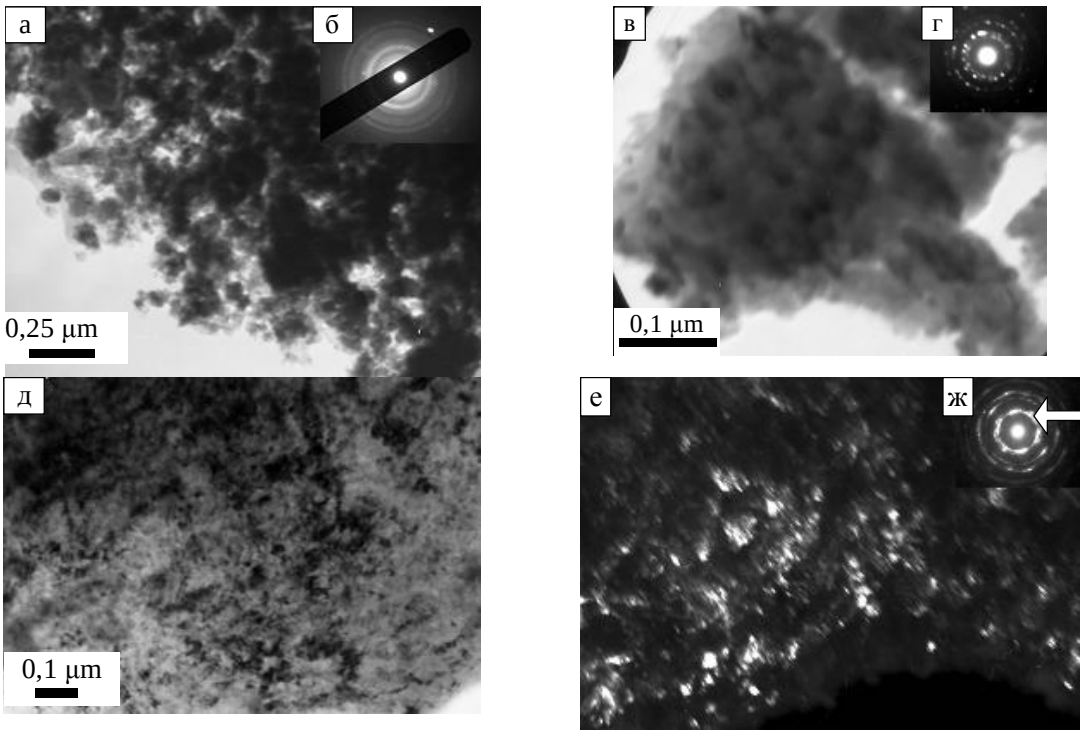


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение окисленного слоя трения состава Fe_2O_3 (*а–г*) и примыкающего к нему подслоя металла (*д–ж*). Метод тонких фольг: *а, в, д* – светлые поля; *б, г, ж* – микроэлектронограммы; *е* – темное поле, полученное в рефлексе [002]γ-Fe (рефлекс темного поля указан на (*ж*) стрелкой).

Рассмотрим более внимательно рельеф на торцевой поверхности втулки после испытаний на трение (рис. 2). Обращает на себя внимание то, что сдвиги внутри зерна, о которых можно судить по следам скольжения, в большинстве своем принадлежат одной системе скольжения. Эту особенность деформирования стали Гадфильда отметил профессор Штремель с сотрудниками. Они сделали вывод, что скольжение одной системы подавляет скольжение всех остальных систем. Двойникование также осуществляется в одной плоскости.

То, что фрагментированная структура все же образуется на поверхности стали Гадфильда, обязано окислению металла. Окислы, разрушаясь под действием внешней нагрузки, перемешиваются с металлом, образуя нанокристаллический слой, разрушение которого обусловливает износ. Толщина этого слоя у стали Гадфильда в процессе трения не превышает 3-5 мкм. У других материалов фрагментированный слой оказывается значительно толще из-за возможности деформирования зерен путем множественного скольжения в сочетании с окислением. Это и объясняет более высокую износостойкость стали Гадфильда по сравнению с другими материалами.

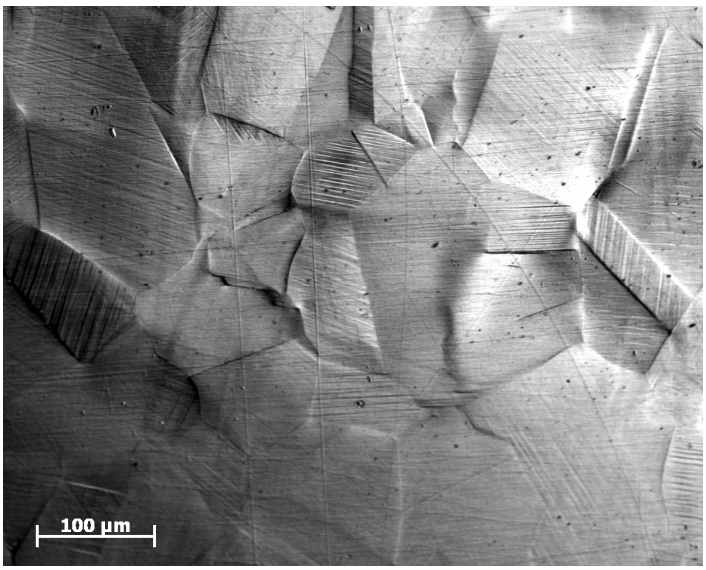


Рис. 2. Предварительно отполированная торцевая поверхность втулки после испытаний на трение

Приведенные рассуждения подтверждают и результаты анализа структуры частиц износа (рис. 3). Частицы износа состоят из смеси оксидов и γ-фазы железа. Действие в каждом зерне единственной системы скольжения затрудняет аккомодацию сдвигов в смежных зернах, и разрушение поликристалла происходит по границам за счет зернограничного проскальзывания с отделением крупных фрагментов.

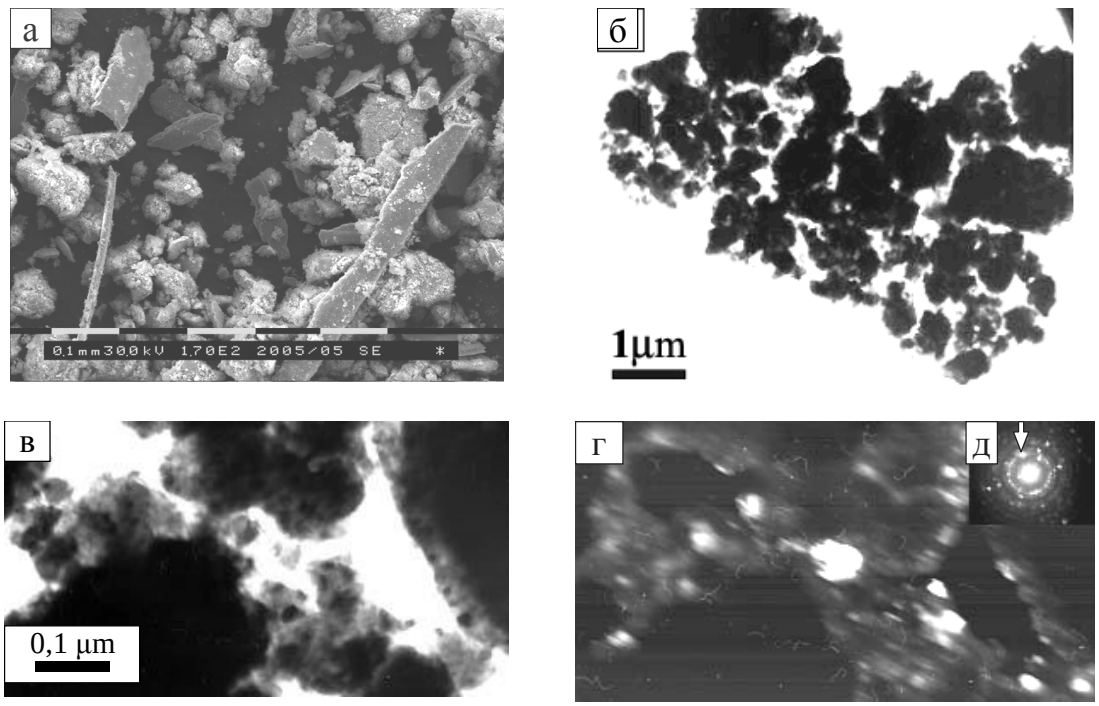


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения частиц износа: *а* – сканирующая электронная микроскопия; *б–д* – просвечивающая (метод экстрактных угольных реплик) электронная микроскопия; *б*, *в* – светлые поля; *г* – темное поле, полученное в рефлексе типа [202] Mn_3O_4; *д* – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля).

Таким образом, на основании анализа характера деформирования стали Гадфильда при трении получено еще одно подтверждение концепции, сформулированной академиком В.Е. Паниным, о ведущей роли фрагментации материала в процессах изнашивания при трении скольжения. В соответствии с этой концепцией, низкая скорость изнашивания стали Гадфильда обусловлена малой толщиной фрагментированного поверхностного слоя.

Список литературы

1. Штремель М.А. О механизме упрочнения стали Гадфильда / М.А. Штремель, И.А. Коваленко // ФММ. – 1987. – Т.63. – №1. – С.172-181.
2. Износ в парах трения как задача физической мезомеханики / В.Е. Панин [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2000. – Т.3. – №1. – С.67-74.
3. Панин В.Е. Структурные уровни деформации твердых тел / В.Е. Панин, В.А. Лихачев, Ю.В. Гриняев. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.

ФОРМИРОВАНИЕ ПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ АРМАТУРЫ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Ефимов О. Ю.[1], Юрьев А. Б.[1], Громов В. Е.[2], Иванов Ю. Ф.[3], Козлов Э. В.[4], Коновалов С. В.[2]

[1] *ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»*
[2] *ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»*
gromov@physics.sibsiu.ru
[3]*Институт сильноточной электроники СО РАН*
[4]*Томский государственный архитектурно-строительный университет*

В настоящее время при производстве строительной арматуры в металлургической промышленности активно применяются технологии принудительного охлаждения раскатов в линии сортовых станов, обеспечивающие значительное повышение прочностных свойств без использования дорогостоящих легирующих добавок.

Целенаправленное управление эксплуатационными свойствами сталей и сплавов, разработка оптимальных режимов их упрочнения должны базироваться на знании процессов структурообразования при различных технологических воздействиях.

Целью работы являлось установление физической природы и закономерностей формирования и эволюции на различных масштабных уровнях структурно-фазовых состояний термически упрочненной стальной арматуры большого диаметра.

Материалом исследований являлась стержневая арматура номинальным диаметром 50 мм из стали 18Г2С по ГОСТ 5781 “Сталь горячекатаная для армирования железобетонных конструкций”.

Прокатка арматуры проводилась на сортовом стане 450. После выхода из последней клети стержни подвергались принудительному охлаждению в установках термического упрочнения (УТУ) до температур 500-600^{o}С, а затем доохлаждались на воздухе. Термическое упрочнение проводилось по режиму прерывистой закалки.

Установлено, что термомеханическое упрочнение по оптимальному режиму

прерванной закалки обеспечивает значительное (до 1,5 раз) повышение прочностных и пластических свойств арматуры.

Показано, что термическое упрочнение арматуры по схеме прерванной закалки приводит к формированию слоистой структуры, характеризующейся закономерным изменением механических характеристик, фазового состава, дефектной субструктуры материала и поверхности разрушения и проявляющейся на различных структурно-масштабных уровнях: макро- (образец в целом), мезо- (состояние зеренно-субзеренного ансамбля), микро- (состояние карбидной и дислокационной подсистем) и наноструктурном (состояние твердого раствора) уровнях.

Выявлено, что в условиях прерывистой закалки в сечении арматуры из стали 18Г2С действуют различные механизмы полиморфного $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения, в результате чего в приповерхностном слое формируется преимущественно структура мартенсита отпуска; структурно-фазовое состояние переходного слоя представлено субзернами и зернами феррита изотропной и анизотропной форм, зернами перлита пластинчатой морфологии и «псевдоперлита», кристаллами бейнита, пластинами видманштеттова феррита, относительное содержание которых существенным образом зависит от расстояния анализируемого слоя до поверхности охлаждения; центральная зона сформирована преимущественно зернами структурно свободного феррита и зернами перлита пластинчатой морфологии.

Показано, что воздействие сохраненного арматурным стержнем тепла приводит: во-первых, к перестройке дислокационной субструктуры и частичной аннигиляции дислокаций, снижению величины кривизны-кручения кристаллической решетки феррита, формированию субзерен и зерен рекристаллизации; во-вторых, к обеднению твердого раствора на основе α-железа атомами углерода; в-третьих, к выделению частиц цементита, морфология и средние размеры которых зависят от типа структуры и вида структурного дефекта, на котором они образуются, расстояния анализируемого слоя до поверхности прутка.

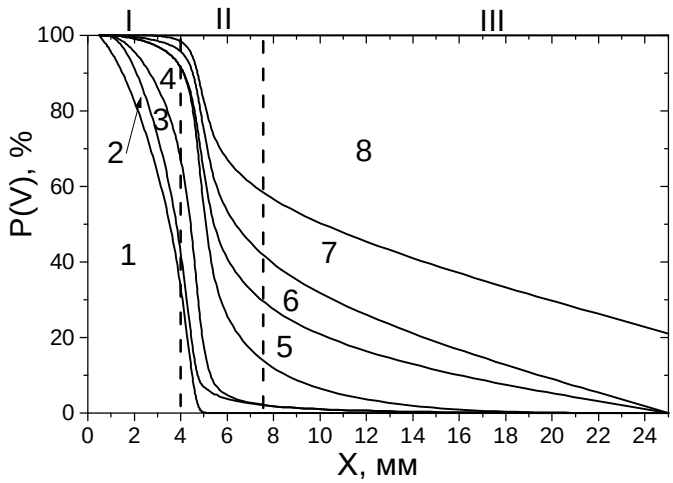


Рис. Диаграмма структур, формирующихся в упрочненном арматурном прутке. 1 – область мартенсита отпуска; 2 – бейнита; 3 – субзерен анизотропных; 4 – субзерен изотропных; 5 – видманштеттова феррита; 6 – «псевдоперлита»; 7 – перлита пластинчатого; 8 – зерен феррита; I – поверхностная зона; II – переходная зона; III – центральная зона

Комплекс выполненных в рамках данной работы исследований по разработке и внедрению технологии термического упрочнения строительной арматуры в условиях ОАО "Западно-Сибирский металлургический комбинат" удостоен премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники за 2006 год.

ФОРМИРОВАНИЕ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ Fe–Co СПЛАВА

Ширинов Т. М., Глезер А. М.*, Громов В. Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»
gromov@physics.sibsiu.ru
**Институт металловедения и физики металлов им Г.В. Курдюмова ЦНИИЧермета им И.П. Бардина, Москва*
glezer@imph.msk.ru

Среди магнитомягких материалов, широко применяемых в электротехнической промышленности, особое место занимают Fe–Co сплавы с эквиатомным соотношением компонентов, благодаря высокой индукции насыщения и магнитной проницаемости. Реализация этих свойств во многом сдерживается хрупкостью сплава, обусловленной образованием сверхструктуры типа B2 [1]. При охлаждении в сплаве FeCo протекает последовательно два фазовых превращения: полиморфное γ→α (ГЦК→ОЦК) в интервале температур 960–970^{0}C и упорядочение ОЦК твердого раствора по типу B2 при 730^{0}C. Полиморфное превращение при «обычных» скоростях превращения протекает полностью, и при комнатной температуре в сплаве не обнаруживается следов высокотемпературной γ-фазы. Переход в упорядоченное состояние относится к фазовому переходу второго рода и подавить его «обычной» закалкой практически не удается. Закалка из жидкого состояния (ЗЖС) значительно повышает пластичность Fe–Si и Fe–Si–Al сплавов [2].

В этой связи в настоящей работе исследованы особенности формирования зеренной структуры и магнитных свойств Fe–Co сплава при ЗЖС.

Объектом исследования служили ленточные образцы сплава $Fe_{50}Co_{50}$, полученные методом спиннингования из расплава в среде инертного газа. Образцы имели ширину 10 мм и толщину в интервале 40–50 мкм. Изотермические отжиги закаленных образцов проводили при температурах 200–1000^{0}C в течение 1 ч. Структурные исследования выполнены на аналитическом электронном микроскопе JEM-200CX в режиме просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии при ускоряющем напряжении 200 кВ (ПЭМ) и 40 кВ (РЭМ). В работе использован метод высокотемпературной магнитометрии.

Установлено, что после ЗЖС в сплаве отсутствуют какие-либо признаки протекания мартенситного превращения. Вместе с тем, по границам зерен обнаружены частицы остаточной γ-фазы. Объемная доля γ-фазы составляет, по нашим оценкам, около 5%, причем наблюдается тенденция к снижению этого значения по мере увеличения толщины закаленных ленточных образцов.

Исследования, выполненные методом высокотемпературной магнитометрии, показывают, что при температуре 500^{0}C наблюдается резкое возрастание коэрцитивной силы и снижение максимальной магнитной проницаемости (рис.1). По-видимому, при этой температуре протекает превращение остаточной γ-фазы, сопровождающееся фазовый наклепом. Это подтверждается тем обстоятельством, что электронно-микроскопические наблюдения сплава, отожженного при 500^{0}C и выше, не выявляют каких-либо признаков существования остаточной γ-фазы.

Размер зерна сплава FeCo после ЗЖС составляет около 5 мкм и не меняется вплоть до температуры отжига 500^{0}C. Далее происходит резкий рост до 20 мкм и последующее снижение, связанное с фазовой перекристаллизацией. Для микрокри-

сталлических сплавов FeCo характерны зерна произвольной формы с сильно развитой субструктурой различной степени совершенства.

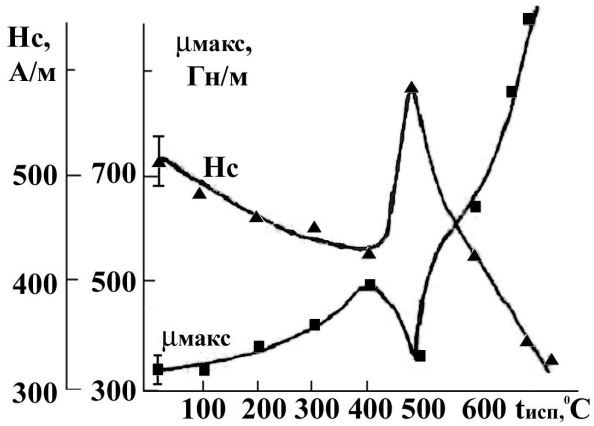


Рис. Температурная зависимость коэрцитивной силы H_c и максимальной магнитной проницаемости

Статистическим анализом ширины расщепления парных сверхдислокаций было показано, что степень порядка η в сплаве прошедшем ЗЖС, колеблется от 0,4–0,5 до 0,75–0,85 в зависимости от толщины ленточных образцов. Большей толщине ленты соответствует более высокая степень порядка по типу B2.

Пластичность сплава оказалась достаточно высокой. Ленты с успехом выдерживали навивку на стержень диаметром 5 мм. Тем не менее, склонность к хрупкому разрушению быстрозакаленных сплавов возрастает по мере увеличения степени порядка, что характерно и для массивного состояния, полученного традиционным способом. При исследовании поверхности излома образцов, разрушенных методом одноосного растяжения при комнатной температуре, обнаружено изменение характера разрушения от транскристаллитного со следами ямочного рельефа при степени порядка η = 0,4–0,5 до интеркристаллитного при η = 0,75–0,85.

Помимо измерения температурной зависимости $\mu_{макс}$ и H_c в работе определены значения индукции насыщения и магнитострикции при комнатной температуре, оказавшиеся равными 2,36 Тл и $70 \cdot 10^{-6}$ соответственно.

Таким образом, на основании проведенных экспериментов можно утверждать, что методом ЗЖС можно получить достаточно пластичный безванадиевый пермендюр (FeCo), что практически не реализуется при «обычных» способах выплавки, передела и термической обработки.

Список литературы

1. Глезер А.М., Молотилов Б.В. Упорядочение и деформация сплавов железа. – М.: Металлургия, 1984. – 168 с.
2. Глезер А.М., Молотилов Б.В., Соснин В.В. Структурные особенности сплава сендаст (Fe-Si-A1), полученного закалкой из расплава. II. Закалочные дефекты // ФММ. 1984. Т. 58. Вып. 1. С. 370-376.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ПРОЦЕСС ПОЛЗУЧЕСТИ МЕДИ

Котова Н. В., Коновалов С. В., Зуев Л. Б.*, Громов В. Е., Столбоушкина О. А.

Сибирский государственный индустриальный университет, кафедра физики
gromov@physics.sibsiu.ru
**Институт физики прочности и материаловедения СО РАН*

В данной работе представлены результаты исследования влияния электрического потенциала на ползучесть меди. Проанализирована зависимость относительной скорости ползучести от значения электрического потенциала, подаваемого на образец.

В настоящее время достоверно известно: если подвергнуть металл внешнему энергетическому воздействию, это существенно изменяет не только его физические характеристики, но и влияет на течение процесса его деформации. При этом не выявлено прямой зависимости между величиной потенциала, приложенного к образцу, и степенью изменения его деформационных характеристик.

Исследования воздействия электрических полей на нагружаемый металлический образец уже производились. Так, в работе [1] энергетическому воздействию подвергались алюминиевые образцы. При этом было установлено, что скорость низкотемпературной ползучести алюминия может существенно изменяться даже при малых значениях электрического потенциала (в пределах 1 В).

Цветные металлы и сплавы на их основе очень широко применяются в самых различных отраслях экономики. Среди них медь по своему значению и распространению занимает особое место, что обусловлено присущими ей многими ценными качествами. Медь после серебра является лучшим проводником тока, поэтому имеет большое распространение в электротехнике. Медь служит основой многих важных промышленных сплавов – латуни, бронз и др.

В связи с вышеизложенным была выбрана цель данного исследования: изучение влияния электрического потенциала на относительное изменение скорости деформации в стадии установившейся ползучести.

Исследования производились на образцах из медной проволоки диаметром 1 мм и длиной рабочей части 170–200 мм. Образцы были подвергнуты отжигу при температуре 673 К. Испытания производились при температуре 300 К.

Энергетическое воздействие на образец производилось следующим образом. К испытуемому образцу от источника постоянного напряжения подводился определенный электрический потенциал. Его величина менялась как по величине, так и по знаку в различных сериях экспериментов.

С момента приложения нагрузки в процессе растяжения образцов непрерывно фиксировалась степень удлинения образца ε под действием постоянного растягивающего напряжения. Для построения кривых ползучести как графиков $\varepsilon(t)$ использовалась специально сконструированная установка, управляемая с помощью ЭВМ. С ее помощью регистрировалось изменение длины образца через определенные промежутки времени в течение всего эксперимента.

При анализе данных основное внимание уделялось стадии установившейся ползучести. На этом участке кривой ползучести $\dot{\varepsilon} = const$, т.е. зависимость $\varepsilon(t)$ описывается линейной функцией вида $\varepsilon(t) = \varepsilon_0 + \dot{\varepsilon} t$. При этом значение производной

этой функции по времени задает скорость установившейся ползучести при заданных условиях эксперимента.

В ходе эксперимента изначально определялась скорость ползучести образца $\dot{\varepsilon}$ без внешнего энергетического воздействия (средняя по 7–10 опытам). Далее к образцу подводился электрический потенциал определенного значения. Так же производилось 7–10 экспериментов и находилось усредненное значение скорости ползучести $\dot{\varepsilon}_\varphi$ при воздействии потенциала. Значения $\dot{\varepsilon}$ и $\dot{\varepsilon}_\varphi$ сравнивались, рассчитывалось относительное изменение скорости установившейся ползучести по формуле $\Delta\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon} = (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_\varphi)/\dot{\varepsilon}$.

Скорости ползучести определялись при обработке кривых ползучести, полученных в ходе эксперимента. С помощью специальной компьютерной программы с точностью до 3% производился поиск линейного участка кривой и функции, его описывающей. Значения $\dot{\varepsilon}$ и $\dot{\varepsilon}_\varphi$ находились дифференцированием этой функции.

По полученным данным строилась зависимость относительного изменения скорости $\Delta\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}$ от потенциала φ в интервале –2 В ≤ φ ≤ +2 В.

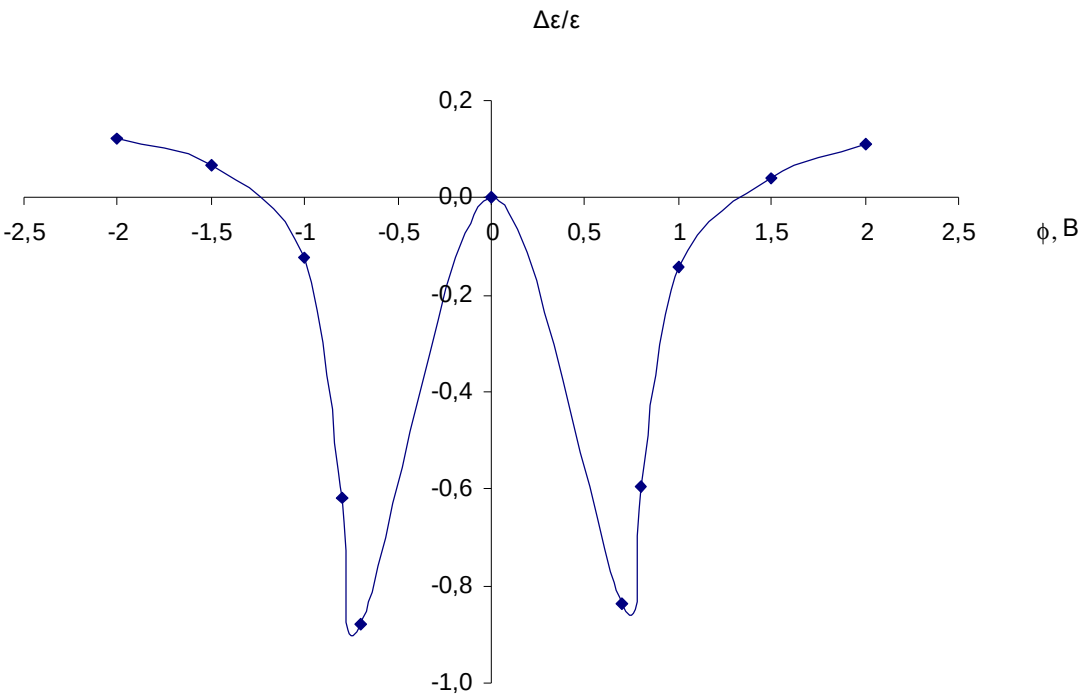


Рис. 1. Зависимость относительного изменения скорости $\Delta\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}$ от потенциала φ

Установлено, что подключение электрического потенциала влияет на скорость ползучести меди. Это влияние неоднозначно, т.е. зависимость $\Delta\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}(\varphi)$ имеет сложный характер.

Список литературы

1. Коновалов С.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б. и др. Влияние электрического потенциала на процесс деформации алюминия//Физическая мезомеханика. - 2006. - т.9. - С.103-106

ИСТОЧНИКИ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Козлов Э. В*., Попова Н. А*., Малиновская В. А.

** Томский государственный архитектурно-строительный университет*
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк
Malina_30@mail.ru

Эффективным способом повышения износостойкости деталей в промышленности является химико-термическая обработка, которая воздействует на поверхностные слои металла, в которых концентрируются максимальные напряжения, возникают трещины, развиваются процессы износа и коррозии.

Основной особенностью материала, подвергнутого химико-термической обработке, в частности, нитроцементации, являются остаточные напряжения. В поверхностном упрочненном слое создаются сжимающие напряжения, в середине – растягивающие. Они могут достигать значительных величин, в особенности при изменяющейся конфигурации деталей. Для среднеуглеродистой стали мартенситного класса, исследуемой в настоящей работе, эти напряжения меняются в пределах 80–200 МПа – сжимающие, а растягивающие за пределами слоя меняются в пределах 80–400 МПа [1]. Внутренние поля напряжений играют важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и в зарождении и раскрытии микротрещин. Большие напряжения могут привести к зарождению микротрещин и, в конечном счете, разрушению изделия.

В физических исследованиях характеристики полей напряжений измеряют оптическими и магнитными методами, однако они обладают весьма малой локальностью (сантиметры). Поля напряжений можно определять с помощью рентгеноструктурного анализа. Область усреднения напряжений в этом случае значительно уменьшена (миллиметры), но остается по-прежнему большой. Применение метода дифракционной электронной микроскопии позволяет регулировать локальность измерения полей напряжений в широких пределах (от одной десятой до сотен микрон). При использовании рентгеноструктурного анализа оценка амплитуды внутренних полей напряжений выполняется с использованием данных о размытии рентгеновских интерференций [2]. Методом дифракционной электронной микроскопии амплитуду внутренних напряжений можно определять двумя способами: 1) по радиусу изгиба свободных дислокационных сегментов [3] и 2) по анализу параметров изгибных экстинкционных контуров [4]. Последний метод исследования (для измерения моментных напряжений), а также метод рентгеноструктурного анализа (для измерения напряжения растяжения-сжатия) и были использованы при изучении внутренних полей напряжений в настоящей работе стали 20Х2Н4А.

Внутренние напряжения в стали после нитроцементации и последующих термических обработок определяются несколькими факторами. Первым фактором является концентрация (C + N), введенных в сталь. Известно [5], что в α-фазе эти элементы мало растворимы. В γ-фазе их растворимость значительно больше. В процессе нитроцементации сначала насыщаются дефекты кристаллической решетки, затем γ-фаза и далее α-фаза, и начинают образовываться карбиды, нитриды и карбонитриды. Значительная доля элементов внедрения локализуется на дефектах кристаллического строения, особенно на границах зерен. Впоследствии там же образуются карбиды и

карбонитриды. Из литературных данных [6] известно как параметры кристаллических решеток твердых растворов α- и γ-фаз на основе железа зависят от концентрации углерода и азот, они увеличиваются при введении в них углерода и азота. При образовании нитридов и карбидов происходят подобные изменения объемных и линейных размеров образцов. Поскольку они протекают не сразу во всем объеме, а, начиная с поверхности, процесс нитроцементации сопровождается возникновением значительных внутренних напряжений растяжения-сжатия в стали.

Удельный объем, приходящийся на каждый атом в карбидах и карбонитридах, больше удельного объема твердого раствора. Поэтому, если элементы внедрения формируют карбиды и карбонитриды, то объем и линейные размеры материала будут возрастать. Тогда степень роста внутренних напряжений определяется возможностью пластической релаксации вокруг новых карбидов и карбонитридов. Располагаясь на границах и в стыках зерен, эти частицы меньше повышают уровень внутренних напряжений по сравнению с их расположением вдали от дефектов кристаллической решетки.

Следующим фактором является степень когерентности «карбид – металл». Некогерентные выделения, как правило, создают меньший уровень напряжений, чем когерентные; полукогерентные занимают промежуточное положение. В исследуемой стали присутствуют и когерентные, и полукогерентные, и некогерентные выделения. Помимо типа границы «матрица – выделение» большую роль играет форма выделений. Она связана соотношением упругих модулей карбида и металла с энергией межфазной границы при разных ее ориентациях. В разных условиях оказываются менее напряженными плоские выделения, эллипсоидальные или сферические. В исследуемой стали присутствуют выделения самой разнообразной формы.

Еще одним фактором, определяющим уровень внутренних полей напряжений, является коррелированное расположение карбидов в пространстве. Оно приводит к уменьшению поля внутренних напряжений.

Второй вклад в поле напряжений создают дислокации, организованные в субструктуру. Дислокационный ансамбль без избыточных дислокаций дает напряжение [7]:

$$\Delta\sigma^{1}_{упр} = m\alpha_{упр}\mu\, b\,\sqrt{\rho}, \qquad (1)$$

где $\alpha_{упр}$ – меняется в пределах 0,05–0,60 в зависимости от типа дислокационного ансамбля; m – ориентационный множитель, или фактор Шмида, μ – модуль сдвига, ρ – скалярная плотность дислокаций. В случае заряженного дислокационного ансамбля, когда избыточная плотность дислокаций:

$$\rho_{\pm} = \rho_{+} - \rho_{-} \neq 0, \qquad (2)$$

используется соотношение:

$$\Delta\sigma^{"}_{упр} = m\alpha_{C}\mu\, b\sqrt{\rho_{\pm}}, \qquad (3)$$

где α_c – коэффициент Струнина .

В исследуемой стали нитроцементация приводит к накоплению в материале высокой скалярной плотности дислокаций. Её среднее значение достигает в поверхностной зоне материала (I) величины $\rho = 5.2\cdot10^{15}$ м$^{-2}$, а в зоне основного металла (IV) - $4.3\cdot10^{15}$ м$^{-2}$. Последующая термическая обработка не приводит к снижению скалярной плотности дислокаций (в зоне I $\rho = 5.2\cdot10^{15}$ м$^{-2}$, а в зоне IV - $3.6\cdot10^{15}$ м$^{-2}$). Такая дислокационная структура будет формировать большие внутренние напряжения. Кроме того, формирующаяся в стали дислокационная структура наряду со скалярной плотностью дислокаций характеризуется высоким значением избыточной плотности

дислокаций (~$0.6 \cdot 10^{15}$ $м^{-2}$). Последняя также будет вызывать высокие внутренние поля напряжений (моментные напряжения), которые идентифицируются по наличию в материале экстинкционных контуров. Если дислокационный ансамбль полностью поляризованный, т.е. образован избыточными дислокациями, то:

$$\rho \approx \rho_{\pm} \qquad (4)$$

Третий вклад во внутренние поля создается дисклинациями [8,9], которые расположены в стыках пакетов и стыках пакетов и пластин. В этих местах стыковые дисклинации являются источниками полей напряжений [10].

Важную роль в формировании спектра напряжений играют образующиеся в материале трещины. Вершина трещины служит концентратором напряжений [11].

Поскольку в материале присутствуют микротрещины, то вклад от трещин является четвертым вкладом во внутренние поля напряжений.

В исследуемой стали присутствуют все перечисленные источники внутренних напряжений. Внутренние напряжения растяжения-сжатия, измеренные методом рентгеноструктурного анализа в нитроцементованном образце дали следующие значения: в зоне I – 660 МПа, в зоне IV – 500 МПа. Внутренние сдвиговые напряжения, измеренные методом электронной микроскопии по наличию экстинкционных контуров, - в зоне I – 360 МПа, в зоне IV – 400 МПа. Эти данные демонстрируют хорошую согласованность во внутренние напряжения.

Список литературы

1. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Азотирование стали. - М.: Машиностроение, 1976. - 256с.
2. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 479с.
3. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Спектр и источники полей внутренних напряжений в деформированных металлах и сплавах // Известия АН. Серия физическая. – 1998. – Т.62, №7. – С.1350-1356.
4. Козлов Э.В., Лычагин Д.В., Попова Н.А. и др. Дальнодействующие поля напряжений и их роль в деформации структурно-неоднородных материалов //Физика прочности гетерогенных материалов. – Л.: ФТИ, 1988. - С.3-13.
5. Банных О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа (Справочник). – М.: Металлургия, 1986. – 440с.
6. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. - М.: Наука, 1977. - 236с.
7. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения // Изв. вузов. Физика. – 1991. - №3. – С.56-70.
8. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224с.
9. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах. – Л.: Наука, 1986. – 223с.
10. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК-сталях при деформации // Изв. РАН. Серия физическая. – 2004. – Т.68, №10. – С.1419-1428.
11. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Структура металла и хрупкость стальных изделий. – Киев: Наукова думка, 1985. – 208с.

СЕТКА БАЗИСНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА КАК ГЕНЕРАТОР ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ КОЛЕБАНИЙ

Никифоренко В. Н., Босин М. Е.

Институт измерительной техники «Циклон», г.Харьков, Украина
bosin@yandex.ru, iitcyclone@ukr.net

В работах [1–3] было показано, что сетка базисных дислокаций, введенная в область точечного контакта монокристаллов цинка, кардинальным образом меняет ход микроконтактного спектра, существенно повышая его разрешение. Это связано с тем, что в области микроконтакта (МК) с дислокациями имеет место взаимодействие двух полей – основного, генерируемого в микросужении, и дислокационного, обусловленного ядрами дислокационных скоплений, сформированных вблизи МК. Такое взаимодействие, в частности, может быть ответственно за усиление тока на начальных участках спектра. В таком случае, принимая во внимание, что усиление тока в области МК связано с появлением ВЧ дислокационных аномалий – микроконтакт можно представить как своеобразный генератор ВЧ электромагнитных колебаний терагерцевого диапазона. Генерация ЭМ колебаний является следствием особенностей [1] ротационного взаимодействия атомов дислокационного ядра гексагонов базисных дислокаций, вращающихся с линейной скоростью порядка 100м/с и обеспечивающего при 1,5К появление поляризованных холодных нейтронов [3]. Учитывая, что в рамках взаимодействия Дирака нейтронную компоненту атомного ядра следует рассматривать как токовую [4], в наших условиях на генерацию ЭМ колебаний, излучаемых МК, накладывается излучение холодных нейтронов со стороны дислокационного ядра [3]. В результате такого взаимодействия в области дислокационных сеток, окаймляющих точечный контакт, возникает реальная возможность интерференции электронного и нейтронного токов, приводящая к падению дислокационного потенциала и росту абсолютного значения тока до 28mA.

Следует заметить, что подобного рода явление свойственно не только сеткам базисных дислокаций монокристаллов цинка, а наблюдается также при применении резистометрической методики [5] в условиях гелиевых температур активного деформирования бикристаллов цинка, сверхпроводящих сплавов титана ПТ-3В и 19 на начальном участке деформирования (до предела текучести), а также для других предварительно сильно деформированных материалов.

Таким образом, наблюдающиеся аномалии в электропроводности металлов и сплавов дислокационной природы, вероятно, обусловлены электрон-нейтронным взаимодействием, подобно тому, как это происходит на примере сетки базисных дислокаций монокристаллов цинка [3].

Список литературы

1. Никифоренко В.Н. ИФЖ, т.70, №4, 23(1997).
2. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. ДРАН, т.373(2), 1787(2000).
3. Никифоренко В.Н., Босин М.Е. Материалы XVII Петербургских чтений по проблемам прочности. 10-12 апреля, с.81(2007).
4. Мигдал А.Б. ДАН СССР, т.20, 555(1938).
5. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. А/с №4873973/28, G01B7/18, (1990).

УДК 620.17.660.8/09

ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПРЕДЫСТОРИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА ПРИ ТРЕНИИ

Пинчук В. Г., Короткевич С. В.*, Бобович С. О.*.

Гомельский государственный университет им. Франциска Скорины,
**РУП Гомельэнерго, г. Гомель*

Современное состояние проблемы прочности материалов определяет изучение микроструктурных закономерностей пластической деформации, упрочнения и разрушения поверхностных слоёв с точки зрения дислокационных представлений. В работе [1] проанализированы структурные элементы упрочнения и разрушения поверхностного слоя поликристаллического никеля при трении. На основе кинетики плотности дислокаций (ρ) и интенсивности изнашивания при фрикционных испытаниях установлен локализованный во времени, аномальный лепестково-послойный характер разрушения поверхностного слоя металла при трении [2].

Существенную роль в протекании процессов упрочнения и разрушения поверхностного слоя играет предварительная структура (предыстория) материала. В этой работе рассмотрено влияние предварительной деформации прокаткой на кинетические зависимости прочностных характеристик никеля при трении.

Методика эксперимента предусматривала исследование дислокационной структуры никеля при трении по молибдену методом ферромагнитного резонанса (ФМР), электронной микроскопии и электронографии [2].

На рис. 1 представлены кинетические зависимости ширины линии (ΔH) ФМР, однозначно связанной с плотностью дислокаций (ρ) в образцах с различной предварительной степенью пластической деформации (ε). Во всех случаях имеет место осцилляционный характер изменения $\Delta H = f(t)$, обусловленный локализованным во времени отслаиванием тонкого диспергированного слоя. Для ε = 0% (кривая 1), микроструктурные исследования на начальных этапах фрикционного испытания обнаруживают формирование нанокристаллической структуры, согласно терминологии [3], с размером дислокационной ячейки от 0,1 до 0,01 мкм. Эти данные согласуются с результатами работы [2].

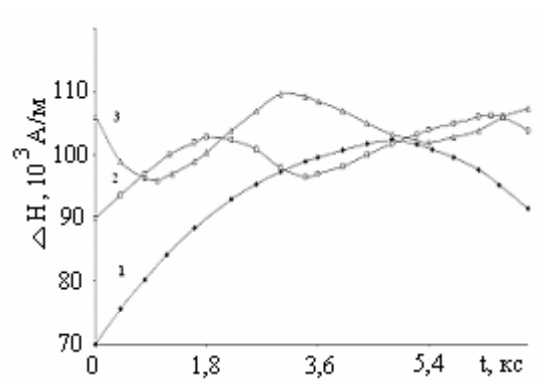
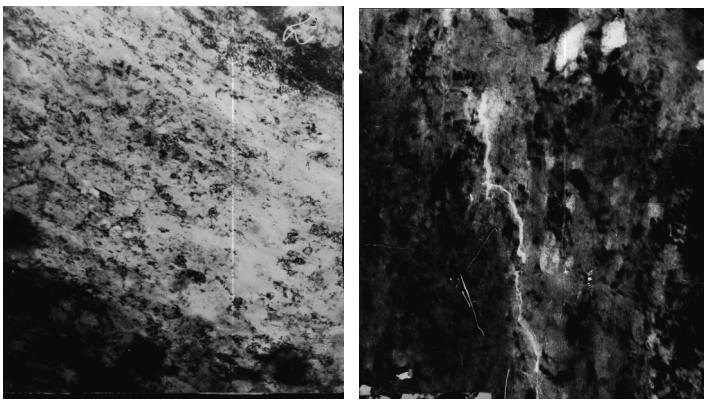


Рис. 1. Зависимость ширины линии ΔH от времени трения с различной предварительной деформацией ε: 1 – ε = 0 %, 2 – ε = 30 %, 3 – ε = 50 %.

При дальнейшем нагружении ячеистая структура начинает дробиться, размеры ячейки уменьшаются до 0,01 мкм, а количество областей с высокой плотностью дислокаций возрастает (рис. 2*а*). Плотность дислокаций возрастает с $\rho \approx 10^{12}$ м$^{-2}$ до $\rho \approx 10^{16}$ м$^{-2}$.

Зоны с высокой плотностью дислокаций приобретают форму жгутов, из которых затем формируются вытянутые полосы. По картинам микродифракции отмечается сильное диспергирование поверхностного слоя. Для микроструктуры в области спада ΔH (t = 5,6 кс) характерно начало разрыхления материала посредством образования микротрещин

и микропор (рис. 2, *б*). Микродифракция отмечает наличие релаксационных процессов. С ростом предварительной фрикционному нагружению деформации (степени обжатия ε) сокращается период цикла осцилляций прочностных характеристик, отмечается уменьшение относительного приращения ΔH и смещение ΔH_{max} в сторону меньшего времени испытания (рис. 1, кривые 1, 2).



а) *б*)

Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя никеля: *а*) нанокристаллическая структура никеля при t = 0,9 кс, ε = 0 %; б) микропоры и микротрещины в структуре никеля при t = 3,6 кс, ε = 0 %.

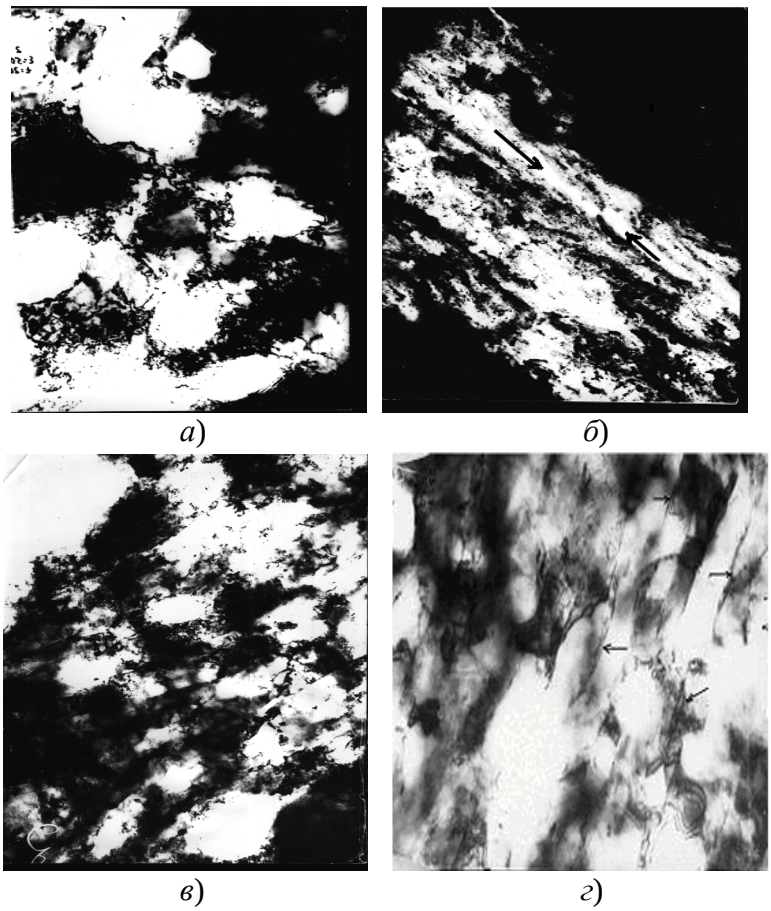
Такие изменения кривых $\Delta H = f(t)$ находят объяснение во влиянии предварительно сформированной структуры. С ростом ε увеличивается плотность дислокаций во всём объёме материала в виде плоских скоплений и объёмных сплетений, в результате порог квазиупругого разрушения достигается раньше. Как видно из рис. 1, при ε = 50 % достигается такая степень диспергирования кристаллической решётки прокаткой, при которой фрикционное нагружение приводит сразу к уменьшению ΔH тонкого поверхностного слоя.

Электронная микроскопия исходных образцов никеля (ε = 50 %) отмечает развитую ячеистую структуру (рис. 3, *а*), которая под действием внешних напряжений при трении трансформируются в текстурированные конфигурации в виде жгутов, ориентированные вдоль направления скольжения (рис. 3, *б*).

Микроструктуру предразрушения можно разделить на два вида. При ε = 0 % ячеистая структура со временем трения развивается весьма слабо (рис. 2, *а*), а при максимальном диспергировании вырождается в квазиравномерное распределение мелких дислокационных скоплений по объёму приповерхностного слоя (рис. 2, *б*). Согласно [4], такая структура является следствием высокой скорости деформирования и уменьшения числа действующих систем скольжения. В дальнейшем из этой структуры формируются устойчивые полосы скольжения, в которых зарождаются усталостные трещины с характерными размерами $10^{-2} – 10^{-1}$ мкм, ориентированные вдоль этих полос. Наблюдается рост размеров микротрещин и их коагуляция (рис. 2, *б*). Несколько иная картина упрочнения и разрушения поверхностного слоя при фрикционном нагружении имеет место при ε = 10–50%. Как видно из рис. 3,*а–в*, под действием внешних напряжений при трении из развитой ячеистой структуры (рис.3,*а*) формируется текстурированная структура и в этой структуре обнаруживаются многочисленные микропоры и микротрещины, как внутри зёрен, так и по их границам (hис. 3, *б*, *в*). Сильное развитие пор стимулируется высокой диффузионной подвижностью и объединением точечных дефектов в силу вспышек температур фрикционного контакта поверхностей. В этом случае наблюдаются элементы как транскристаллитного, так и интеркристаллитного разрушения.

Структура предразрушения при ε = 10–50 % имеет своеобразный характер: на фоне высокой плотности дислокаций в развитой ячеистой структуре появляются

весьма отчётливые полосы скольжения с резко очерченными границами и двойниковыми прослойками, в которых развиваются тонкие расщелины (рис. 3, *г*).



а) *б*) *в*) *г*)

Рис. 3. Микроструктура разрушения никеля: *а*) ячеистая структура исходных образцов при ε = 50%; *б*) трансформирование ячеистой структуры в жгуты при ε = 50 % (трещины показаны стрелками), t = 0,6 кс.

Микроструктура никеля после трения: *в*) при ε = 50 %, t = 1,8 кс; г) при ε = 40 % (трещины показаны стрелками), t = 3,0 кс

Такое зонное расслоение материала поверхностного слоя и его ослабление по границам полос скольжения приводит к усталостному разрушению типа малоциклового механизма. При повышении предварительной деформации и времени фрикционного испытания характерно развитие более узких полос скольжения. Возрастает зонное расслоение материала, пористость и трещинообразование. Эти нарушения сплошности материала инициируют транскристаллитное и интеркристаллитное разрушение, определяя малоцикловой механизм изнашивания поверхностного слоя.

По нашему мнению, для фрикционного нагружения предварительно деформированного перед трением никеля характерна смена механизма усталостного разрушения от малоамплитудного (для ε = 0 %) к малоцикловому (ε = 10–50 %).

Список литературы

1. Пинчук В. Г., Короткевич С. В., Бобович С. О. Структурные аспекты микропластической деформации и разрушения металлов при трении // Деформация и разрушение материалов, 2007, № 9, с. 23–28.
2. Пинчук В. Г., Савицкий Б. А., Булатов А. С. Особенности изменения дислокационной структуры никеля при трении // Поверхность. Физика, химия, механика. 1983, № 9, с. 72–75.
3. Holste C. Cyklic plastiticity of nickel, from single crystals to submicrocrystalline pollycrystals // Phil. Mag. 2004, v. 84, № 3 - 5, p. 299 – 315.
4. Stoloff N. S., Davies R. G., Ku R. S. // Low-temperature yielding and fructure in Fe – Co and Fe – V alloys // Trans. Metallurg. Soc., AIME, 1965, v. 233, , № 8, p. 1500 – 1508.

ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ НА СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА МА2-1ПЧ И ХАРАКТЕРИСТИКИ ЕГО ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Осипова О. Ю., Кайбышев Р. О.*, Кутлубаев Р. Г.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
** Белгородский государственный университет, Белгород*
Osipovaolga@bk.ru

Введение

Промышленные магниевые сплавы, как правило, имеют размер зерна, не оптимальный для проявления эффекта сверхпластичности. Для получения изделий сложной формы путем сверхпластического формообразования очень большую роль играет развитие методов измельчения структуры магниевых сплавов. Одним из наиболее перспективных процессов технологической обработки магниевых сплавов является прессование с последующей изотермической прокаткой. По сравнению с литым, прокатанный магний выгодно сочетает такие свойства как хорошая деформируемость, высокая прочность и пластичность. Кроме того, прокатанный материал обладает хорошими технологическими свойствами для последующей обработки за счет протекания сверхпластической деформации.

Исследуемый в данной работе сплав МА2-1ПЧ (Mg–3,8масс.%Al–1,3масс.% Zn – 0,25 масс.% Mn) относится к деформируемым сплавам. Многочисленные исследования, посвященные вопросам разработки и создания высокопрочных литейных магниевых сплавов, показали, что наиболее высокие механические свойства имеют сплавы систем, где основной легирующий компонент образует с магнием значительную область ограниченных твердых растворов, уменьшающуюся с понижением температуры, и, следовательно, допускает применение термической обработки. Практика подтверждает, что наиболее распространенные магниевые сплавы, обладающие высокой прочностью, относятся к системам Mg–Al–Zn. При этом наиболее высокие значения предела прочности при удовлетворительной пластичности достигаются в сплавах указанной системы, содержащих количество основного легирующего элемента близкое к пределу растворимости. Помимо этого более высокими значениями прочности и особенно пластичности, обладают сплавы, имеющие мелкозернистую структуру, что достигается модифицированием сплавов.

Получение листов из сплава МА2-1ПЧ применения в промышленности не нашло вследствие того, что трудно получить однородную мелкозернистую структуру и избавится от анизотропии. МА2-1ПЧ один из немногих магниевых сплавов, которые упрочняются термообработкой.

Данная работа посвящена изучению влияния всесторонней изотермической ковки и последующей изотермической прокатки на служебные свойства сплава МА 2–1ПЧ, а так же оценке его пластичности при повышенных температурах.

Методика проведения исследований

Образцы из исходного пересованного магниевого сплава МА21-ПЧ размером 50×50 мм^2 в поперечном сечении и 100 мм высотой были подвергнуты изотермической ковке с кантовкой при температуре 315°С с суммарной истинной степенью деформации e = 5,3. Затем полученные поковки с наиболее однородной и мелкозернистой структурой были разрезаны на пластины толщиной 12 мм, которые были изотермически прокатаны при температуре 275 °С до толщины 2 мм, суммарная степень

обжатия составила 80 %. Механические испытания проводились по схеме “растяжение” на универсальном динамометре “INSTRON-1185” в интервале температур 250…500 °С и скоростей деформации $10^{-2}…10^{-4}$ $с^{-1}$.

Исследование сплава МА2-1 ПЧ на термическую стабильность проводилось на образцах после механических испытаний как после статического, так и после динамического отжига в области захватов и рабочей части исследуемых образцов соответственно. Исследования проводились в интервале температур 250…500 ^{o}С при скорости деформации $5,6\times10^{-4}с^{-1}$. Количественные и качественные исследования микроструктуры проводились на электронном микроскопе “JEOL-2000EX” и на металлографическом микроскопе “NIKON L150”.

Результаты исследований и их обсуждение

Типичная микроструктура листового магниевого сплава МА2-1ПЧ в исходном состоянии и после термомеханической обработки (ТМО) включающей в себя всестороннюю изотермическую ковку и последующую изотермическую прокатку представлена на рис.1. Так если в исходном состоянии средний размер зерен составляет 7,3 мкм, то предложенный вариант ТМО позволяет сформировать в листах сплава МА2-1ПЧ однородную микроструктуру со средним размером зерна 3,1 мкм.

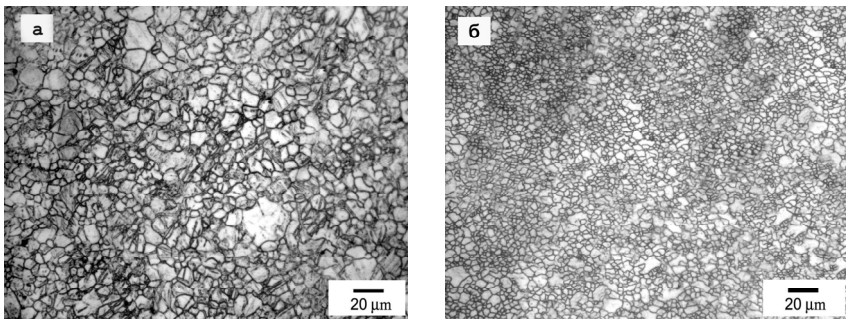


Рис. 1. Микроструктура сплава МА2-1ПЧ (*а*) – исходное состояние, (*б*) – после всесторонней изотермической ковки и последующей изотермической прокатки

На рис.2 представлены графики зависимости истинных напряжений течения от истинной степени деформации образцов из листового (прокатанного) магниевого сплава МА2-1ПЧ деформированных с постоянной скоростью деформации $5,6\times10^{-4}$ $с^{-1}$ в интервале температур 250…500 ˚С и при постоянной температуре 275 ˚С в интервале скоростей деформации $10^{-4}…10^{-2}$ $с^{-1}$.

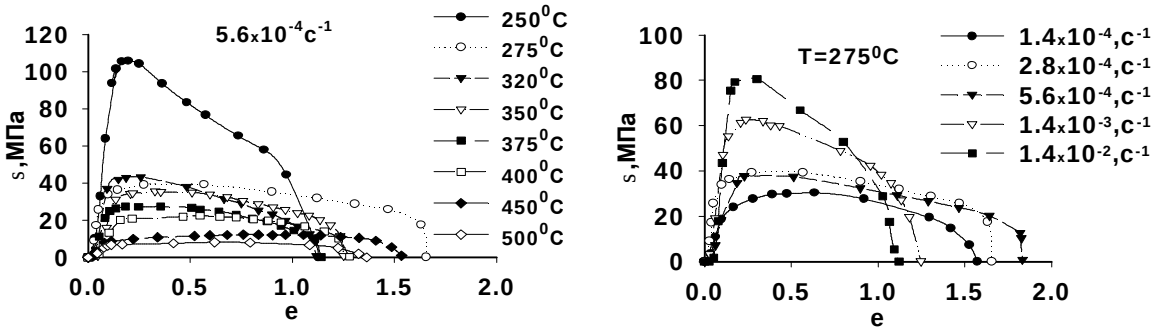


Рис. 2. График зависимости истинных напряжений течения от истинной степени деформации

Как видно на рис.2, при температуре выше 250 ^{o}С значительно падают пиковые напряжения, что связано с термической активацией аккомодационных процессов деформации. Этот эффект наблюдается также при уменьшении скорости деформации.

Наибольшее удлинение сплав МА2-1ПЧ показал при температуре 275 °С и скорости деформации $5{,}6 \times 10^{-4}$ $с^{-1}$, оно составляет δ = 300 % значение коэффициента скоростной чувствительности при этом составляет m = 0,4. Такое заметное увеличение пластичности при температуре 275 °С может быть вызвано увеличением роли ЗГП и началом множественного скольжения. При дальнейшем увеличении температуры наблюдается снижение механических характеристик, что связано с нестабильностью микроструктуры и приводит к неоднородному росту зерен.

Исследование поверхности образцов сплава МА2-1ПЧ после механических испытаний показало, что в результате деформации происходит интенсивное порообразование. Объемная доля пор на расстоянии 5 мм. от края образца составляет 2 % при температуре деформации 300°С и возрастает до 9 % при повышении температуры испытаний до 400°С. Столь интенсивное порообразование так же приводит к снижению ресурса пластичности магниевого сплава МА2-1ПЧ.

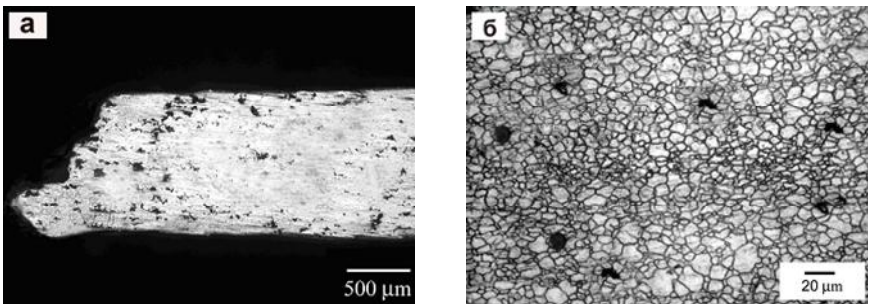


Рис. 3. (*а*) – порообразование после СПД при T = 275°С, (*б*) – микроструктура сплава МА2-1ПЧ после динамического отжига при T = 275 °С

Микроструктура после статического и динамического отжига остается стабильной вплоть до температуры 300°С. Дальнейшее повышение температуры приводит к значительному статическому и динамическому росту зерна, и ведет к формированию неоднородной микроструктуры. Коэффициент К, определяемый как отношение размера зерен в продольном направлении к поперечному направлению увеличивается с 1,1 при температуре 300 °С до 1,7 при температуре 500°С. При температуре 275°С соответствующей наибольшей степени деформации коэффициент К равен 1. Таким образом рост зерен при температуре испытаний свыше 300 °С уменьшает общий вклад ЗГП в процессе СП деформации вследствие уменьшения площади границ зерен, что в конечном итоге приводит к значительному снижению ресурса пластичности

Выводы

На основании проделанной работы были сделаны следующие выводы. Всесторонняя изотермическая ковка и последующая изотермическая прокатка, позволяет получить тонкие листы сплава МА21-ПЧ с однородной мелкозернистой структурой. Оптимальной для сверхпластической деформации (СПД) является температура 275°С и скорость деформации $5{,}6 \times 10^{-4}$ $с^{-1}$, при этом относительное удлинение составляет 300%, при этом режиме так же получено максимальное значение коэффициента скоростной чувствительности m равное 0,4.

Исследования поверхности разрыва показали, что на образцах показавших наибольшее удлинение наблюдается механизм разрушения, которое обусловлено образованием пор деформационного происхождения, причем с увеличением температуры испытаний объемная доля пор растет.

Список литературы

1. A. Galiyev, R. Kaibyshev and G. Gottstein, Acta Mater. Vol. 49 (2001), p. 1199

ИЗГИБНЫЕ КОЛЕБАНИЯ БАЛКИ ПЕРЕМЕННОЙ ДЛИНЫ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ С ДВИЖУЩИМИСЯ ГРАНИЦАМИ

Литвинов В. Л.

Филиал Самарского государственного технического университета, Сызрань
vladlitvinov@rambler.ru

Актуальность проблемы обусловлена тем, что в настоящее время вопросы надежности и прочности при проектировании машин и механизмов требуют все более полного учета динамических явлений, имеющих место в проектируемых объектах. Широкое распространение в технике механических объектов с движущимися границами обуславливает необходимость развития методов их расчета.

Рассмотрим резонансные свойства балки, изображенной на рис.1.

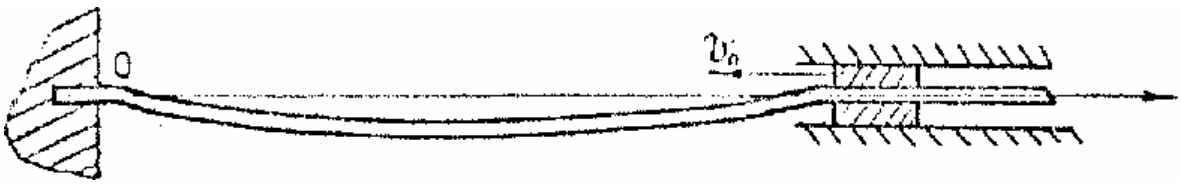


Рис. 1. Расчетная модель

При отсутствии демпфирующих сил, задачу о поперечных колебаниях балки можно поставить следующим образом:

$$a^2 U_{xxxx}(x,t) + U_{tt}(x,t) = 0; \tag{1}$$

$$U(0,t) = 0;\ U_x(0,t) = 0; \tag{2}$$

$$U(l_0(t),t) = B\cos W_0(w_0 t);\ U_x(l_0(t),t) = 0, \tag{3}$$

где $a^2 = EI/r$; $U(x,t)$ – поперечное смещение точки с координатой x балки в момент времени t; E – модуль упругости материала балки; r – линейная плотность массы балки; $l_0(t) = L_0 - v_0 t$ -закон движения правой границы; B, w_0 – постоянные величины; $W_0(z)$ – монотонно возрастающая функция; L_0 – начальная длина балки; v_0 – скорость движения границы.

Введем безразмерные переменные:

$$x = \sqrt{\frac{w_0}{a}}x;\quad t = w_0 t + j_0;\quad j_0 = \sqrt{w_0 a}/v_0 - w_0 L_0/v_0;$$

$$U(x,t) = BV(x,t).$$

Тогда исходная задача примет вид:

$$V_{\xi\xi\xi\xi}(\xi,\tau) + V_{\tau\tau}(\xi,\tau) = 0;$$

$$V(0,t) = 0;\quad V_x(0,t) = 0;$$

$$V(l(et),t)=\cos W(t);\quad V_x(l(et),t)=0,$$

где $l(et)=1+et;\quad e=-v_0/\sqrt{aw_0};\quad W(t)=W_0(t-j_0).$

Для решения задачи воспользуемся методом Канторовича–Галеркина. Решение при этом будет иметь вид:

$$V(x,t)=\sum_{n=1}^{\infty} m_n(t)X_n(x,et),$$

где $m_n(t)=A_{on}(et)y_n(t)$, а функция $y_n(t)$ удовлетворяет следующему уравнению, записанному с точностью до величин порядка e^2:

$$y_n''(t)+w_{0n}^2(et)y_n(t)=-\frac{w_{on}^2(et)Q_{n21}(et)}{A_{on}(et)}\cos W(t), \qquad (4)$$

где

$$X_n(x,et)=0,62\,[C_n(et)\sin(r_n(et)x)-\cos(r_n(et)x)-$$
$$-C_n(et)sh(r_n(et)x)+ch(r_n(et)x)];$$

$$C_n(et)=\frac{ch[r_n(et)l(et)]-\cos[r_n(et)l(et)]}{sh[r_n(et)l(et)]-\sin[r_n(et)l(et)]};$$

$$w_{0n}(et)=k_n^2/l(et);\quad k_n\approx pn+p/2;\quad r_n(et)=\sqrt{w_{0n}(et)};$$
$$Q_{n21}(et)=3{,}24(-1)^n/k_n;\quad A_{0n}(et)=1{,}61/\sqrt{l(et)}.$$

Заметим, что динамические моды X_n определяются с точностью до постоянного множителя. Здесь они выбраны таким образом, что $\max[X_n(x,et)]=1$.

Используя метод малого параметра, найдем два линейно независимых решения однородного уравнения, соответствующего (4):

$$y_{1n}(t)=a_n(et)\cos w_n(t);\quad y_{2n}(t)=a_n(et)\sin w_n(t),$$

где $a_n(et)=l(et)/k_n;\ w_n(t)=k_n^2/(el(et))$.

Получим следующую формулу для амплитуды колебаний, соответствующих n-ой динамической моде:

$$A_n^2(t)=E_n^2(et)\left\{\left[\int_0^t F_n(ez)\cos\Phi_n(z)dz\right]^2+\left[\int_0^t F_n(ez)\sin\Phi_n(z)dz\right]^2\right\},$$

где $E_n^2(et)=0,64\,l(et)/k_n^2;\ \Phi_n(z)=w_n(z)-W(z);\ F_n(ez)=2k_n^2/\sqrt{l^5(ez)}$.

Явление установившегося резонанса в рассматриваемой системе наблюдается, если $W(t)=w_n(t)$.

Возрастание амплитуды при этом описывается следующей формулой:

$$A_n(t) = E_n(et)\int_0^t F_n(ez)dz = 1{,}07\,k_n\frac{1}{e}\left(\sqrt{l(et)} - \frac{1}{l(et)}\right)$$

Исследуем поведение системы под действием гармонической нагрузки, когда $W(t) = t$, что в начальной постановке (см. (1), (2), (3)) соответствует действию возмущающей силы с частотой w_0. В этом случае, на интервале, содержащем точку $t_0 = (1-k_n)/e$, будет наблюдаться явление прохождения через резонанс. Формула для максимально возможной амплитуды здесь имеет вид:

$$A_n^2(t_1,t_2) = E_n^2(et_2)\left\{\left[\int_{t_1}^{t_2} F_n(ez)\cos\Phi_n(z)dz\right]^2 + \left[\int_{t_1}^{t_2} F_n(ez)\sin\Phi_n(z)dz\right]^2\right\}.$$

Данное выражение было исследовано на максимум с помощью ЭВМ. В результате найдена зависимость амплитуды колебаний, возникающих при прохождении через резонанс, от e (см. рис.2).

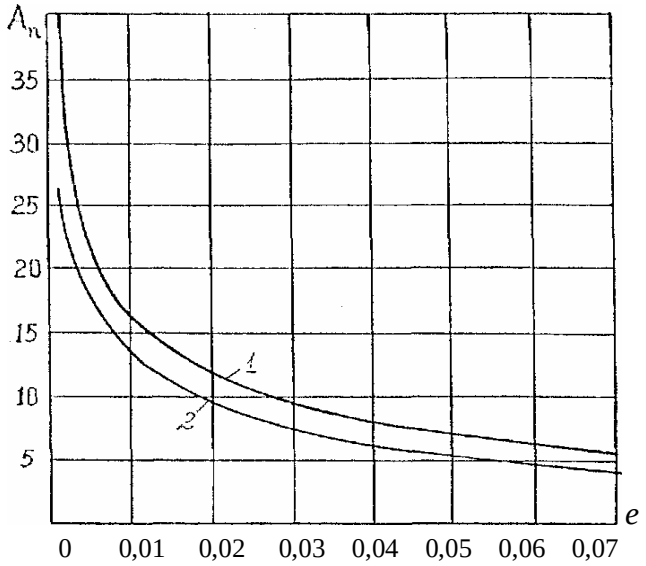


Рис. 2.

Приведенные графики наглядно показывают, что амплитуда колебаний при прохождении через резонанс на первой и второй динамических модах (соответственно кривые 1 и 2) возрастает при уменьшении e. Причем, при стремлении скорости к нулю, амплитуда стремится к бесконечности.

Список литературы

1. Анисимов В.Н. Исследование резонансных свойств одномерных механичес- ких систем с движущимися границами / Куйбышев. политехн. ин-т. Куйбышев, 1985.18 с. Деп. в ВИНИТИ 3.07.85. №4807-85.
2. Ястребов В.П. Автомодельные задачи динамического изгиба балок.- Прикладная механика и техническая физика, 1981, №1, с. 158-164.

ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ОТ ЭФФЕКТИВНОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ

Лесюк Е. А.
Московский государственный индустриальный университет
lesyuk@elsite.ru

Качество поверхностного слоя и методы его улучшения как научная и практически важная проблема уже давно привлекают внимание исследователей и производственников. Качество поверхностного слоя оказывает большое влияние на характеристики внешнего трения и износа, развитие усталостных явлений, коррозию, КПД машин, возникновение шумов и на другие параметры и характеристики машин. Поэтому качество поверхностного слоя является одним из главных факторов, определяющих долговечность деталей машин и инструментов. Одним из перспективных методов улучшения качества поверхности является ультразвуковая упрочняющая обработка.

Ультразвуковая обработка (УЗО) основана на использовании энергии механических колебаний инструмента – индентора. Колебания совершаются с ультразвуковой частотой 20 кГц и амплитудой колебаний 0,5–50 мкм. Энергия в зону обработки водится посредством статического усилия прижима инструмента к поверхности обрабатываемой детали. Технологическое оборудование для ультразвуковой обработки имеет постоянную структуру независимо от физико-механических свойств обрабатываемого металла: источник питания, аппаратура управления процессом обработки, механическая колебательная система, привод давления.

Нами выполнен комплекс теоретических и экспериментальных исследований, позволивший преобразовать стандартную технологию УЗО в новую технологию обработки массивных изделий из конструкционных и инструментальных сталей, со сложной геометрической формой. Технологическая схема УЗО дополнена специальной системой охлаждения обрабатываемой детали, обеспечивающей термическую стабильность формируемых в процессе обработки нано- и субмикрокристаллических структур с размером зерна 5–10 нм, что приводит к существенному повышению его твердости и прочности [1–4].

Для обоснования необходимости введения в технологическую схему УЗО нового оборудования проведены экспериментальные исследования влияния различных видов охлаждения при УЗО на структуру и физико-механические характеристики сталей, в частности на микротвердость. До настоящего времени не проводилось исследований влияния вида охлаждения, как технологического параметра, на процесс УЗО. Нами разработан экспериментальный стенд и выполнена серия экспериментов, позволяющих достоверно проанализировать влияние охлаждения на микротвердость конструкционных и инструментальных сталей.

Исследованы стали: ст 3, ст 45, 9ХС, Р18. Обработка экспериментальных образцов шириной 20 мм и толщиной 10 мм разной длины производилась на универсальном фрезерном станке, на суппорте которого фиксировался ультразвуковой инструмент. В процессе эксперимента при неизменных амплитуде колебаний 20 мкм, линейной скорости 0,3 м/мин, величине подачи 0,15 мм и диаметре индентора ультразвукового инструмента 10 мм, а также статической нагрузке (силе, прижимающей идентор к детали) 150 Н, менялся только вид охлаждения. Для получения результатов, позволяющих качественно оценить влияние вида охлаждения на процесс УЗО,

выбраны самые простые и показательные варианты охлаждения (естественное воздушное, естественное жидкостное, комбинированное).

Естественное воздушное охлаждение осуществляется без дополнительных затрат энергии и является наиболее простым, надежным и дешевым. Но использование этого способа возможно лишь при небольших тепловыделениях при обработке детали. Естественное жидкостное охлаждение обрабатываемой поверхности и рабочего инструмента заключалось в частичном их погружении в ванну с керосином. Съем теплоты осуществляется в процессе кипения керосина на охлаждаемой поверхности. Движение теплоносителя осуществляется за счет разности плотностей. Самым простым видом комбинированного охлаждения является СОЖ. В такой системе поток жидкости орошает нагретую поверхность. Охлаждение производится за счет испарения жидкости, конвективного теплообмена между охлаждаемой поверхностью, стекающей пленкой жидкости и воздуха. С точки зрения термодинамики такой вид охлаждения более эффективен, чем воздушный, но менее эффективен, чем жидкостной.

Результаты экспериментов показали, что вид охлаждения при УЗО существенно влияет на микротвердость обработанной поверхности. Для определения микротвердости применялся микротвердомер фирмы «Struers». Хорошая повторяемость и стабильность результатов измерений получена при нагрузке 100 г и времени воздействия 5 мин (рис. 1). Установлено, что микротвердость образца тем значительнее, чем термодинамически эффективнее способ охлаждения.

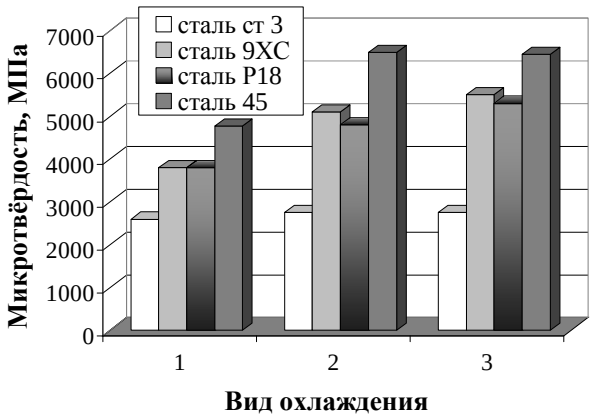
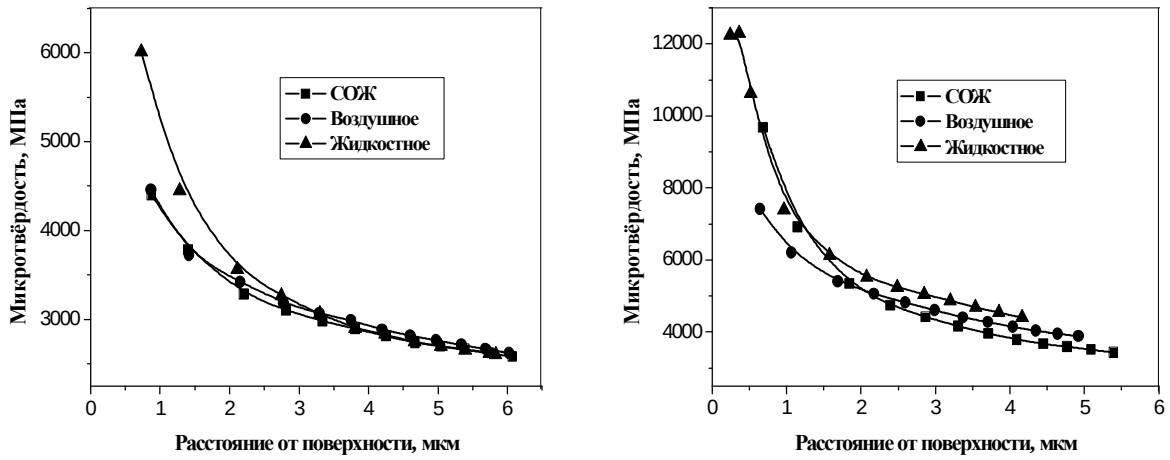


Рис. 1. Зависимость микротвердости исследуемых сталей от вида охлаждения (1 – воздушное, 2 – СОЖ, 3 – жидкостное)

Для изучения изменения микротвердости по глубине деформированного слоя применен метод микромеханических испытаний, основанный на непрерывной регистрации параметров процесса вдавливание жёсткого наконечника правильной формы (индентора) – нагрузки на индентор (F), диапазон изменения которой в данной серии испытаний 0–270 сН, глубины его погружения в материал (h) и времени (скорости) нагружения – метод кинетической микротвёрдости. Измерения проводились на автоматизированном комплексе МТИ-3М, включающем в себя: микротвердомер, микропроцессорный контроллер, видеотерминальное устройство, алфавитно-цифровое печатающее устройство. Результаты измерений микротвердости данным методом приведены на рис. 2.

Из рис. 1–2 видно, что для разных сталей рост микротвердости при переходе от воздушного к комбинированному способу охлаждения составляет в среднем 20%.

Замена же воздушного охлаждения жидкостным позволяет увеличить микротвердость в среднем на 35%.



а) *б*)

Рис. 3. Изменение кинетической микротвердости по глубине вдавливания индентора микротвердомера в ст 3 (*а*) и в сталь 9ХС (*б*) после УЗО с разными видами охлаждения.

Электронно-микроскопические исследования упрочненного слоя образцов показали, что при жидкостном охлаждении керосином по сравнению с использованием СОЖ, глубина проникновения упрочненного слоя возрастает на 20%. Применение в технологической схеме УЗО жидкостного охлаждения позволяет увеличить слой тонкой нанокристаллической структуры на поверхности деталей любых размеров и любой геометрии до 20–25 мкм.

Таким образом, представленные экспериментальные исследования показали, что вид охлаждения существенно влияет на микротвердость инструментальных и конструкционных сталей при УЗО.

Введение в технологическую схему УЗО системы охлаждения обрабатываемой детали позволяет увеличить микротвердость в 1,2–1,6 раза в зависимости от марки стали и вида охлаждения детали.

Список литературы

1. Алехин В.П. Физические закономерности поверхностной упрочняющей обработки материалов с использованием ультразвука. // Сб. тезисов XV Международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов» Тольятти, 2003.– с. 77-79.
2. Алехин В.П., Лесюк Е.А., Капранова А.И., Корнев Д.В., Прохоров А.И. Новая нанотехнология поверхностной упрочняющей обработки инструментальных сталей. // Труды 4 российско-японского семинара «Перспективные технологии и оборудование для материаловедения, микро- и наноэлектроники».–Астрахань, 2006.– АГУ. – С. 108-114.
3. Алехин В.П., Лесюк Е.А. Исследование влияния охлаждения рабочей пары инструмент-деталь при ультразвуковой упрочняющей обработке на структуру и прочностные свойства обработанных поверхностей. // Труды 5 российско-японского семинара «Перспективные технологии и оборудование для материаловедения, микро- и наноэлектроники».– Саратов, 2007.– СГПУ.– С. 309–314.

АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ ПЛАСТОМЕТРИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Двойников Д. А., Коковихин Е. А., Мазунин В. П., Потапов А. И.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург,
mazunina@imach.uran.ru

Важное место в поисках путей повышения долговечности материалов и надежности изделий занимает моделирование технологических процессов их изготовления, в том числе, обработки металлов давлением (ОМД). Решение теоретических и практических задач ОМД базируется на результатах определения сопротивления деформации (σ_s) образцов металлов и сплавов [1,2]. Повышение достоверности и пополнение базы данных по σ_s является важным и актуальным. Для этой цели наиболее распространена осадка образцов на пластометрах, на которых можно обеспечить большие деформации с заданной скоростью [2].

В Институте машиноведения УрО РАН используется пластометр оригинальной конструкции с жесткой станиной и кулачками соответствующего профиля. Он позволяет определять σ_s в большом диапазоне степеней деформации при осадке (5…80 %), температур (20…1400^{o}C) и скоростей деформации (1×10^{-1}…4×10^{1} c^{-1}) при усилиях в процессе деформации до 10^3 кН.

Для повышения точности воспроизведения заданных режимов испытания образцов, расширения диапазона этих режимов и повышения достоверности результатов испытаний создан на базе этого пластометра автоматизированный пластометрический комплекс: установлены современный тиристорный преобразователь с программируемыми регуляторами (Simoreg фирмы Siemens), более мощный двигатель постоянного тока (90 кВт), система сбора и обработки информации (СОИ) с использованием программно-аппаратных средств (ПЭВМ).

На рис.1 показан полный состав комплекса, включая средства СОИ. Связи в комплексе показаны линиями с указателями: двойные – информационные, сплошные – передача энергии, пунктирные – маршруты оператора при работе.

Равномерность осадки достигается применением полированных бойков и специальных смазок, позволяющих снизить до минимума силы трения образца о бойки. Нагрев образцов с точностью 1^{o}C осуществляется в двух печах с цифровыми терморегуляторами. Параметры осадки фиксируются оригинальными датчиками положения, месдозой, ходомером, тахометром.

Повышенная точность испытаний достигается, благодаря широкому диапазону скоростей до 1:1000 с поддержанием скорости на нижнем уровне с погрешностью не более 3 % при любой нагрузке. Предусмотрена коррекция угловой скорости кулачка средствами электропривода по ходу осадки образца. Реализованы узлы повышения быстродействия на основе разработок новых нелинейных систем [3] с учетом упругости в передаче от двигателя к кулачку.

В состав СОИ входят стандартные аналого-цифровые преобразователи (модуль ввода PCI-1713), программное обеспечение фирмы Advantech. На базе ПЭВМ и стандартного программного пакета GeniDAQ реализованы циклы сбора информации 5 мс и более с графическим отображением в реальном масштабе времени, что применимо для малых и средних скоростей деформации образцов.

Пакет GeniDAQ имеет модульно-ориентированную архитектуру и содержит: блоки функциональных узлов, связей между ними и средств управления; программы для разработки новых блоков, формирования массивов данных.

Для повышенных скоростей деформации разработан оригинальный пакет Win-DAQ на основе блоков GeniDAQ. Достигнуто сокращение циклов до 0,1 мс.

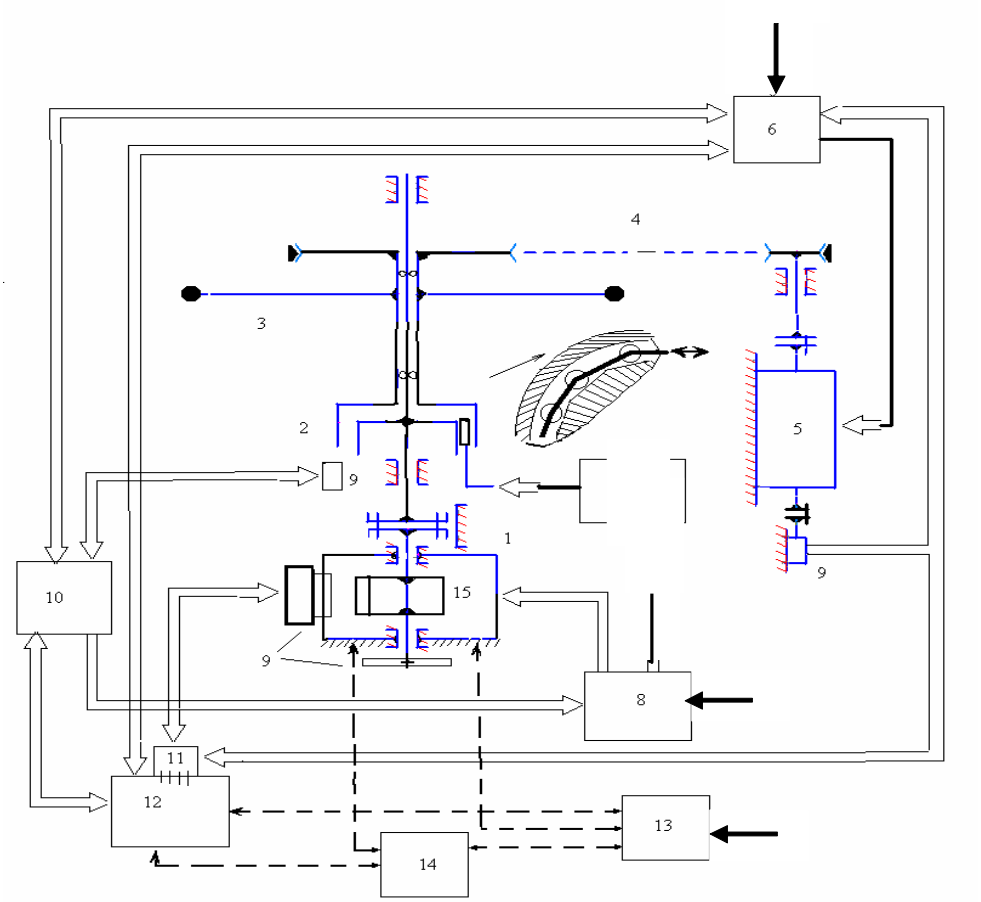


Рис. 1. Автоматизированный пластометрический комплекс. 1 – станина с технологическими узлами; 2 – муфта с механизмом сцепления; 3 – вращающийся вал с маховиком; 4 – редуктор со сменной ремённой передачей; 5 – электродвигатель; 6 – цифровой комплект электропривода; 7 – электродвигатель узла сцепления муфты (электромагнит); 8 – тиристорный блок; 9 – датчики и измерители; 10 – пульт управления; 11 – устройства сопряжения с компьютером; 12 – система сбора и обработки информации (ПЭВМ); 13 – нагревательные печи с терморегуляторами; 14 – стеллаж для подготовки пакетов с образцами; 15 – вал с муфтой предельного момента и с обоймой для кулачков.

Примером представления результата испытания каждого образца является диаграмма на рис.2, *а* также файл с массивом данных для табличного редактора.

Как известно [1], σ_s является сложной функцией степени, скорости и температуры деформации. Если в интервале вариации влияющих факторов не происходит скачкообразного изменения σ_s, то справедлива зависимость

$$\sigma_s = A \times u^{\alpha} \times \varepsilon^{\beta} \times \exp(\gamma \times \theta), \qquad (1)$$

где A, α, β, γ – опытные константы, u, ε , θ – интенсивность скоростей деформаций, степень деформации и температура деформации, соответственно. После логарифмирования выражение (1) преобразуется к виду

$$\ln\sigma_{\sim s} = \alpha \ln u + \beta \ln\varepsilon + \gamma\theta. \qquad (2)$$

Зависимость (2) можно представить в виде уравнения регрессии

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^{n} b_i x_i + \sum_{i=1;i\neq j}^{n} b_{ij}\, x_i x_j + \sum_{i=1}^{n} b_{ii}\, x_i^2, \qquad (3)$$

где y – определяемый показатель; b_0, b_i, b_{ij}, b_{ii} –коэффициенты уравнения регрессии, устанавливаемые расчетом; x_i, x_j, x_{ij} - кодированные значения переменных, характеризующие термомеханические параметры, их парные взаимодействия и квадратичные эффекты.

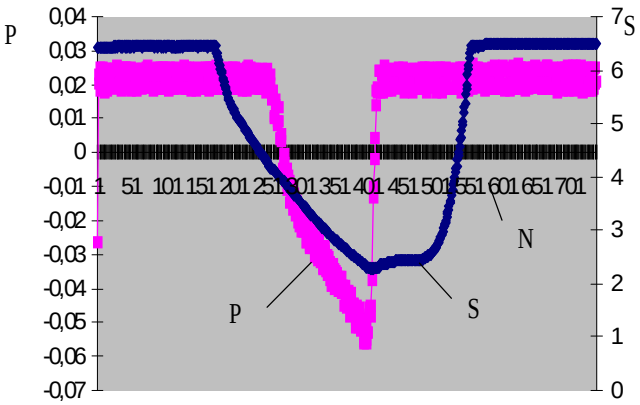


Рис. 2. Результат испытания. P – усилие (Вольт), S – ход ползуна (Вольт), N - номер интервала записи

Для определения коэффициентов искомой модели может быть применена методология факторного планирования эксперимента, в частности, центральный композиционный план второго порядка, предложенный Боксом.

В качестве примера использования этой методологии ниже представлены результаты исследования σ_s литой стали типа 55ГС на автоматизированном комплексе. Условия проведения опытов представлены в табл.1.

Таблица 1. **Уровни факторов и условия реализации опытов**

Наименование уровней факторов	Факторы (термомеханические параметры)		
	Температура деформации, x_1, °C	Скорость деформации, x_2, c^{-1}	Степень деформации, x_3
Нулевой уровень «0»	1000	10	0,35
Верхний уровень «+1»	1100	15	0,50
Нижний уровень «-1»	900	5	0,20
Уровень «+1,682»	1150	20	0,60
Уровень «-1,682»	850	1	0,10

После расчета коэффициентов уравнения (3), проверки значимости и исключения незначимых коэффициентов (b_{11}, b_{12}, b_{13}, b_{23}) получена обобщенная зависимость для сопротивления деформации литой стали типа 55ГС:

$$\sigma_s = \exp\{2{,}915 - 0{,}286[(\theta - 1000)/100] + 0{,}0968[(\ln u - 2{,}159)/0{,}549] + \rightarrow$$

$$\rightarrow + 0{,}0875[(\ln\varepsilon - 3{,}454)/0{,}458] - 0{,}121[(\ln u - 2{,}159)/0{,}549]^2 - 0{,}069[(\ln\varepsilon - 3{,}454)/0{,}458]^2\}.$$

Она справедлива для дискретных значений параметров в следующих интервалах варьирования: $800^oC \le \theta \le 1200^oC$; $1c^{-1} \le u \le 30\ c^{-1}$; $5\% \le \varepsilon \le 70\%$.

Полученную зависимость путем преобразований можно привести к известной инженерной для σ_s (МПа): $\sigma_s = 1195{,}7 \times e^{0{,}191} \times u^{0{,}176} \times e^{0{,}0286\theta}$, что подтверждает высокую надёжность опытных данных.

Таким образом, применение современного автоматизированного пластометрического комплекса позволяет с высокой степенью надежности определять сопротив-

ление деформации сталей различных марок при заданных термомеханических параметрах процесса обработки давлением.

Список литературы

1. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации. Справочник. М.:Металлургия, 1983, 352 с.
2. Мигачёв Б.А. Сопротивление деформации в механике обработки давлением. Екатеринбург: УрО РАН, 1997. – 176 с.
3. Мазунин В.П. Быстродействующие электроприводы с замкнутыми системами регулирования и управления. -Екатеринбург: УрО РАН, 2003, 420 с.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО АЛЮМИНИЯ

Савенко В. С.

УО «Мозырский государственный педагогический университет им. И.П. Шамякина», г. Мозырь, Беларусь
savenko-vl@rambler.ru.

Металлы деформируются за счет рождения и перемещения дислокации или подвижных линейных дефектов кристаллической решетки. Изменяя состояние электронной подсистемы металла, воздействуя на него электромагнитным полем, можно активно влиять на условие движения дислокации, тем самым меняя служебные характеристики, пластичность и прочность.

Использование тока высокой плотности в зоне деформации технически важных электропроводящих материалов позволяет интенсифицировать процесс обработки их давлением.

Алюминиевая катанка марки АКЛП-5 ПТ полутвердая с максимальным сечением 196 мм^2 (d = 14 мм) подвергалась электропластическому волочению на волочильном станке СМВ-1-9М4. В процессе волочения осуществлялся подвод импульсного тока к алюминиевой проволоке для каждой волоки, установленной на волочильном стане, согласно технологического маршрута волочения (максимальное количество волок – 9). Импульсы тока подавались генератором мощностью 70 кВт. Электрическое сопротивление каждого контактного узла электропластического волочения при натянутой алюминиевой проволоке не превышало значения R = 0,005 Ом.

Применялись следующие режимы волочения: обычное волочение без подвода тока; электропластическое волочение с импульсным током до 1000 А/мм^2, пропускаемым через зону деформации, при полярности плюс источника тока до зоны деформации; тоже с полярностью минус источника тока до зоны деформации.

Электрическое сопротивление метровых образцов проволок измерялось по мостовой компенсационной схеме на УПИП-60 М (класс точности 0,1), а удельное электросопротивление рассчитывалось по усредненному диаметру проволоки, измеренному микрометром (с точностью до 1 мкм). Механические свойства – разрывное усилие и относительное удлинение – измерялись на разрывной машине РМУ-0,05 с точностью 1% (относительное удлинение определялось на базе 200 мм). Рентгеноструктурные исследования проводились дифрактометром ДРОН-4 на медном излучении.

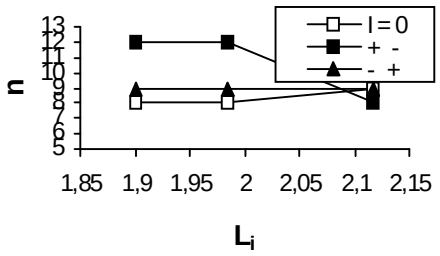


Рис. 1. Зависимость числа перегибов (n) от истинного сужения $(L)_i$

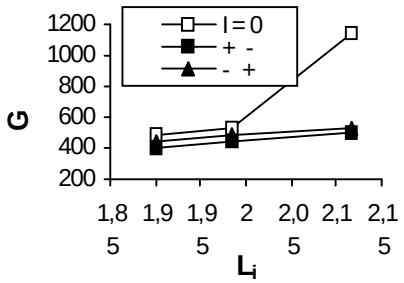


Рис. 2. Зависимость временного сопротивления (G) от истинного сужения (L_i)

Изучение зависимости числа перегибов n от истинного сужения $L_i = d_o/d_n$, где d_o–начальный диаметр проволоки, d_n – диаметр проволоки после n-перегиба (рис. 1) показало, что наложение импульсного тока на зону деформации во время электропластического волочения деформационного алюминия приводит к увеличению числа перегибов. С ростом глубины проработки током материала, т.е. с уменьшением диаметра проволоки, эффект возрастает и наиболее выражен при полярности плюс источника тока до зоны деформации.

Этот вывод подтверждает и зависимость временного сопротивления G от истинного сужения $L_i = d_o/d_n$ (рис. 2). Как видно из анализа графиков, при электропластической деформации на последнем этапе волочения L_i более чем в 2 раза меньше, чем без тока.

Таким образом, наложение импульсного тока на зону деформации во время электропластического волочения приводит к изменению деформационных процессов и, как следствие, влияет на механические характеристики алюминиевой проволоки после деформации, что приводит к уменьшению металлоемкости, сокращению энергетических затрат в технологическом процессе.

Электропластическая деформация изменяет внутреннюю структуру деформируемых материалов. В результате рентгеноструктурных исследований получено, что деформация в режиме электропластического волочения дает более равновесную структуру, чем обычное волочение. При деформации полярностью плюс источника тока до зоны деформации происходит более существенное измельчение структуры, и деформация осуществляется при больших микроискажениях.

На фотографиях приведены изображения продольных шлифов образцов полученных после деформации без тока (рис. 3) и с током полярностью плюс источника тока до зоны деформации (рис. 4). Под влиянием тока большой плотности происходит измельчение микроструктуры шлифа. Размеры зерен алюминиевой проволоки, деформированной без тока, на много больше, чем с током, что свидетельствует о достаточно высоком уровне остаточных напряжений. Измельчения зерен тем выше, чем больше плотность тока. По мере нарастания деформации происходит дробление зерен с уменьшением фрагментации, также увеличивается разориентация зерен. Формируются размытые текстурные максимумы, характерные для мелких зерен и блоков. Импульс электрического тока, проходящий через деформационное поле проволоки во время волочения, приводит к повышению пластичности исследуемых образцов, зерна в большей степени деформируются и приобретают неравноосную форму. Деформированные зерна располагаются своим минимальным сечением параллельно плоскости шлифа. При этом растет степень совершенства аксиальной текстуры алюминиевой проволоки.

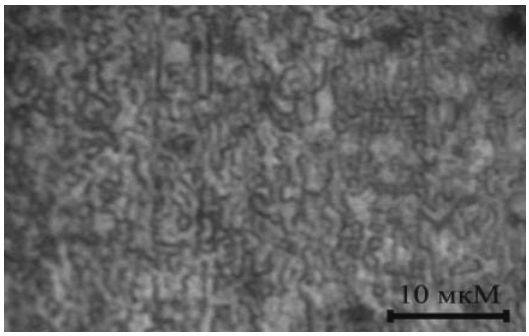


Рис. 3

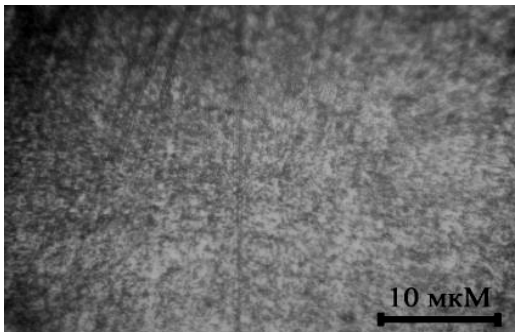


Рис. 4

Микроструктура деформированной волочением алюминиевой проволоки.
Без тока (рис. 3), с импульсом тока 1000 А/мм^2, длительностью 10^{-4} с (рис. 4)

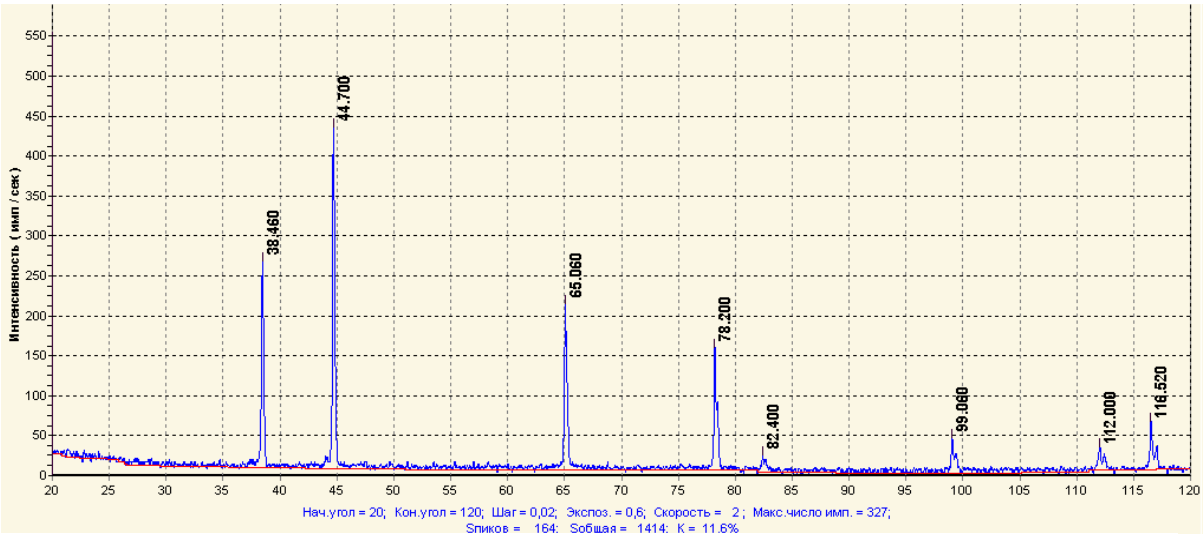


Рис. 5. Рефрактограмма для деформационного алюминия, деформированного током с параметрами перехода 2,64-2,48 мм при направлении тока от плюса к минусу

Микроискажения в поперечных шлифах проволок, протянутых при направлении тока от плюса к минусу, составляют $0{,}74*10^{-4}$, при направлении тока от минуса к плюсу $1{,}34\ 10^{-4}$, деформация проволок по режиму от плюса к минусу дает меньшее искажение в проволоке, чем при направлении тока от минуса к плюсу, что хорошо согласуется с теоретическими представлениями теории электропластичности.

Таблица 1

№ образца	Параметры перехода (мм.)	Параметр кристаллической решетки (*a*), Å	Размер блоков (*D*), Å	Микроискажения (ε),Å
16 +→ -	2,64 – 2,48	4,0540	611,58	0
17 - → +	2,64 – 2,48	4,0535	627,58	$1{,}20*10^{-4}$
18 (без тока)	2,64 – 2,48	4,0540	598,28	-
19 +→ -	2,48 – 2,37	4,0543	423,97	$0{,}74*10^{-4}$
20 - → +	2,48 – 2,37	4,0532	490,22	$1{,}97*10^{-4}$

Размеры областей когерентного рассеяния максимальны у образцов, деформированных при токе от минуса к плюсу, минимальны при деформации от плюса к минусу, при отсутствии тока имеют промежуточное значения. Таким образом, можно сделать вывод, что деформация по режиму от минуса к плюсу дает более равновесную структуру, чем деформация без тока, деформация по режиму от плюса к минусу- наиболее искаженную структуру. При деформации от плюса к минусу происходит более существенное измельчение структуры, и деформация осуществляется при больших микроискажениях (см. таблицу 1).

Список литературы

1. Савенко В.С.. Механическое двойникование и электропластичность металлов в условиях внешних энергетических воздействий. - Мн.: БГУ, 2003. - 200с.
2. Savenko, V.S. Influence of electroplastic deformation on physicomechanical characteristics of deformation aluminum. // First Russia-China Joint Symposium on the electroplasticity effect in metals Shenzhen, China, May 31 – June 4, 2007.
3. Савенко, В. С., Троицкий, О. А. Влияние электропластического волочения на физико-механические характеристики деформационного алюминия. // «XVII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 90-летию со дня рождения профессора А.Н. Орлова»: Тез. докл. междунар. науч.-технич. конф. – Санкт-Петербург: ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, 2007.
4. В.И. Спицын, О.А. Троицкий. Электропластическая деформация металлов. - М.: Наука, 1985. - 160с.

РАСЧЕТ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В РАМКАХ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

Шоркин В. С., Фроленкова Л. Ю.

Орловский государственный технический университет
Орел, Россия
Lara@ostu.ru

Расчет энергии адгезии твердых материалов сложного химического состава при минимальном количестве экспериментально определенных, необходимых для этого, параметров является актуальной задачей ввиду широкого распространения тонкопленочных покрытий, сложных композитов, клеевых соединений в машиностроении и приборостроении.

В основе процессов формирования поверхностной энергии и энергии адгезии лежат электрические явления [1, 2]. Однако, существующие методы расчета поверхностной энергии и энергии адгезии, основанные на учете этого [3, 4], не позволяют применять их для материалов сложного химического состава и структуры.

Одним из выходов из этой ситуации является переход от дискретного описания среды к континуальному и использование для оценки поверхностной энергии упругих тел и энергии их адгезии количественных оценок в рамках соответствующей модели среды изменений энергии упругих деформаций, сопровождающих процессы образования свободных поверхностей и вступление тел в состояние адгезии. В расчетах, основанных на учете изменений электрической энергии предполагается, что

эти изменения в изотермических обратимых процессах равны изменению свободной энергии тела при образовании у него свободной поверхности, если рассчитывается поверхностная энергия, и равны изменению суммарной свободной энергии тел, если они вступают в адгезионный контакт. Эти изменения равны работе внутренних электрических сил на соответствующих относительных перемещениях частиц, как положительно заряженных, так и отрицательно заряженных. Известно [3], что распределения отрицательных зарядов, по крайней мере, в металлах, определяется полем, созданным положительно заряженными ядрами, по перемещениям которых судят о деформации любого тела. Следовательно, перемещения отрицательных зарядов определяются перемещениями положительных зарядов.

Внутренние упругие силы являются математической моделью реальных электрических обобщенных сил, совершающих работу на перемещениях положительно заряженных ядер. Поэтому естественно допустить, что их работа равна работе электрических сил, которая, в свою очередь, равна соответствующим изменениям свободной энергии изучаемых тел.

Необходимая теория упругости построена и представлена в работе [5]. Она основана на следующих представлениях.

- Механические свойства материала в любой части тела одни и те же. Возникновение особенностей вблизи границы является проявлением этих свойств, вызванных ее присутствием.

- Поскольку однородное состояние материала возможно лишь на значительном удалении от границы в глубине тела, для исключения влияния границы допускается, что любое тело получается выделением из бесконечно протяженной однородной среды.

- Так же, как и для реальной дискретной структуры твердого тела, для его континуального приближения допускается, что любые две бесконечно малые частицы взаимодействуют посредством потенциальных сил, находясь на любом относительном расстоянии.

- Потенциал взаимодействия пропорционален их объемам. Он не является суммой потенциалов взаимодействия пар атомов, составляющих эти частицы, и нуждается в экспериментальном определении, а при построении теории считается известным.

Для относительного смещения двух бесконечно малых частиц среды считается справедливым представление в виде ряда Тейлора по внешним степеням радиус-вектора положения одной частицы относительно другой. Это позволяет перейти от нелокального описания напряженно-деформированного состояния к градиентному.

Для потенциала межчастичного взаимодействия предложено использовать двухпараметрическое выражение, являющееся аналогом потенциала Морзе. Параметры определяются на основании опытных данных для соответствующего материала. Этими данными для модели материала второго порядка являются значения модуля Юнга и среднее межатомное расстояние.

Опираясь на них, поверхностная энергия W_p полубесконечного тела B вычисляется по формуле

$$W_p = \int_0^\infty \omega(x)dx,$$

где x – координата, отсчитываемая от плоской поверхности тела в его глубину; $\omega(x)$ – объемная плотность изменения внутренней энергии упругих деформаций, которая рассчитывается путем решения соответствующих задач о напряженно-деформированном состоянии полубесконечного тела $B^{(k)}$ ($k = 1, 2$ – номер тела), а

также сопряженной задачи для объединенного тела $B = B^{(1)} \mathbf{U} B^{(2)}$, когда на границе контакта выполняется требование не только непрерывности поля перемещений, но и его дифференцируемости по координате, нормальной к поверхности контакта.

Формула для расчета энергии адгезии имеет вид:

$$F_a = \frac{W_p^{(1)} W_p^{(2)} (k^{(1)} + k^{(2)})^2}{W_p^{(1)} k^{(2)2} + W_p^{(2)} k^{(1)2}}; \quad k^{(j)} = \frac{\nu^{(j)}}{1 - \nu^{(j)}},$$

где $\nu^{(j)}$ – коэффициент Пуассона для материала тела с номером j, j = 1, 2.

Результаты расчета энергии адгезии на основании учета электрических взаимодействий и изменений упругих деформаций в рамках градиентной модели второго порядка представлено в таблице.

Таблица

Состав системы	Энергия адгезии	
	по данным [4]	расчет по теории упругости
Cu–Al	2,75	2,262
Cr–Fe	4,85	8,505
Fe–Cu	4,00	3,180

Теоретические расчеты энергии адгезии, произведенные различными методами, близки по своим значениям и коррелируют между собой. Это дает основание для утверждения о том, что исходные предпосылки о замене расчета изменений свободной энергии, происходящих при образовании свободной поверхности упругих тел и вступлении их в адгезионный контакт, как изменение электрической энергии, на расчет тех же величин, как изменений упругой энергии, являются правильными.

Список литературы

1. Дерягин, Б. В. Адгезия твердых тел / Б. В. Дерягин, Н. А. Кротова, В. Л. Смилга. – М.: Наука, 1973. – 280 с.
2. Ландау, Л. Д. Статистическая физика / Л. Д. Ландау, В. М. Лифшиц. – М.: Наука, 1976. – 477 с.
3. Партенский, М. Б. Самосогласованная электронная теория металлической поверхности / М. Б. Партенский. // Успехи физических наук. – 1979. – Т. 128. – Вып. 1. – С. 69 – 106.
4. Вакилов, А. Н. Адгезия металлов и полупроводников в рамках диэлектрического формализма / А. Н. Вакилов, М. В. Мамонова, В. В. Прудников. // Физика твердого тела. – 1997. – Т. 39. – № 6. – С. 964 – 967.
5. Шоркин В. С. Модель сплошной упругой среды, основанная на представлении о дальнодействующем потенциальном взаимодействии ее частиц // Упругость и неупругость. Под ред. И. А. Кийко, Р.А. Васина, Г. Л. Бровко. – М.: Ленанд, 2006. – С. 271 – 282.

ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Сергиенко В. П., Купреев А. В., Свиридова В. В.*, Алешкевич Н. А.*

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, Гомель, Беларусь
**Гомельский государственный университет им Ф. Скорины, г. Гомель, Беларусь*
sergienko_vp@mail.ru

Фрикционные диски (рис. 1) для тормозных устройств и трансмиссий мобильных машин получают методом прямого прессования, в ходе которого фрикционные композиционные накладки приформовывают к металлическому каркасу диска. Основной трудностью при изготовлении фрикционных дисков являются значительные остаточные напряжения в материале фрикционной накладки, приводящие, с течением времени, к появлению трещин и нарушению сплошности композита или адгезионного слоя между каркасом и накладкой. Кроме того, в сформированной металлокомпозиционной системе возникают начальные касательные напряжения, которые, суммируясь с эксплуатационными в условиях возрастания теплонагруженности материалов трущихся твердых тел, приводят к пиковому возрастанию касательных напряжений и могут вызвать отслоение композита. Причины этого явления очевидны – различие механических и теплофизических характеристик композита и металлической арматуры [1].

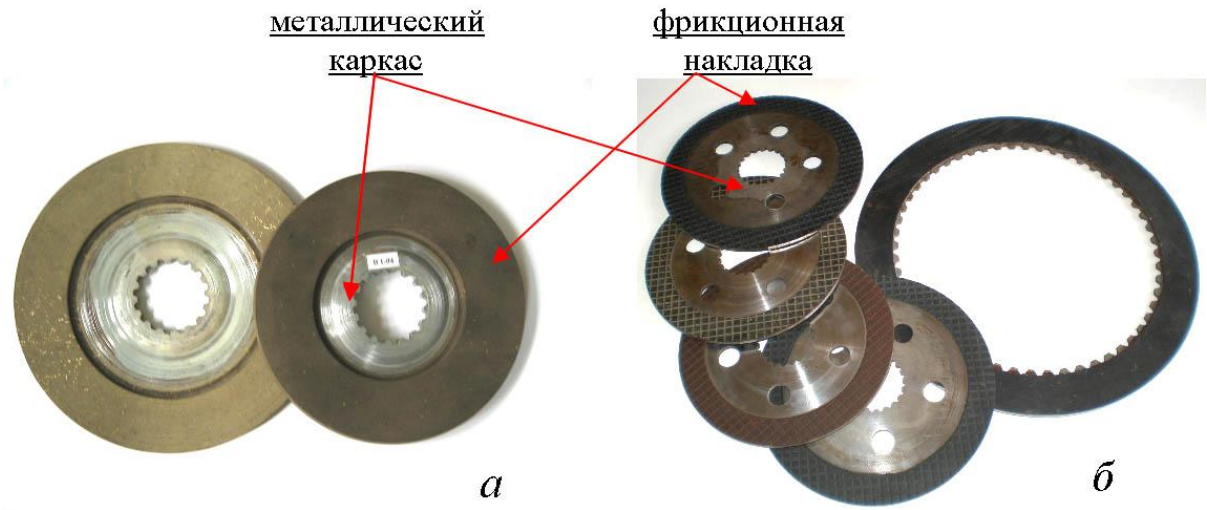


Рис. 1. Фрикционные диски для тормозных устройств и трансмиссий мобильных машин: *а* – для работы в условиях трения без смазочного материала, *б* – для работы в масле

Особенно это необходимо учитывать при использовании фрикционных композитов с жесткой полимерной матрицей, а также при изготовлении фрикционных дисков, предназначенных для работы в среде масла (например, в конструкциях многодисковых маслоохлаждаемых тормозов или фрикционов гидромеханических коро-

бок перемены передач автомобилей), толщина фрикционного слоя у которых значительно (до 10 раз) меньше толщины металлического каркаса [2].

Решение проблемы механической совместимости в системе «металл–полимерный композит» в общем случае сводится к решению трех взаимосвязанных задач – материаловедческой, технологической и конструкторской. В данной работе сделана попытка использования такого подхода для снижения уровня дефектности и выявления причин и механизма образования трещин при изготовлении тормозных дисков с приформованными фрикционными накладками, в частности, изучено влияние конструктивных особенностей тормозного диска на напряженное состояние фрикционных полимерных накладок и предложены пути решения оптимизационной задачи по критерию минимума остаточных термических напряжений.

Исследования проводились численно с использованием метода конечных элементов, позволяющего учесть физические и геометрические особенности задачи [3]. При построении конечно-элементной модели использован 10-узловой пространственный конечный элемент. Расчет термических напряжений основан на решении динамической связанной задачи термоупругости. Уравнение теплопроводности, описывающее нестационарный тепловой режим в объеме, имеет вид

$$\rho c\left(\frac{\partial T}{\partial t}+\{v\}^T\{L\}T\right)+\{L\}^T\{q\}=\Phi \qquad (1)$$

Начальными условиями для уравнения (1) являются температуры тела в момент времени $t=0$. Охлаждение диска при конвективном теплообмене можно выразить в виде

$$\{q\}^T\{h\}=-h_f(T_B-T_S) \qquad (2)$$

Значения напряжений определены из известного соотношения теории упругости

$$\{\sigma\}=[D](\{\varepsilon\}-\{\varepsilon^{th}\}) \qquad (3)$$

Начальные и граничные условия определялись, исходя из условия симметрии конструкции и параметров технологического процесса прессования тормозного диска, включающего выдержку его под давлением при заданной температуре и последующее охлаждение детали на воздухе. Температура и время охлаждения задаются и оптимизируются, исходя из критериев минимизации энергетических затрат технологического процесса.

На рис. 2, *а, б* представлены распределения эквивалентных напряжений на наружной и внутренней сторонах фрикционной накладки для базовой и оптимизированной конструкций металлического каркаса, содержащего по шесть симметричных отверстий и пазов (конструкция *а*), и шесть пазов без отверстий (конструкция *б*).

Видно, что пазы и отверстия в несущем металлическом каркасе, выполненные для увеличения надежности фиксации накладок на диске, являются концентраторами напряжений. Зона максимальных напряжений локализована на внутренней кромке фрикционной накладки, что, вероятно, может вызывать отслоение накладки от металлического диска.

Изменение конструкции металлической основы (исключение отверстий) позволило существенно снизить остаточные напряжения (уровень снижения напряжений

достиг более 20%) и, тем самым, снизить уровень дефектности изделий за счет нарушения сплошности фрикционного слоя деталей. Результаты расчетов реализованы в изделиях и запатентованы.

а *б*

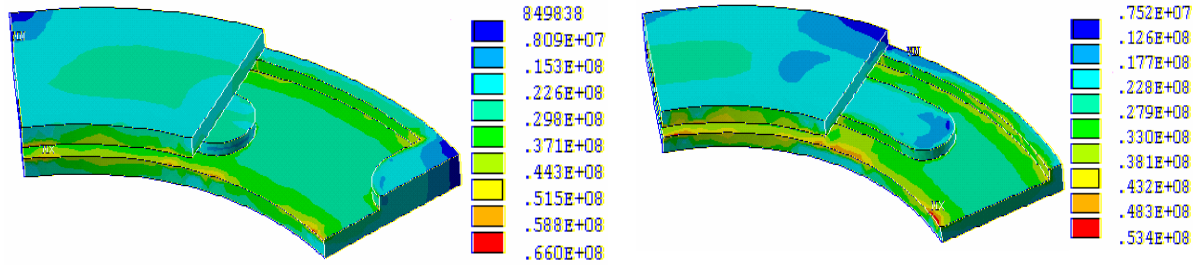


Рис. 2. Цветокодированное изображение распределения эквивалентных напряжений по Мизесу на внешней контактной и внутренней, сопрягаемой с металлической основой, поверхностях фрикционной накладки для базовой *(а)* и оптимизированной *(б)* конструкции (шкала градаций цвета соответствует указанным значениям напряжения в Па)

При принудительном разрушении приформованных накладок были обнаружены участки с низкой адгезией между накладкой и металлической основой. Визуальный анализ накладок, треснувших под действием остаточных напряжений, показал, что трещина зарождается и распространяется преимущественно в области между отверстием и пазом.

Таким образом, анализ результатов расчетов напряжений и деформаций в тормозном диске показывает, что оптимизация конструкции изделия позволяет существенно снизить уровень остаточных напряжений и, тем самым, без изменения состава, структуры и свойств фрикционного материала, повысить показатели качества и безопасности металлополимерных фрикционных изделий.

Обозначения

c – удельная теплоемкость материала; ρ – плотность материма; T – температура; T_B – температура окружающей среды; T_S – температура на поверхности тела; t – время; h_f – коэффициент теплоотдачи; $\{L\}$ – векторный оператор; {v} – вектор скорости тепломассопереноса; $\{q\}$ – вектор теплового потока; {q} – мощность внутренних источников теплоты; {η} – вектор внешней нормали к поверхности; {σ} – вектор напряжений; {ε} – вектор деформаций; $\{\varepsilon^{th}\}$ – вектор температурных деформаций; $[D]$ – матрица упругости; $'T$ – время охлаждения.

Список литературы

1. Сергиенко В.П., Ткачев В.М., Столяров А.И., Жук В.В. Численное моделирование напряженного состояния тормозного диска. Ч.1. Влияние конструкции и технологических режимов изготовления // Трение и износ. Т.21, № 3, 2000 г., с. 285-290.
2. В.П. Сергиенко, В.В. Жук, В.А. Лещев, А.В. Купреев. Экологически безопасные фрикционные материалы для тормозов и трансмиссий тракторов // Тракторы и сельскохозяйственные машины. №12, 2006г. с. 13-15
3. ANSYS Theory Reference. Ninth Edition. SAS IP Inc.

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ЭПОКСИДНЫХ СВЯЗУЮЩИХ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ОРГАНО-, СТЕКЛОПЛАСТИКОВ И ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТЬЮ, ДЕФОРМАТИВНОСТЬЮ И ТЕПЛОСТОЙКОСТЬЮ

Федосеев М. С., Терешатов В. В., Державинская Л. Ф., Москвичев А. Н.*

Институт технической химии Уральского отделения РАН, г. Пермь,
msfedoseev@mail.ru
** Нижегородский филиал Института Машиноведения им. А.А. Благонравова, РАН, г. Н. Новгород*

Эпоксидные связующие находят широкое применение для изготовления органо- и стеклопластиковых материалов, которые используются в авиакосмической и ракетной технике, в автомобиле- и судостроении, электротехнике [1], а в последнее время в нефтегазовом комплексе при строительстве продуктопроводов [2]. Органо-, стеклопластики на основе термореактивных связующих, в том числе эпоксидных, относятся к высокопрочным, высокомодульным полимерным армированным материалам конструкционного значения. Несмотря на достигнутые результаты в этой области, полимерные связующие на основе наиболее часто применяемой эпоксидной смолы ЭД-20 имеют недостаточную теплостойкость, ударную вязкость и деформативность. В связи с этим, проблеме создания эпоксидных и других полимерных связующих с улучшенными упругодеформационными характеристиками, высокой тепло-, термо-, водостойкостью уделяется большое внимание.

Целью работы явилось исследование влияния химической природы компонентов связующего на его кинетику отверждения, упругодеформационные характеристики, теплостойкость.

В качестве объектов исследования выбраны двух-, трех- и четырехфункциональные эпоксидные смолы, отверждаемые ангидридами кислот, ди- и полиаминами, тетрафторборатными комплексами в присутствии эффективных катализаторов, химических модификаторов и разбавителей.

Эпоксидные смолы: эпоксидная диановая смола ЭД-20, триглицидиловый эфир *п* – аминофенола (смола УП-610), Тетраглицидиловый эфир 3, 3' – дихлор – 4, 4' – диаминодифенилметана (смола ЭХД), продукт конденсации эпихлоргидрина с новолачными фенолформальдегидными смолами (смола УП-643). Отвердители: изометилтетрагидрофталевый ангидрид (ИМТГФА), эвтектическая смесь 4,4`-диаминодифенилметана и метафенилендиамина (продукт УП-0638/1), тетрафторборат п-аминобензойной кислоты (ТБФК). Катализаторы: 2,4,6-трис (диметиламинометил) фенол (Алкофен), имидазол. Модификаторы: низкомолекулярные эпоксидные смолы ДЭГ-1, ТЭГ-17, ДЭГ-Ж, хлорсодержащая низкомолекулярная смола Оксилин-5, полиоксипропилендиол - Лапрол 1052, полиоксипропиленгликоль эпоксидированный - ППГ-3А, трибутилфосфат, тиокол, хлорпарафин.

Кинетику отверждения связующих изучали двумя методами – широко известным методом ДСК [3] и недавно предложенным Москвичевым А.Н. [4] методом импедансных измерений. Характерные кривые отверждения смолы ЭД-20 изометилтетрагидрофталевым ангидридом в присутствии катализатора 2,4,6-трис (диметиламинометил) фенола приведены на рис. 1. Метод ДСК позволил определить температурные режимы отверждения, тепловой эффект реакции в динамических условиях, а

метод импедансных измерений проследить за процессом отверждения в изотермических условиях. Энергия активации процесса отверждения рассчитанная по методике Пилояна [3] для метода ДСК и энергия активации, рассчитанная по результатам импедансных измерений, практически совпадают. Её величина составляет ~ 89–91 КДж/моль.

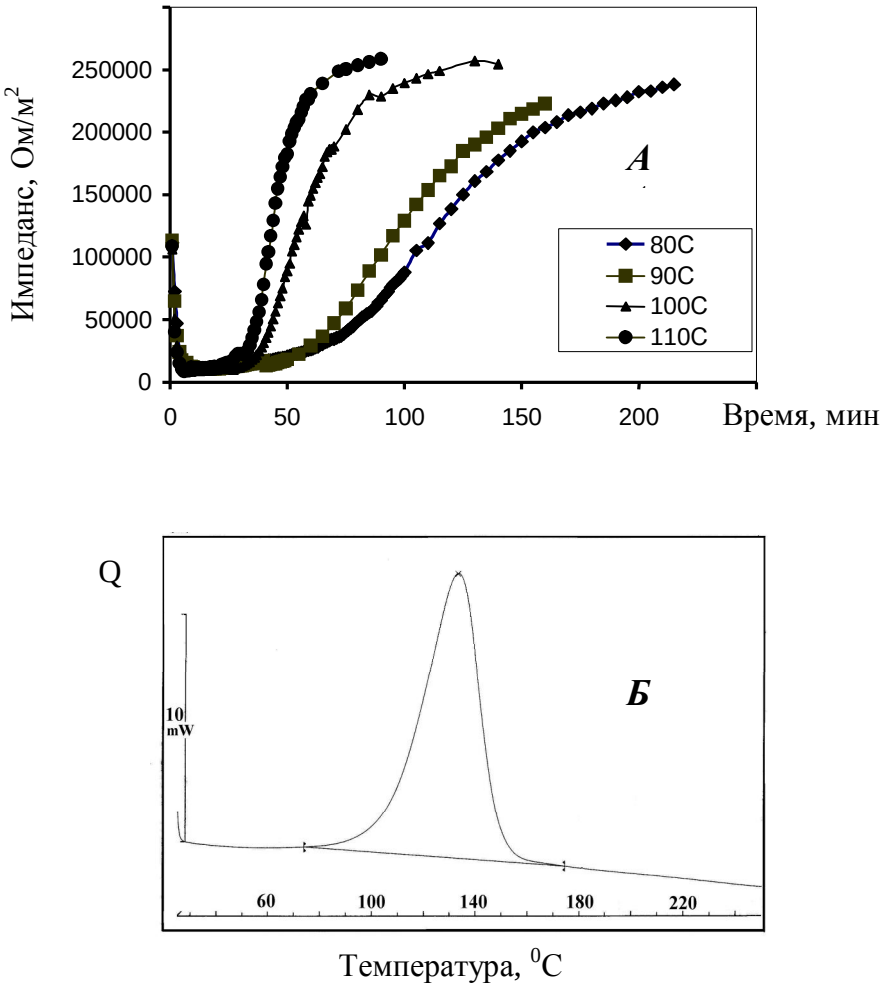


Рис. 1. Кинетика отверждения эпоксидной смолы ЭД-20 изометилтетрагидрофталевым ангидридом (ИМТГФА) в присутствии 2,4,6-трис (диметиламинометил) фенола методом импедансных измерений (*А*) и методом ДСК (*Б*).

Полученные результаты кинетических измерений были использованы при разработке технологии изготовления новых эпоксидных связующих. В таблице 1 приведены прочность на разрыв при T = 25 ^{0}C (σ, МПа), относительное удлинение при разрыве (ε, %), температура стеклования ($T_{СТ}$) и теплостойкость по Вика ($T_{ВИКА}$) эпоксидных связующих различной химической природы.

В результате исследований удалось установить влияние химической природы эпоксидной смолы, типа отвердителя, модификатора и катализатора отверждения на прочность и деформативность отвержденных полимеров, температуру стеклования и теплостойкость.

Таблица 1.

Химическая природа и состав связующего				σ, МПа	ε, %	$T_{СТ}$	$T_{ВИКА}$
Эпоксидная смола	Отвердитель	Катализатор	Модификатор				
ЭД-20	ИМТГФА	Имидазол	-	42	5	134	137
ЭД-20	ИМТГФА	Имидазол	Лапрол 1052	58	16	129	132
ЭД-20	ИМТГФА	Алкофен	ППГ-3А	40	14	100	110
ЭД-20	ИМТГФА	Алкофен	Хлорпарафин	50	15	96	108
ЭД-20 УП-610	ИМТГФА	Алкофен	Тиокол	65	20	135	190
ЭХД	ИМТГФА	Имидазол	ДЭГ-1	60	12	140	310
УП-610	ИМТГФА	Имидазол	ДЭГ-Ж Оксилин-5	64	14	130	210
УП-643	ИМТГФА	Имидазол	ДЭГ-1	56	12	135	230
УП-610	УП-0638/1	-	ДЭГ-1 ТЭГ-17	50	10	126	238
ЭХД	УП-0638/1	-	ДЭГ-1 ТЭГ-17	55	9	138	290
ЭД-20	ТФБК	-	Лапрол 1052	52	14	101	140
ЭД-20	ТФБК	-	Трибутилфосфат	54	12	102	135

Установлено, что наиболее прочные полимеры с достаточной деформативностью и высокой теплостойкостью могут быть получены на основе трех- и четырехфункциональных эпоксидных смол, ангидридных отвердителей, модификаторов ДЭГ-1, ТЭГ-17, Тиокол, Оксилин-5 и катализаторов отверждения – третичных аминов и имидазолов.

Список литературы

1. Михайлин Ю.А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы. С.-Петербург.: Профессия, 2006.
2. Крыжановский В.К., Бурлов В.В., Паниматченко А.Д. Термодеформационные свойства связующих на основе эпоксидных олигомеров. // Клеи. Герметики. Технологии. 2008. №2. С. 9 – 19.
3. Пилоян Г.О., Рассонская И.С., Новикова О.С. Материалы Всесоюзного симпозиума по методическим вопросам термического анализа. Изд. Казанского университета, 1968.
4. Москвичев А.Н., Соколов А.А., Москвичев А.А. Анаэробная герметизирующая композиция Трибопласт-4. Доклад на Всероссийской конференции «Техническая химия. Достижения и перспективы». Пермь, 5 – 9 июня 2008. С. 151 – 153.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЪЕМАХ ПЛАТИНЫ, ОБЛУЧЕННОЙ УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ АРГОНА

Ивченко В. А., Медведева Е. В.

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
lena@iep.uran.ru

Известно, что физические и механические свойства наноматериалов достигают рекордных величин и находят применение в различных сферах стремительно развивающихся нанотехнологий. Комплекс получаемых уникальных свойств, в конечном итоге, определяется созданием в них соответствующих структурных состояний в результате того или иного мощного внешнего воздействия.

Одним из видов внешних воздействий на структуру материалов являются лучевые технологии. Интенсивно развивающиеся исследования изменений структуры металлов и сплавов после взаимодействия пучков заряженных частиц с поверхностью показывают, что ионная обработка, в частности, приводит к формированию особых конденсированных состояний, а также уникальных прочностных и физических свойств в материалах, которые не достигаются традиционными способами [1–3]. В результате развития этой области науки, сегодня возникают новые технологии и создаются новые материалы.

В настоящей работе прецизионное исследование изменений реальной структуры поверхностных атомных слоев чистой платины, облученной ускоренными до 30 кэВ ионами аргона проводилось методом полевой ионной микроскопии (ПИМ). Использование ПИМ позволяет непосредственно визуализировать и регистрировать атомно-чистую поверхность, и анализировать объект исследования в приповерхностном объеме с пространственным разрешением отдельных поверхностных атомов и таким образом однозначно определять полученные на поверхности и в приповерхностном объеме структурные изменения и новые, возникшие под влиянием определенного внешнего воздействия, кристаллические структуры.

Объектом облучения являлась платина (чистота 99,99 %). В работе облучение игольчатых платиновых образцов, предварительно аттестованных в полевом ионном микроскопе, проводилось ускоренными до энергии 30 кэВ ионами (Ar^+), дозами (D) 10^{16} и 10^{17} ион/см^2 при плотностях ионного тока j = 150 (T = 70^{0}C), и 200 мкА/см^2 (T = 200^{0}C), соответственно. Имплантированные образцы-острия вновь помещали в ПИМ и, регистрируя фото- или видеокамерой полевые ионные микрокартины поверхности при контролируемом удалении атомных слоев, анализировали изменения топографии атомов металла в объеме.

Аттестованные для проведения исследований методом ПИМ платиновые эмиттеры перед облучением имели атомно-гладкую поверхность вершины, близкую к полусферической форме, приготовленную in situ полевым испарением поверхностных атомов. Ионные изображения аттестуемых полевых эмиттеров фиксировали совершенную кольцевую картину монокристаллов, практически свидетельствующую об отсутствии структурных дефектов (рис. 1*а*). На рис. 1*б* представлено неоновое изображение атомно-чистой поверхности чистой платины, облученной ионами Ar^+ с E = 30 кэВ, D = 10^{16} ион/см^2. На ионных изображениях выявлялись разрывы кольцевой картины. Именно разрыв в кольцевой картине ионного контраста показывает нарушения совершенной структуры кристалла и определяет контраст от тех или иных дефектов, возникающих в материале после внешних воздействий. В данном

случае изменение ионного контраста облученной платины по сравнению с аттестованной свидетельствует о формировании блочной нанокристаллической структуры в приповерхностном объеме материала.

Изучение большого количества микроснимков позволило измерить поперечные и продольные размеры нанокристаллических блоков и ширину граничной области. Размеры блоков составляли от 1 до 5 нм. Ширина граничной области варьировалась от 0,4 до 0,8 нм на различных участках поверхности облученной ионами платины. В процессе удаления поверхностных атомов платины электрическим полем определили глубину модифицированного слоя. Установлено, что после испарения полем поверхностного слоя толщиной 1,5 нм, наблюдается кольцевая картина, соответствующая необлученному кристаллу.

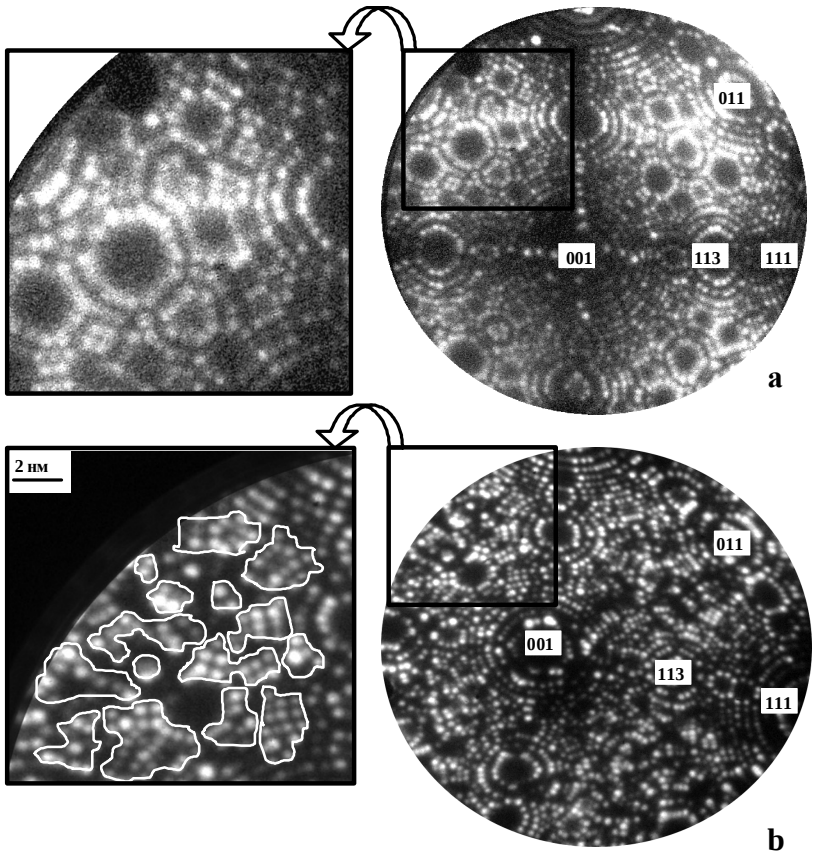


Рис. 1. Неоновые изображения платинового кристалла: (*a*) – аттестованный; (*b*) – поверхность после облучения Ar^+ с $D = 10^{16}$ ион/см^2

В случае облучения ионами Ar^+ с энергией 30 кэВ до более высокой дозы – $D = 10^{17}$ ион/см^2 эффект формирования блочной нанокристаллической структуры (с размером блоков 1–5 нм) наблюдается в приповерхностном объеме толщиной не менее 20 нм от облученной поверхности. Это демонстрирует рис. 2, на котором приведены микрокартины участков поверхности облученной платины, последовательно полученные в процессе испарения полем поверхностных атомов, вплоть до 65-го атомного слоя от облученной поверхности, что соответствует удалению слоя толщиной ~20 нм. Наблюдаемые при ионном облучении ($D = 10^{16}$-10^{17} ион/см^2) нанокристаллические блочные структуры реализовывались при интенсивной пластической деформации ($e > 7$) [4].

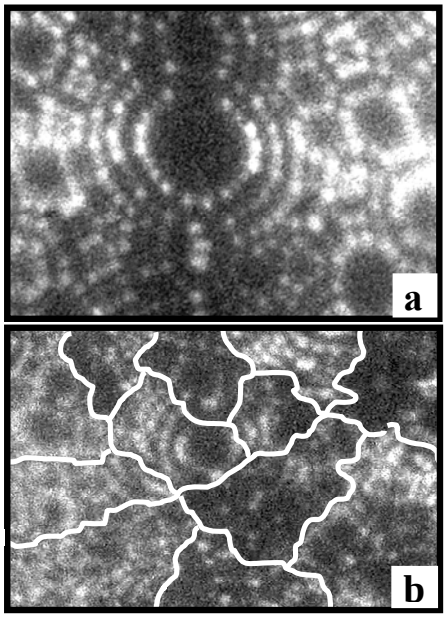


Рис. 2. Участки поверхности Pt, аттестованной (*a*) и имплантированной (*b*) Ar^+ (D = 10^{17} ион/см^2); (*b*) – после удаления 64 атомных слоев (20 нм).

Можно предположить, что формирующаяся блочная структура есть результат деформационных процессов, протекающих в материале в ходе ионного облучения и в последующий за облучением промежуток времени. Такие деформационные процессы вызываются теми значительными напряжениями, которые возникают в облученном материале. Результаты экспериментальных исследований и теоретических расчетов [5] показывают, что в металле в процессе облучения величина инициируемых напряжений значительно выше предела текучести материала. Воздействие облучения фактически является своеобразным нагружением подобно механическому нагружению. При этом происходит «закачка» энергии в облучаемый кристалл. Необходимым условием формирования вышеописанных блочных структур при таком энергетическом воздействии является то, что количество поглощаемой материалом энергии было достаточным для подобных изменений структуры. Можно полагать, что вследствие формирования нанокристаллической структуры в приповерхностном объеме облученного ионами материала могут существенным образом повышаться механические свойства (износостойкость, коррозионная стойкость) и некоторые другие.

Таким образом методом полевой ионной микроскопии установлен эффект формирования нанокристаллической структуры в приповерхностных объемах чистой платины в результате ионной имплантации ускоренных до 30 кэВ положительных ионов аргона (D = 10^{16}–10^{17} ион/см^2). Это явление наблюдается на расстояниях не менее чем 20 нм от облученной поверхности металла (при D = 10^{17} ион/см^2). Формирование таких структур может оказаться перспективным для получения новых свойств материала.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 07-02-00722-а), Программы ОФН-5 «Новые материалы и структуры», а также Уральского отделения РАН (грант молодых ученых и аспирантов).

Список литературы

1. Дранова Ж.И., Михайловский И.М., Суворов А.Л. // Приборы и техника эксперимента. – 1980. – № 3. – с. 225-228.
2. Зайцев С.В., Суворов А.Л. // Поверхность. – 1985. – № 9. – с. 104-109.
3. А.Ю. Бункин, В.А. Ивченко, Л.Ю. Кузнецова и др. // ФММ. – 1990. – вып. 7. – с. 111-118.
4. Б.М. Эфрос, С.Г. Сынков, Е.В. Попова, Т.П. Заика, Л.В. Лоладзе, В.Г. Сынков, В.А. Ивченко, В.Н. Варюхин // ФТВД. – 2002. – т. 12. – № 2 . – 27-37.
5. Титов В.В. Роль механических напряжений при легировании материалов с помощью ионных пучков. – М.: ИАЭ. – 1983. – 47 с. / Препринт ИЭА – 3774/11.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 12Х18Н10Т, СОДЕРЖАЩЕЙ ДО 250 АРРМ РАДИОГЕННОГО ^{3}He

Бойцов И. Е., Гришечкин С. К., Glugla M. [1], Causey R. [2], Hassanein A.[3], Лебедев Б. С., Малков И. Л., Юхимчук А. А.

ФГУП Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский НИИ экспериментальной физики, г. Саров Нижегородской области,
[1]*Karlsruhe, Tritium Laboratory (Германия),*
[2]*Sandia National Laboratories (США),*
[3]*Argonne National Laboratory (США)*
arkad@trtiton.vniief.ru

Радиоактивный распад растворенного в металле трития приводит к накоплению в нем радиогенного ^{3}He и деградации механических свойств. Данный фактор необходимо учитывать при выборе конструкционных материалов термоядерных реакторов и прогнозировании их поведения в процессе эксплуатации.

В работе представлены результаты исследований совместного влияния водорода и ^{3}He на механические свойства нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Образцы, содержащие ^{3}He, были получены методом “тритиевого трюка” [1] путем тритирования при давлении трития ≈50 МПа и температуре ≈770 К в течение ≈45 час с последующей их выдержкой при комнатной температуре на воздухе, во время которой в них нарабатывался ^{3}He.

Перед испытаниями образцы были детритизированы последовательно методами высоковакуумной термодесорбции и изотопного замещения [2]. Количество остаточного трития и ^{3}He определяли с помощью модернизированного газоанализатора ОН900 фирмы “ELTRA” [3].

Методика испытаний

Для исследования влияния ^{3}He, водорода и их совместного воздействия на механические свойства стали 12Х18Н10Т при температурах 293, 573 и 873 К использованы стандартные цилиндрические образцы (тип IV, № 9, ГОСТ 1497-84) с диаметром рабочей части 3 мм и расчетной длиной 15 мм. После изготовления образцы подвергали вакуумному отжигу при температуре 1348±25 К в течение 0,5 час. Определялись следующие характеристики стали: σ_B – временное сопротивление разрыву; $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести; δ_5 и ψ – относительные удлинение и сужение после разрыва. Подробное описание установки для испытаний на растяжение образцов в газовых средах высокого давления – её устройство и технические характеристики приведены в [4].

Влияние ^{3}He на механические свойства стали определяли, сравнивая результаты испытаний на растяжение в среде гелия при давлении 80 МПа исходных образцов и образцов, насыщенных ^{3}He до концентраций ≈75 appm, ≈130 appm и ≈250 appm. Влияние водорода и совместное воздействие ^{3}He и водорода на механические свойств стали оценены по результатам испытаний на растяжение в среде водорода при давлении 80 МПа соответственно исходных образцов и образцов, содержащих ^{3}He. Перед испытаниями в среде водорода образцы подвергались предварительному наводороживанию до равновесной концентрации, соответствующей испытательной температуре и испытательному давлению 80 МПа.

Для оценки влияния процессов тритирования и детритизации на механические свойства стали 12Х18Н10Т были испытаны на растяжение образцы-свидетели, прошедшие воздействия, имитирующие процессы тритирования-детритизации.

Результаты испытаний

Результаты испытаний образцов-свидетелей в среде гелия показали, что длительные воздействия высоких температур и водорода, имитирующие процесс тритирования-детритизации образцов, не оказали существенного влияния на характеристики механических свойств стали, что позволило в дальнейшем не учитывать эти факторы.

Результаты исследований влияния различных концентраций ^{3}He на механические свойства стали 12Х18Н10Т приведены на рис. 1. Каждая точка соответствует среднему значению, полученному по результатам испытаний трёх образцов.

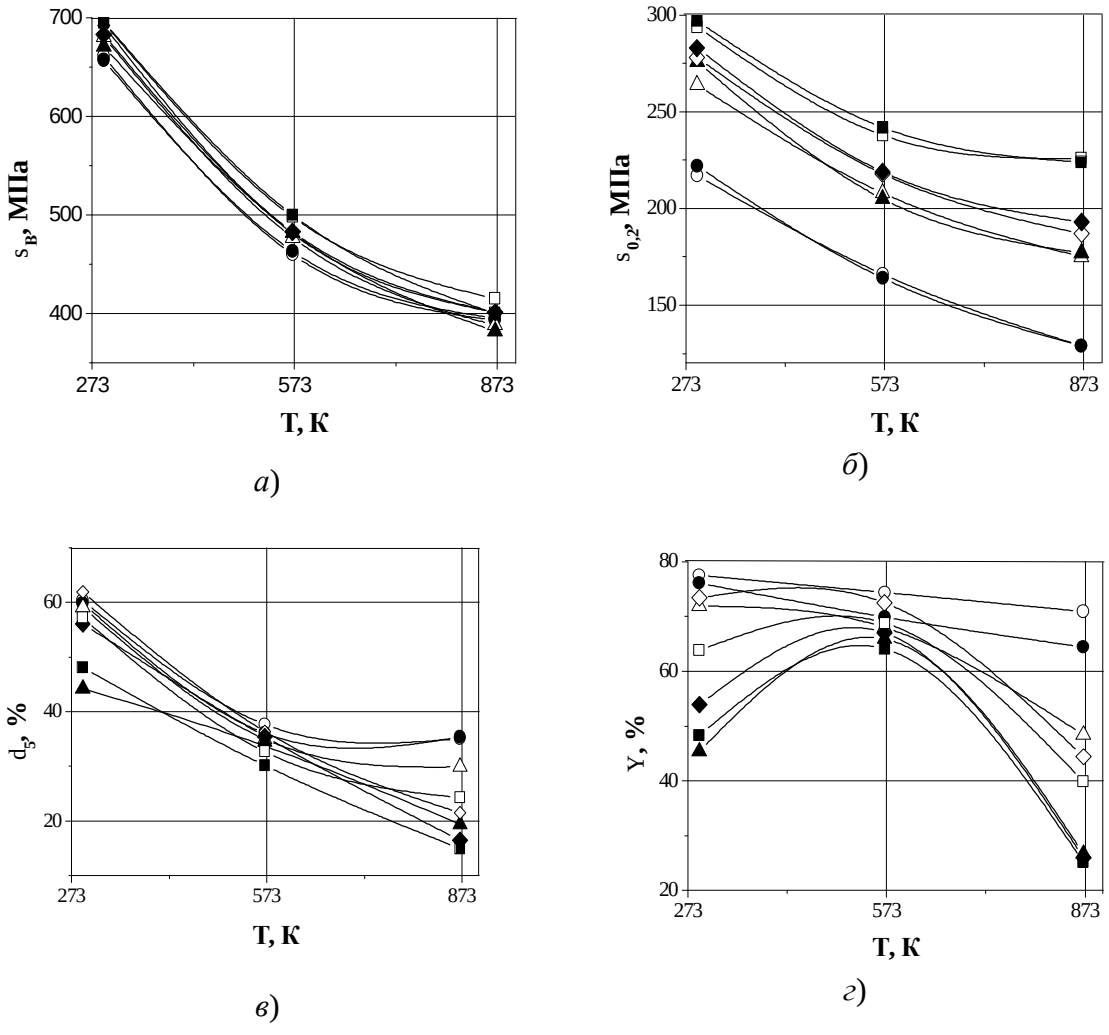


Рис. 1. Влияние различных концентраций ^{3}He, водорода и их совместного воздействия на временное сопротивление разрыву $\sigma_в$ (*а*), условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ (*б*), относительное удлинение δ_5 (*в*) и относительное сужение ψ (*г*) стали 12Х18Н10Т: светлые маркеры – испытания в среде гелия, тёмные маркеры – испытания в среде водорода; ○, ● – без ^{3}He; Δ, ▲ – 75 appm ^{3}He, ◇ ◆ – 130 appm ^{3}He, □ ■ – 250 appm ^{3}He.

Выводы

1) Водород, ^{3}He и их совместное воздействие не оказали существенного влияния на временное сопротивление разрыву образцов из стали 12Х18Н10Т во всём интервале температур и исследованном интервале концентраций ^{3}He – по сравнению с исходным значением максимальное изменение характеристики $\sigma_в$ не превысило ±5%.
2) Насыщение образцов ^{3}He методом “тритиевого трюка” привело к увеличению их условного предела текучести во всем интервале испытательных температур. С увеличением температуры испытаний и концентрации ^{3}He упрочнение стали, вызванное ^{3}He, усиливается и достигает ≈ 50% при температуре 873 К и при концентрации ^{3}He 250 appm. При температуре 873 К упрочнение стали сопровождается её существенном охрупчиванием (до ≈ 40%).
3) Воздействие водорода на образцы, содержащие ^{3}He, усилило охрупчивание стали при температуре 873 К (максимальное снижение характеристик пластичности составило ≈53–63%) и практически не сказалось на прочностных характеристиках.

Работа выполнена при финансовой поддержке МНТЦ (проекты #2276, #3672).

Список литературы

1. И.Л.Малков, В.Г.Клевцов, А.А.Юхимчук, Применение метода «тритиевого трюка» для ускоренного накопления гелия-3 в конструкционных материалах. Материаловедение. 2002. №5, с.34-37.
2. И.Л.Малков, С.К.Гришечкин, С.В.Златоустовский, Б.С.Лебедев, А.А.Юхимчук, Получение образцов, содержащих ^{3}He, для исследований физико-механических свойств конструкционных материалов. Сб. докл. Третьей международной конференции и Третьей международной Школы молодых учёных и специалистов «Взаимодействие изотопов водорода с конструкционными материалами». IHISM-07. г. Санкт-Петербург, 2007, Изд-во ФГУП РФЯЦ-ВНИИЭФ, г. Саров 2007, с.78-89.
3. А.А.Юхимчук, С.В.Златоустовский, П.Л.Бабушкин, Y.Polemitis, Установка для определения содержания газообразных компонентов в исследуемом образце. Патент РФ на полезную модель № 49273. Бюллетень изобретений и полезных моделей № 31 от 10.11.2005.
4. A.V.Basunov, I.E.Boitsov, S.K.Grishechkin et al, Physical and mechanical properties of structural materials in gaseous media containing hydrogen isotopes. J. Moscow Phys. Society, 1999 – **9**, № 3. – p. 237–243.

ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ НАНОКРИСТАЛИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТА ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКОЙ И ЦЕМЕНТАЦИЕЙ

Макаров А. В., Поздеева Н. А., Малыгина И. Ю.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург,
makarov@imach.uran.ru

Нанокристаллизация стальных поверхностей интенсивной пластической деформацией, реализуемой в условиях трения скольжения, может обеспечить значительное улучшение их важнейших эксплуатационных характеристик. При трении нанокристаллические структуры возникают в поверхностном слое практически лю-

бых металлических материалов, включая такие высокопрочные и труднодеформируемые сплавы, как термоупрочненные высокоуглеродистые, цементированные и быстрорежущие стали [1]. Технология фрикционной обработки (ФО) применима к металлическим изделиям практически любых размеров, подвергнутых как объемной, так и поверхностной термической (например, лазерной) или химико-термической обработкам [1–3]. Предложен способ поверхностного упрочнения стальных изделий [4], включающий комбинированную обработку (объемная или лазерная закалка с дополнительным деформированием в условиях трения скольжения и возможным последующим отпуском) и основанный на создании в поверхностных слоях деформационно состаренного нанокристаллического мартенсита. Показано [2, 5], что ФО существенно повышает микротвердость и износостойкость (в том числе сопротивление тепловому схватыванию) различных углеродистых и низколегированных сталей, подвергнутых лазерной закалке или цементации. Установлено также сильное влияние исходной структуры цементированной стали 20ХН3А на эффективность применения ФО для повышения износостойкости при абразивном изнашивании и трении скольжения [5]. Целью настоящей работы явилось изучение влияния пластического деформирования трением на закономерности термического разупрочнения при отпуске закаленных лазером конструкционных и инструментальной сталей, а также цементированной хромоникелевой стали, подвергнутой различным термическим обработкам.

Стали 40 (0,38 мас.% C), 40Х (0,38 C; 1,06 Cr) и У8 (0,83 C) обрабатывали сфокусированным лучом непрерывного CO_2-лазера в режиме с оплавлением поверхности. Ширина закаленных лазерных дорожек составляла 2,0–3,5 мм, а глубина закаленной зоны достигала 1,2–1,4 мм. Сталь 20ХН3А (0,20 C; 0,68 Cr; 2,9 Ni; 0,14 Mo) подвергали цементации, охлаждению на воздухе от 890°C, закалке от 790°C в масле (часть образцов дополнительно охлаждали до –196°C или отпускали при 180°C – 2 ч). После шлифования и элекролитического полирования образцы нагружали при возвратно-поступательном движении полусферического индентора из микролита Al_2O_3 в безокислительной среде аргона при нормальных нагрузках 294 Н (стали 40 и 40Х) и 490 Н (стали У8 и 20ХН3А), средней скорости скольжения 0,03 м/с, длине хода 18 мм, числе двойных ходов 100 (стали 40 и 40Х) и 400 (стали У8 и 20ХН3А). Отпуск образцов проводили в вакууме при температурах 100–700°C (выдержка 1 час). Микротвердость определяли при нагрузке 0,49 Н на микротвердомере Leica VMHT AUTO.

Рис. 1 показывает, что ФО приводит к резкому повышению микротвердости мартенсита лазерной закалки сталей 40, 40Х и У8 (количество остаточного аустенита в стали У8 в зоне лазерного оплавления не превышало 10 об.%). Наблюдаемое интенсивное упрочнение обусловлено не только сильным диспергированием мартенситной структуры, но и эффективным развитием в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения (чему способствует подавление самоотпуска мартенсита при лазерной обработке). ФО также существенно замедляет термическое разупрочнение закаленных лазером сталей (см. рис. 1, кривые 2) по сравнению с недеформированным состоянием (кривые 1). Наличие в стали 40Х 1,06 мас.% Cr обусловливает менее интенсивное снижение при температурах отпуска более 400°C микротвердости как закаленного, так и дополнительно упрочненного трением состояний по сравнению со сталью 40 (см. рис. 1а). У эвтектоидной стали У8 эффект повышения теплостойкости в результате ФО выражен в существенно меньшей степени (см. рис. 1*б*), чем у среднеуглеродистых конструкционных сталей (см. рис. 1*а*).

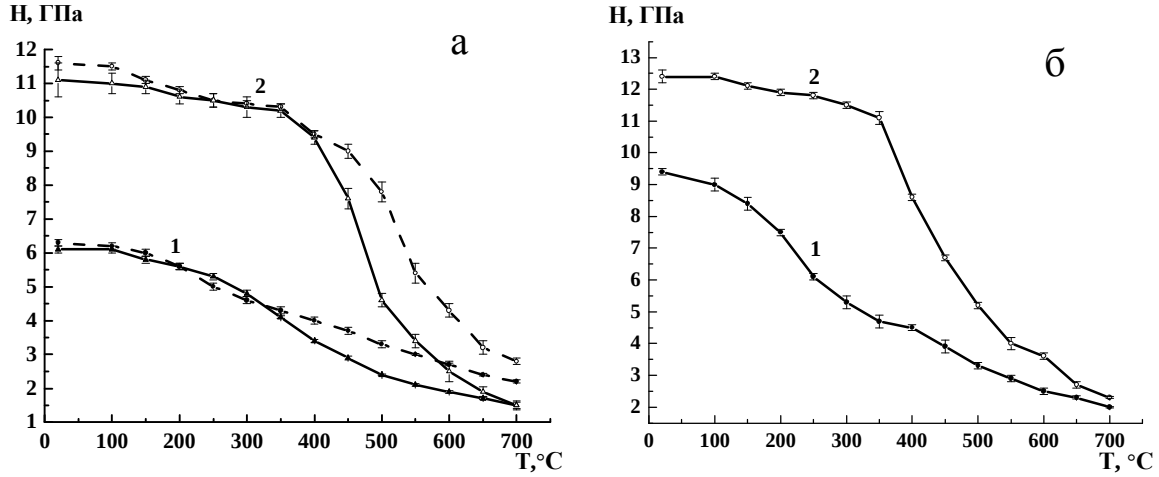


Рис. 1. Влияние температуры отпуска *T* на микротвердость *H* сталей 40 (сплошные линии), 40Х (пунктирные линии) (*а*) и У8 (*б*), подвергнутых предварительной лазерной закалке и упрочняющей фрикционной обработке: 1 – лазерная закалка; 2 – лазерная закалка + ФО.

Рис. 2 (кривые 1) свидетельствует, что цементированная сталь 20ХН3А после трех рассматриваемых режимов термической обработки характеризуется различными уровнями микротвердости. Это обусловлено присутствием в закаленной стали 25–30 об.% остаточного аустенита (обработка холодом снижает долю γ-фазы до 5–10 об.%), а также отрицательным влиянием на твердость низкотемпературного отпуска. Однако после ФО сталь имеет приблизительно одинаковый уровень микротвердости (11,2–11,6 ГПа) (рис. 2, кривые 2). Как показывают рентгеновские и электронно-микроскопические исследования, при ФО происходит полное превращение остаточного аустенита в нанокристаллический мартенсит деформации, соответствующий по твердости деформированному трением мартенситу охлаждения. Высокий уровень деформационного упрочнения низкоотпущенной стали обусловлен не только превращением метастабильного аустенита, но и деформационным распадом (диссоциацией) ε-карбидной фазы. Пониженная твердость поверхностей трения у стали 20ХН3А (см. рис. 2) по сравнению со сталью У8 (см. рис. 1*б*) может быть следствие отрицательного влияния никеля на эффективность закрепления атомами углерода дислокаций трения. Рис. 2 показывает также, что ФО значительно повышает сопротивление цементированной стали термическому разупрочнению при нагреве до 500-600°С. В сравнении с нелегированной сталью У8 у содержащей хром стали 20ХН3А отмечается замедленное снижение микротвердости при температурах более 400°С (см. рис. 1*б*; 2).

Таким образом, ФО обеспечивает значительное повышение теплостойкости закаленных лазером конструкционных и инструментальной сталей, а также цементированной хромоникелевой стали. Основными причинами повышенного сопротивления термическому разупрочнению нанокристаллического мартенсита трения являются: эффективное закрепление дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения ε-карбидной фазы; сохранение до температур нагрева не менее 350°С повышенной дисперсности α–фазы; торможение формирования и роста карбидных частиц, а также процессов возврата при нагреве деформированного трением поверхностного слоя [3]. Менее эффективное повышение теплостойкости при ФО эвтектоидной стали по сравнению со среднеуглеродистым сталями обусловлено снижением устойчивости к распаду дислокационных атмосфер при более высоком насыщении их углеродом. Легирование 1 мас.% хрома

обеспечивает дополнительное повышение теплостойкости деформированных трением сталей вследствие, по-видимому, торможения хромом процессов карбидообразования.

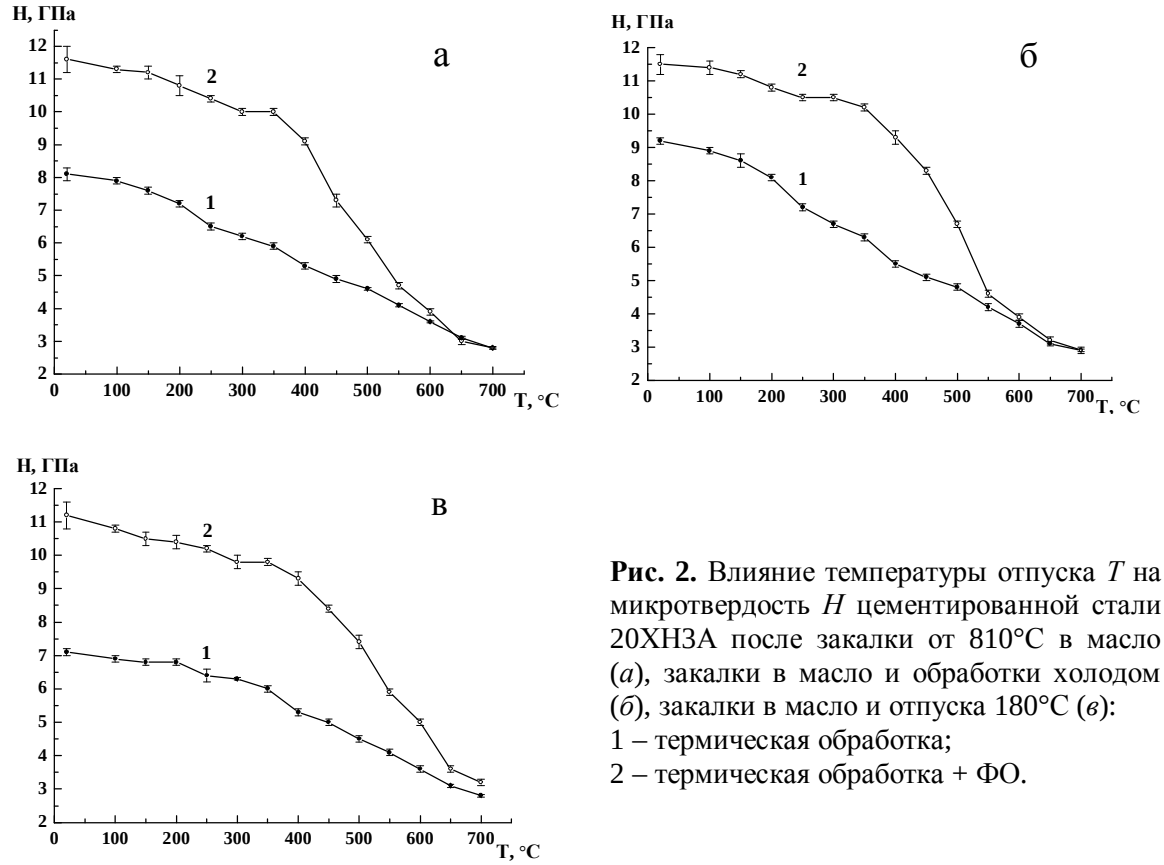


Рис. 2. Влияние температуры отпуска *T* на микротвердость *H* цементированной стали 20ХН3А после закалки от 810°С в масло (*а*), закалки в масло и обработки холодом (*б*), закалки в масло и отпуска 180°С (*в*):
1 – термическая обработка;
2 – термическая обработка + ФО.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 07-08-00279-а и гранта НШ-643.2008.3.

Список литературы

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой. Изв. ВУЗов. Физика. 2004, №8, 65-80.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки. Трение и износ. 2003, т. 24, № 3, 301-306.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой. МиТОМ. 2007, № 3, 57-62.
4. Патент 2194773 (Россия). Способ обработки стальных изделий / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, А.Л. Осинцева. Изобретения. Полезные модели. 2002, № 35.
5. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Фрикционная обработка – перспективный способ формирования функциональных нанокристаллических слоев на высокопрочных стальных поверхностях // Материалы III Междун. школы «Физическое материаловедение» «Наноматериалы технического и медицинского назначения», Тольятти, 2007. С. 206-209.

СОЗДАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-МЕТОДИЧЕСКОЙ БАЗЫ И ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Попов Н. Н.

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики» (ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»), г. Саров, Россия
popov@astra.vniief.ru, npopov@rol.ru

Разработка новых материалов и создание устройств и изделий с их применением являются одним из основных условий успешного развития современной техники. К настоящему времени сплавы на основе никелида титана с эффектом памяти формы являются наиболее изученными и незаменимыми в ответственных изделиях и устройствах нового поколения в технике и медицине, поскольку эти материалы позволяют получать преимущества, недостижимые при использовании традиционных технологий.

В Российском Федеральном Ядерном Центре – Всероссийском научно-исследовательском институте экспериментальной физики (РФЯЦ-ВНИИЭФ) с 1992 г. проводятся исследования свойств материалов с памятью формы (МПФ). С использованием сплавов на основе никелида титана разработан ряд устройств и технологий различного назначения, таких как термомеханическое соединение трубопроводов, обратный клапан, термомеханический размыкатель электрических цепей и др. С целью повышения надежности разрабатываемых изделий во РФЯЦ-ВНИИЭФ создана экспериментально-методическая база для исследования физических, механических и термомеханических (ТМХ) свойств МПФ, результаты разработки которой представлены в данной работе.

Применение рентгеноструктурного анализа для исследования фазовых и структурных превращений в материалах с памятью формы

Рентгеноструктурные исследования конструкционных материалов, керамики, металлов и сплавов с памятью формы, качественный и количественный фазовый анализ их состава проводятся с помощью рентгеновского дифрактометра, который обладает прецизионной точностью, высокой мощностью рентгеновского излучения (18 кВт), полной автоматизацией процессов съемки, широким набором прикладных программ. Прибор оснащен оригинальной микродифрактометрической приставкой, с помощью которой можно провести полный анализ отдельных включений или зерен на поверхности объекта с минимальным размером до 14 мкм. Стандартный широкоугловой гониометр, дополненный низкотемпературной камерой, дает возможность работать с объектами при температурах от –196 ºС до +100 ºС.

Созданные за время работы на дифрактометре методики позволяют исследовать фазовый состав и параметры субструктуры МПФ после задания формы с различными температурно-скоростными режимами и после предварительного ударно-волнового нагружения; измерять температуры мартенситно-аустенитных превращений МПФ, что особенно необходимо для разработки оптимальной технологии задания им формы. Результаты рентгеноструктурных исследований (параметр и тип кристаллической решетки, размер блоков, величина внутренних напряжений, плотность дислокаций в теле и границах блоков) позволяют проводить экспериментальную проверку и развивать модельные представления о структуре наноматериалов [1].

Методика ультразвукового контроля акустоупругих характеристик материалов с памятью формы

Методика ультразвукового (УЗ) контроля разработана с целью оценки однородности свойств МПФ, экспресс-диагностики фазового состояния материалов в эксплуатационном диапазоне температур, поиска дефектов в материале в виде пор, трещин, инородных включений.

При проведении УЗ контроля физико-механического состояния материала исследуют зависимости акустических характеристик материала (скорости распространения и скорости затухания ультразвуковых колебаний различных типов) от упругих свойств и структуры материала. Соответствующие скорости определяют по уравнениям, приведенным в [2].

Поскольку исследования являются нестандартными, для проведения измерений на этапе входного контроля прутков при нормальных условиях (20 ºС), а также цилиндрических заготовок в интервале температур от –196 ºС до +50 ºС разработаны и изготовлены ультразвуковые преобразователи специализированного типа и координатное устройство для проведения измерений в иммерсионном (жидкостном) варианте. Для исследований скорости и затухания УЗ колебаний используют ультразвуковой дефектоскоп УД2-12. Отработаны технологические приемы контроля в криогенном интервале температур и проведения прецизионных измерений акустических параметров при нормальных условиях.

Изложенная методика используется для оценки однородности свойств прутков никелида титана при входном контроле, экспресс-диагностике температур мартенситно-аустенитных превращений, для определения акусто-упругих характеристик, в том числе после ударно-волнового нагружения [3, 4].

Выбор метода определения термомеханических характеристик материалов с памятью формы

На первом этапе для исследования температур мартенситно-аустенитных превращений никелида титана марки ТН1 нами был опробован широко используемый метод измерения электросопротивления. Однако данный метод показал себя как малоинформативный при исследованиях фазовых переходов и термомеханических характеристик никелида титана, поскольку позволяет определить только две характеристические температуры из четырёх. Поэтому нами успешно опробован метод измерения нелинейно-упругих деформаций образцов никелида титана при термоциклировании под нагрузкой, основанный на явлении резкого изменения модуля упругости сплава в диапазоне фазовых превращений [5]. Данный метод позволяет на основании дилатометрических кривых надежно регистрировать все характеристические температуры, является достаточно простым в аппаратурном отношении, а получаемые результаты наглядны. Однако он не позволяет определять величину эффекта памяти формы (ЭПФ).

Поэтому для определения ТМХ сплавов никелида титана автором был предложен метод, названный в дальнейшем деформационным. Образец цилиндрической формы растягивают при различных температурно-скоростных условиях задания формы, затем его нагревают или охлаждают с целью определения полного комплекса ТМХ. Измерение кинетики изменения деформации образца при различных температурно-скоростных условиях осуществляют с помощью ёмкостного датчика, имеющего хорошие технические параметры [6].

Для реализации предложенного автором способа задания формы с различными скоростями деформации и метода определения ТМХ был разработан ряд устройств.

Исследование термомеханических характеристик в квазистатическом и динамическом диапазоне скоростей наведения деформации образцам из материалов с памятью формы [5]

Задание формы образцам с квазистатическими скоростями деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \div 10^{-1}$ $с^{-1}$ проводят на испытательной машине 1231У–10, имеющей диапазон скорости перемещения активного захвата от 0,005 до 400 мм/мин и диапазон нагружающего усилия от 0,002 до 100 кН.

Конструкция данной машины не позволяет выполнять параметр постоянства скорости деформации $\dot{\varepsilon}$ = const в моменты начала и конца процесса наведения деформации. Для устранения этого недостатка разработан и изготовлен ряд устройств, позволяющих уменьшить влияние переходных процессов при пуске и остановке испытательной машины и позволяющих максимально полно выполнить параметр испытаний $\dot{\varepsilon}$ = const. Одной из изюминок этих устройств является наличие в них «слабого звена» [7].

Устройство Л344 предназначено для наведения деформации образцам МПФ типа высокотемпературного никелида титана марки ТН1 в диапазоне квазистатических скоростей деформаций $10^{-4} \div 10^{-1}$ $с^{-1}$.

Устройство Л398 предназначено для исследования термомеханических характеристик криогенных МПФ типа никелида титана марки ТН1К в диапазоне квазистатических скоростей деформаций от 10^{-4} до 10^{-1} $с^{-1}$.

Наведение деформации образцам со скоростями $\dot{\varepsilon} = 200 \div 700$ $с^{-1}$ проводят на вертикальном копре с падающим грузом, созданным автором для динамических испытаний материалов [8]. Для исследования образцов высокотемпературного никелида титана в диапазоне скоростей деформаций от 200 до 700 $с^{-1}$ разработано устройство Л452.

Устройство Л399 предназначено для исследования термомеханических характеристик криогенных МПФ типа никелида титана марки ТН1К в диапазоне динамических скоростей деформаций от 200 до 700 $с^{-1}$. Можно отметить уникальность этого устройства, которое в условиях ударного нагружения, в среде жидкого азота, позволяет, не доводя образец до разрушения, задавать ему необходимую деформацию, которая обычно была менее 8 %.

Для измерения усилий, деформаций и температуры разработаны необходимые измерительно-регистрационные комплексы.

Исследования влияния ударно-волнового нагружения на поведение никелида титана проводят на баллистической ударной трубе [9]. При выбранной схеме нагружения в образце создается ударная волна с профилем давления, близким к прямоугольному. Для выявления особенностей, связанных с реологией материала, с помощью ёмкостного датчика регистрируется скорость свободной поверхности образца.

Исследуемым образцам задают различную величину деформации растяжением в мартенситном состоянии при температуре –196 ºС с номинальной скоростью деформации, равной $\dot{\varepsilon} = 2 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$, и по диаграммам проявления ЭПФ и эффекта обратимой памяти формы (ЭОПФ) определяют ряд температур аустенитно-мартенситных превращений и величины степени $\varepsilon_{ЭПФ}$ и $\varepsilon_{ЭОПФ}$. Можно отметить исключительно высокую информативность получаемых нами диаграмм, которые, в отличие от метода электросопротивления, позволяют регистрировать все фазовые превращения и соответствующие им параметры.

Таким образом, для исследования термомеханических свойств материалов, обладающих эффектом памяти формы, впервые создана экспериментальная база, позволяющая при температурах от –196 ºС до +100 ºС проводить изменение формы образцов и элементов конструкций при постоянных скоростях деформации от 10^{-4} до

10^3 $с^{-1}$. Разработанные методики позволяют при этих условиях определять параметры субструктуры, акустоупругие характеристики, температуры мартенситно-аустенитных превращений, степень проявления эффекта памяти формы и развиваемые реактивные напряжения.

Список литературы

1. Попов Н. Н., Коршунов А. И., Аушев А. А. и др. Влияние наноструктурирования и скорости наведения деформации на структурные и термомеханические характеристики сплава на основе никелида титана. – Физика металлов и металловедение. – 2006. – Т. 102, № 4. – С. 460-466.
2. Алёшин Н. П., Белый В. Е., Ермолов И. Н. Методы акустического контроля металлов. – М.: Машиностроение. – 1983.
3. N. N. Popov, A. M. Panchenko and I. V. Kostylev. Influence of high intensive dynamic strain on the change of titanium nickelide acousto-elastic properties during phase transitions. – J. Phys. IV France (Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations ICOMAT'02, June 10-14, 2002, Espoo, Finland). – 2003. – V. 112, Pt. II. – P.p. 785-788.
4. Попов Н. Н., Огородников В. А., Панченко А. М. и др. Влияние ударно-волнового нагружения на термомеханические и акустоупругие характеристики сплавов с памятью формы системы Ti-Ni-Fe. – Сборник материалов XIX Уральской школы металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», г. Екатеринбург, 4-8 февраля 2008 г. – Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2008. – С. 64.
5. Попов Н. Н. Экспериментально-методическая база для исследования термомеханических свойств материалов с эффектом памяти формы. – Заводская лаборатория: Диагностика материалов. – 2006. – Т. 72, № 12. – С. 34-39.
6. Попов Н. Н., Борнин Ю. Г., Иванов А. Г. и др. Емкостный деформометр для образцов при скоростях деформации 10^4 $с^{-1}$. – Заводская лаборатория. – 1983. – № 8. – С. 83-84.
7. Попов Н. Н., Севрюгин И. В., Андреев Н. Н. и др. Устройство для задания памяти формы образцам из сплавов с эффектом памяти формы. – Свидетельство на полезную модель № 19385 Россия, МПК^7 С 22 F 1/10. – № 2001101337/20, Заявл. 15.01.2001; Опубл. 27.08.2001, Бюлл. № 24.
8. Попов Н. Н., Баринов В. М. Вертикальный копёр для динамических испытаний материалов. – Заводская лаборатория. – 1985. – № 5. – С. 77-79.
9. Минеев В. Н., Погорелов В. П., Иванов А. Г. и др. Установка для исследования поведения материалов и конструкций при динамических нагрузках. – Физика горения и взрыва. – 1978. – Т. 14, № 3. – С. 129-133.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti–Ni–Fe

Попов Н. Н., Брагов А. М.*, Каганова И. И., Ломунов А. К.*, Поляков Л. В.

Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики, Саров

popov@astra.vniief.ru

** Научно-исследовательский институт механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана обладают наилучшим сочетанием термомеханических свойств, поэтому в настоящее время они наиболее широко применяются в промышленности всего мира. В частности, отечест-

венный сплав никелида титана марки ТН1К используется в термомеханических соединениях (ТМС) трубопроводов. Бесспорные преимущества ТМС по сравнению с механическими, сварными и паяными способами стыковки требуют, однако, проведения большого объёма расчётных, научных и конструкторских исследований для создания оптимального, технологичного, надёжного и экономически выгодного соединения. В данной работе исследовалось влияние температуры и скорости деформации на механические свойства сплава ТН1К состава 45,6Ti–51Ni–3,4Fe (масс.%), используемого при разработке технологии ТМС трубопроводов.

При проведении исследований влияния температуры деформации на механические свойства сплава ТН1К были получены усредненные диаграммы растяжения при температуре от 50 до –196°С. Форма кривых деформирования зависит от температуры испытания. На диаграммах, для области температур образования R-фазы (от –45 до –70°С), отмечено отсутствие площадок текучести. Исследование механических характеристик при растяжении образцов показало, что с увеличением температуры испытаний происходит рост значений предела текучести $s_{0,2}$, относительного удлинения δ_5 и относительного сужения ψ (см. рис. 1). Однако, зависимости этих характеристик не прямолинейны и имеют перегибы в области температур аустенитно-мартенситных переходов $M_s \div M_f$ (от –150 до –130°С) и достигают максимумов в области образования R-фазы (–45 °С). Значение предела прочности $\sigma_в$ при повышении температуры уменьшается, что аналогично результатам, описанным в [1] для сплава 45Ti–45Ni–10Nb. Также как и для других механических характеристик, зависимость предела прочности имеет перегибы в области температур аустенитно-мартенситного перехода $M_s \div M_f$ и области образования R-фазы.

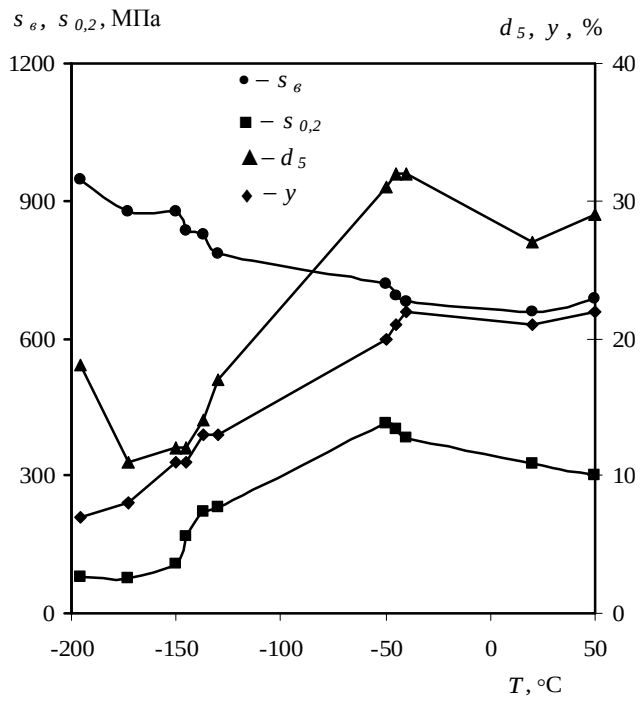


Рис.1. Зависимости механических характеристик при растяжении сплава ТН1К от температуры испытания

Исследование влияние скорости деформации на механические характеристики сплава ТН1К показало, что на диаграммах растяжений, полученных при квазистатических скоростях деформации в диапазоне от 10^{-4} до 10^{-2} $с^{-1}$, наблюдается явная площадка текучести, которая отсутствует при скорости 10^{-1} $с^{-1}$. Исследования при динамических скоростях деформации проводили по методу Кольского [2]. Анализ диаграмм растяжения, полученных при динамических скоростях деформации от 2×10^3 до $6{,}5\times10^3$ $с^{-1}$, показал, что исследуемый сплав обладает довольно слабой чувствительностью к динамическому нагружению в этом диапазоне. Основное влияние динамических скоростей деформаций, особенно при растяжении, проявляется в наличии так называемого «зуба текучести», характерного для многих сталей с хорошо выраженной текучестью при статическом нагружении.

При исследовании механических характеристик сплава ТН1К установлено, что при квазистатических скоростях деформации происходит увеличение прочностных характеристик и уменьшение пластических с ростом скорости деформации (см. рис. 2), а при динамических – предел текучести изменяется аналогично, при этом на диаграммах сжатия и растяжения появляется зуб текучести. Полученные данные согласуются с результатами работы [3].

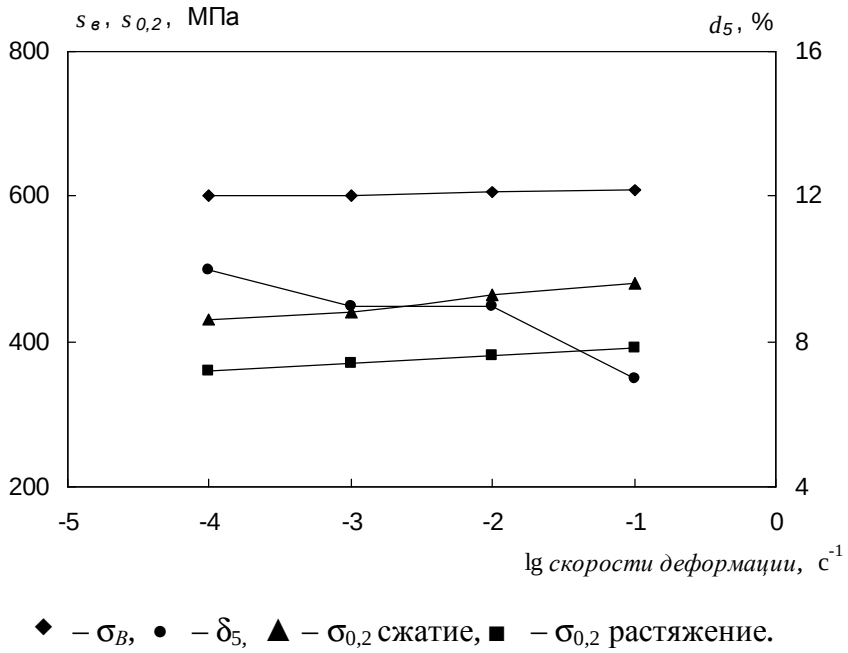


Рис. 2. Зависимости механических характеристик при растяжении и сжатии сплава ТН1К от квазистатической скорости деформации при температуре 20°С

Полученные в данной работе сведения о поведении сплава ТН1К использованы при разработке технологий ТМС трубопроводов [4].

Список литературы

1. Попов Н.Н., Сысоева Т.И., Прокошкин С.Д., Ларькин В.Ф., Ведерникова И.И. Исследование механических свойств и реактивных напряжений сплавов с памятью формы системы Ti-Ni-Nb // Металлы. 2007. № 4 . С. 62-70.
2. Брагов А. М., Ломунов А. К. Использование метода Кольского для динамических испытаний конструкционных материалов // Прикладные проблемы прочности и пластичности: Всесоюз. межвуз. сб. Нижегородский ун-т. 1995. № 51. С.127–137.
3. Попов Н.Н., Мартьянов В.А. Сопротивление деформированию никелида титана ТН1К при скоростях деформации 10^{-3} – 10^{3} $с^{-1}$ // Металловедение и термическая обработка металлов. 1993. № 11. С. 26-28.
4. Попов Н.Н., Ларькин В.Ф., Кудрявцев А.В., Суворова Е.Б. Разработка опытных технологий неразборного и разборного термомеханического соединения трубопроводов муфтами из никелида титана // Сборник трудов VI международной научно-технической конференции «Кибернетика и высокие технологии XXI века». Воронеж. 2005. С. 651-661.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСИК НИКЕЛИДА ТИТАНА МАРКИ ТН1 ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННОГО И ТОРМОЗНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Попов Н. Н., Костылев И. В., Ларькин В. Ф., Суворова Е. Б., Тельнов А. В.

ФГУП «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики» (ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»), г. Саров, Россия
popov@astra.vniief.ru, npopov@rol.ru

В настоящее время технический прогресс во многом обусловлен разработкой и применением в различных областях техники принципиально новых металлических материалов, обладающих специальными физико-механическими свойствами. Создание новых материалов, устройств и изделий из них является одной из важных научных и прикладных задач физического материаловедения.

В ядерной технике для повышения уровня надежности и безопасности ядерных установок путем использования принципа разнообразия, для повышения компактности изделий, достижения конструктивной простоты, для снижения облучения персонала при техническом обслуживании и времени простоя ядерных установок и т.п. актуально использование нетрадиционных технических средств, в том числе, устройств с памятью формы [1]. Поэтому в процессе разработки таких надежных и безопасных устройств для применения в ядерной технике необходимо учитывать в первую очередь, влияние радиоактивного облучения на функциональные свойства сплавов с памятью формы.

Известно, что радиоактивное облучение является способом резкого изменения структуры и свойств материалов [2]. В основе этого изменения лежат радиационные повреждения (атомные дефекты), возникающие под влиянием облучения. Характер повреждений атомной решетки материала зависит от силы и времени воздействия на материал различных видов облучения. Воздействие различных частиц, таких как нейтроны, γ-кванты, ионы, электроны, на строение кристаллической решетки сплава с памятью формы может повлечь за собой изменение его термомеханических характеристик и характера проявления эффекта памяти формы.

В данной работе представлены результаты исследований влияния воздействия тормозного и электронного излучения на механические и термомеханические характеристики сплава марки ТН1, которые определяли с использованием приборов, устройств и методик, описанных в работе [3]. Облучение сплава проводили на линейном резонансном ускорителе ЛУ-10-20 (средняя энергия электронов 8 МэВ, мощность пучка до 12 кВт), который широко используется при проведении исследований по изучению радиационной стойкости приборов и материалов к воздействию мощных пучков электронного и тормозного излучений [4].

Для проведения исследований использовали сплав никелида титана марки ТН1 элементного состава 45,7%Ti–54,3%Ni (вес.%), из которого изготавливали цилиндрические образцы с рабочим диаметром 2 мм.

Исследование влияния воздействия электронного излучения на механические и термомеханические характеристики сплава ТН1

Проведено исследование влияния воздействия электронного излучения линейного резонансного ускорителя электронов ЛУ-10-20 со средней энергией электронов 7,7 МэВ с дозами $1{,}0\times10^4$, $1{,}03\times10^6$, $1{,}0\times10^9$ и $2{,}0\times10^9$ рад на механические и термомеханические характеристики образцов сплава никелида титана марки ТН1 (в состоянии после отжига и после закалки) во время их свободного формовосстановления (формоизменения) и в заневоленном состоянии.

В результате исследования установлено, что после воздействия электронного излучения с дозой 2×10^9 рад на образцы сплава ТН1 (в состоянии после отжига и после закалки) такие прочностные характеристики как фазовый предел текучести $\sigma_ф$, предел текучести материала с памятью формы $\sigma_т^{ЭПФ}$, временное сопротивление $\sigma_в$ практически не изменились, а значения относительного удлинения δ_5 увеличились приблизительно на 14 % по сравнению с исходным состоянием.

Увеличение дозы электронного излучения с $1{,}0\times10^4$ до $2{,}0\times10^9$ рад не привело к подавлению ЭПФ и ЭОПФ у исследуемых образцов сплава никелида титана марки ТН1 (в состоянии после отжига) во время их свободного формовосстановления (формоизменения), т.е. заметного изменения таких термомеханических характеристик как степень восстановления формы при проявлении ЭПФ $K^B_{ЭПФ}$, степень изменения формы при проявлении ЭОПФ $K_{ЭОПФ}$, степень остаточной деформации (при комнатной температуре после двух термоциклов) $K_{ост}$, характеристические температуры формовосстановления образцов $A_{s\ ЭПФ}$, $A_{f\ ЭПФ}$, $M_{s\ ЭОПФ}$, $M_{f\ ЭОПФ}$, $A_{s\ ЭОПФ}$, $A_{f\ ЭОПФ}$, при проявлении ЭПФ и ЭОПФ, соответственно, не произошло.

Под воздействием электронного излучения реактивные напряжения $\sigma_{p\ ЭПФ}$, $\sigma_{p\ ЭОПФ}$ при проявлении ЭПФ и ЭОПФ, соответственно (табл. 1), у образцов сплава ТН1 (в состоянии после отжига и после закалки) значимо не изменились, а температуры начала и окончания развития реактивных напряжений $A_s^{p}{}_{ЭПФ}$, $A_f^{p}{}_{ЭПФ}$ ($A_s^{p}{}_{ЭОПФ}$, $A_f^{p}{}_{ЭОПФ}$) во время проявления ЭПФ (ЭОПФ), соответственно, уменьшились примерно на 20–35 ºС для образцов в состоянии после закалки.

Таблица 1. **Средние значения максимальных реактивных напряжений и температур развития реактивных напряжений, полученных при проявлении ЭПФ и ЭОПФ у сплава ТН1 при заданной деформации ε_p = 11 % до и после воздействия электронного излучения с дозой $2\cdot10^9$ рад**

Состояние сплава	ε_p, %	$A_s^{p}{}_{ЭПФ}$, ºС	$A_f^{p}{}_{ЭПФ}$, ºС	$\sigma_{p\ ЭПФ}$, МПа	$A_s^{p}{}_{ЭОПФ}$, ºС	$A_f^{p}{}_{ЭОПФ}$, ºС	$\sigma_{p\ ЭОПФ}$, МПа
отжиг (450 ºС, выдержка 30 минут→охлаждение с печью)							
Без облучения	11	75	150	550	45	110	450
Доза облучения 2×10^9рад	11	75	140	520	55	110	440
закалка (от 800 ºС, выдержка 30 минут→закалка в воду)							
Без облучения	11	105	170	490	60	130	390
Доза облучения 2×10^9рад	11	75	135	460	40	95	400

Исследование влияния воздействия тормозного излучения на термомеханические характеристики сплава ТН1

Проведено исследование влияния воздействия тормозного излучения линейного резонансного ускорителя электронов ЛУ-10-20 со средней энергией квантов 1,2 МэВ с дозами $1{,}4\times10^4$, $1{,}05\times10^5$, $1{,}02\times10^6$ рад на термомеханические характеристики образцов сплава никелида титана марки ТН1 (в состоянии после отжига при 500 ºС в течение 30 мин) во время их свободного формовосстановления (формоизменения). Исследования показали, что увеличение дозы тормозного излучения с $1{,}4\times10^4$ до $1{,}02\times10^6$ рад не привело к подавлению ЭПФ и ЭОПФ у исследуемых образцов сплава ТН1, т.е. статистически значимого изменения таких термомеханических характеристик, как $K^{B}_{\text{ЭПФ}}$, $K_{\text{ЭОПФ}}$, $K_{\text{ост}}$, $A_{\text{s ЭПФ}}$, $A_{\text{f ЭПФ}}$, $M_{\text{s ЭОПФ}}$, $M_{\text{f ЭОПФ}}$, $A_{\text{s ЭОПФ}}$, $A_{\text{f ЭОПФ}}$, при проявлении ЭПФ и ЭОПФ, соответственно, не произошло (табл. 2).

Таблица 2. **Средние значения термомеханических характеристик образцов никелида титана марки ТН1 (в состоянии после отжига) во время их свободного формовосстановления (формоизменения) до и после воздействия тормозного излучения**

Доза тормозного излучения, рад	ε_p, %	$K^{B}_{\text{ЭПФ}}$, %	$K_{\text{ЭОПФ}}$, %	Характеристические температуры формовосстановления (формоизменения) образцов после их деформирования, ºС					
				При первом нагреве		При охлаждении после первого нагрева		При втором нагреве	
				$A_{\text{s ЭПФ}}$	$A_{\text{f ЭПФ}}$	$M_{\text{s ЭОПФ}}$	$M_{\text{f ЭОПФ}}$	$A_{\text{s ЭОПФ}}$	$A_{\text{f ЭОПФ}}$
–	4,5	80	10	69	91	43	21	49	73
$1{,}4\times10^4$	4,7	74	9	74	90	39	25	52	68
$1{,}05\times10^5$	4,4	80	10	72	89	42	24	52	70
$1{,}02\times10^6$	4,6	78	10	71	91	41	23	51	70

Список литературы

1. Ионайтис Р. Р. Возможности и особенности использования сплавов с памятью формы в ядерной технике. – Тезисы докладов XXXII межреспубликанского семинара «Актуальные проблемы прочности», посвященного памяти В. А. Лихачева, 12-14 ноября 1996 г., С.-Петербург. – С.-Пб, 1996. – С. 85-86.
2. Фазовые превращения при облучении / Под ред. Нолфи Ф. В. // Пер. с англ. – Челябинск: Металлургия, Челябинское отделение. – 1989. – 312 с.
3. Попов Н. Н. Экспериментально-методическая база для исследования термомеханических свойств материалов с эффектом памяти формы. – Заводская лаборатория: Диагностика материалов. – 2006. – Т. 72, № 12. – С. 34-39.
4. Герасимов А. И., Гордеев В. С., Долотенко М. И. и др. Электрофизические установки. – Журнал «Атом». – 2002. – № 19. – С. 14-28.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИНЫ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ПОКРЫТИЯ И УПРУГОГО ОСНОВАНИЯ

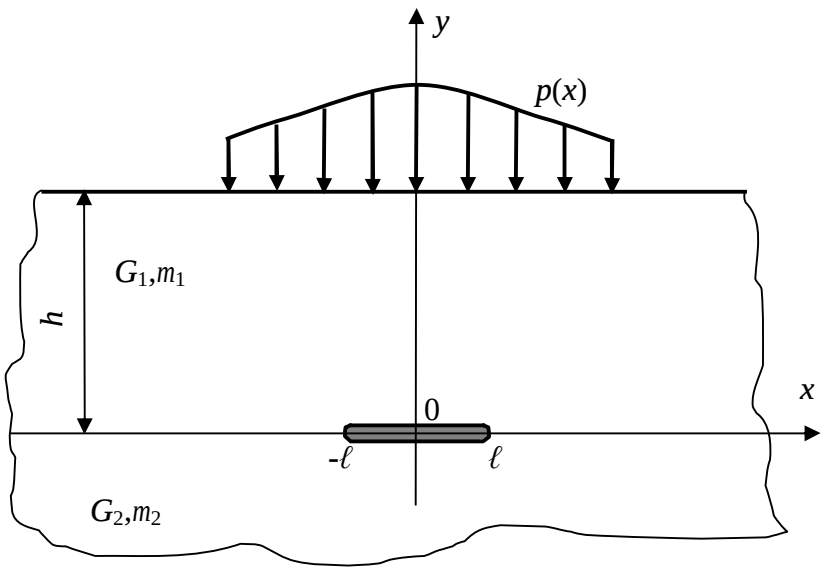
Гасанов Ш. Г.

Бакинский филиал Московского государственного открытого университета,
irakon63@hotmail.com

Проведено математическое описание модели зарождения трещины, возникающей на границе раздела покрытия, сцепленного с упругой полуплоскостью (подложкой) из другого материала, когда к поверхности покрытия приложена нормальная нагрузка. Условие появления трещины формулируется с учетом критерия предельной вытяжки связей материалов.

Анализ [1] состояния покрытий на упругом основании выявил, что между покрытием и подложкой могут образовываться переходные зоны, в которых физико-механические свойства материала отличаются от свойств основных материалов. Эти повреждения на границе раздела сред покрытия и упругого основания могут иметь как естественное происхождение (расслоения, включения, поры), так и вызываться технологическими процессами. Задача о зарождении трещины является [2] важной задачей теории прочности.

Пусть в декартовых координатах x, y имеем двухслойное тело, состоящее из покрытия толщины h с упругими характеристиками G_1 (модуль сдвига) и μ_1 (коэффициент Пуассона), сцепленного с упругой полуплоскостью с характеристиками G_2 и μ_2 (рисунок).



Расчетная схема задачи

Рассмотрим задачу механики разрушения для двухслойного тела, когда к наружной поверхности приложена нормальная нагрузка $p(x)$. На границе поверхности покрытия $y = h$, $|x| \le \infty$ касательное напряжение равно нулю.

Пусть под действием этой нагрузки на линии раздела упругих сред $y = 0$ в силу недостаточной адгезионной прочности между покрытием и полуплоскостью (основание) возникает область ослабленных межчастичных связей материала. При нагружении в ней (прослойки перенапряженного материала) образуется зона пластического течения. Пусть, для определенности, внешняя нагрузка изменяется так, что в области ослабленных межчастичных связей материала осуществляется пластическое деформирование. Через некоторое число циклов нагружений возможность пластического деформирования в зоне ослабленных межчастичных связей материала исчерпывается, и раскрытие берегов зоны пластического течения резко возрастает. Если раскрытие берегов зоны предразрушения в точке максимальной концентрации достигает предельного значения δ_c (где δ_c – постоянная, характеризующая материал адгезионного слоя), то в этой точке зарождается трещина. Важно отметить, что в предлагаемой расчетной модели, удлинение трещины происходит непрерывно от нулевой длины.

Принимается, что при действии нормальной нагрузки на поверхности покрытия взаимодействие между поверхностями в зоне предразрушения (область ослабленных межчастичных связей материала) характеризуется постоянными нормальными σ_* и касательными τ_* напряжениями сцепления. Такое предположение позволяет моделировать пластическое течение в промежуточном адгезионном слое.

Рассмотрим плоскую задачу о полосе предразрушения длины $2\mathbf{l}$, расположенную на границе материалов $|x| \le \mathbf{l}$, $y = 0$ (рисунок). Поскольку указанная зона (прослойка перенапряженного материала) мала по сравнению с остальной упругой частью двухслойного тела, то ее можно мысленно удалить, заменив разрезом, поверхности которого взаимодействуют между собой по некоторому закону, соответствующему действию удаленного материала. Таким образом, задача о деформировании двухслойного тела за пределом упругости сводится к задаче о деформировании двухслойного упругого тела, имеющего условный разрез. Силы, действующие по поверхностям этой зоны, называются силами ослабленных связей, а зоны, в которых они появляются, зонами предразрушения или областями ослабленных связей. Напряжения σ_* и τ_* отвечают пластическому течению адгезионного материала в тонком промежуточном слое и удовлетворяют некоторому условию пластичности $f(\sigma_*, \tau_*) = 0$. Условие ограниченности напряжений у вершины полосы предразрушения при $x = \pm\mathbf{l}$ дает второе соотношение для определения значений σ_* и τ_*.

На основании сказанного выше, краевые условия задачи запишем в виде (верхний индекс 1 соответствует покрытию, верхний индекс 2 – полуплоскости):

при $y = h$ $\qquad s_y^{(1)} = -p(x), \qquad t_{xy}^{(1)} = 0$ (1)

при $y = 0$ $\qquad u^{(1)} + iu^{(1)} = u^{(2)} + iu^{(2)} \qquad (|x| > \mathbf{l})$ (2)

$$s_y^{(1)} + it_{xy}^{(1)} = s_y^{(2)} + it_{xy}^{(2)}$$

$$u^{(1)} - u^{(2)} = g(x), \qquad u^{(1)} - u^{(2)} = g_1(x) \qquad (|x| \le \mathbf{l}), \qquad (3)$$

$$s_y^{(1)} = s_*, \qquad t_{xy}^{(1)} = t_* \qquad (|x| \le \mathbf{l}), \qquad (4)$$

где i – мнимая единица; искомые функции $g(x)$ и $g_1(x)$ характеризуют раскрытие берегов зоны предразрушения.

Считается, что при $y \to -\infty$ перемещения и напряжения исчезают.

Для определения предельной величины внешней нагрузки, при которой происходит зарождение трещины, постановку задачи необходимо дополнить условием (критерием) появления трещины (разрыва межчастичных связей в материале адгезионного слоя). В качестве такого условия примем [2] критерий критического раскрытия берегов полосы предразрушения

$$\left|\left(\upsilon^{(1)}-\upsilon^{(2)}\right)-i\left(u^{(1)}-u^{(2)}\right)\right|=\delta_c \qquad (5)$$

Это дополнительное условие позволяет определить параметры двухслойного тела, при которых происходит появление трещины на границе раздела материалов.

Для решения краевой задачи (1) – (4) используем четыре функции Папковича-Нейбера $F_n^m(x,y)$ $(n,m=1,2)$. Из них две для покрытия (верхний индекс 1) и две для полуплоскости (верхний индекс 2). Напряжения и перемещения выражаются через функции Папковича–Нейбера по известным формулам [3]. Из-за симметрии задачи по x используем cos-преобразование Фурье. Удовлетворяя функциями Папковича-Нейбера граничным условиям (1)–(3), получили систему шести линейных алгебраических уравнений относительно шести неизвестных функций $A(\alpha)$, $B(\alpha)$, $C(\alpha)$, $D(\alpha)$, $E(\alpha)$, $F(\alpha)$.

Удовлетворяя граничным условиям (4) на берегах полосы предразрушения, получаем систему двух интегральных уравнений относительно функций $g(x)$ и $g_1(x)$:

$$\begin{aligned}
&-\int_{-1}^{1} g(\eta)K_{11}^{*}\left(\frac{\eta-x}{h}\right)d\eta+\int_{-1}^{1} g_1(\eta)K_{12}^{**}\left(\frac{\eta-x}{h}\right)d\eta=\frac{\pi h\beta_1}{\theta_1}\,f_1^{*}\left(\frac{x}{h}\right), \qquad (6)\\
&\int_{-1}^{1} g(\eta)K_{12}^{**}\left(\frac{\eta-x}{h}\right)d\eta+\int_{-1}^{1} g_1(\eta)K_{13}^{*}\left(\frac{\eta-x}{h}\right)d\eta=\frac{\pi h\beta_2}{\theta_1}\,f_2^{**}\left(\frac{x}{h}\right)
\end{aligned}$$

Для решения системы интегральных уравнений (6) использовали асимптотический метод В.М. Александрова [4], эффективный для относительно узкой полосы предразрушения.

Совместное решение полученных уравнений дает возможность (при заданных характеристиках материала) определить критическую величину внешней нагрузки, размеры полосы предразрушения для состояния предельного равновесия, при которых происходит появление трещины-расслоения.

Список литературы

1. Гнесин Г.Г., Фоменко С.Н. Износостойкие покрытия на инструментальных материалах // Порошковая металлургия. 1996. №9/10. С. 17 – 28.
2. Мирсалимов В.М. Зарождение дефекта типа трещины во втулке контактной пары // Математическое моделирование. 2005. Т. 17, №2. С. 35 – 45.
3. Уфлянд Я.С. Интегральные преобразования в задачах теории упругости. М.:, Л.: Изд. АН СССР, 1963. 367 с.
4. Александров В.М., Сметанин Б.И., Соболь Б.В. Тонкие концентраторы напряжений в упругих телах. М.: Наука, 1993. 222 с.

О ВОЗМОЖНОСТИ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОРИСТЫХ СИСТЕМ И НАНОМАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Шарков Б. Ю. [1], Графутин В. И. [1], Залужный А. Г. [1], Илюхина О. В. [1], Мясищева Г. Г. [1], Прокопьев Е. П. [1,2], Тимошенков С. П. [2], Фунтиков Ю. В. [1]

[1]*Институт теоретической и экспериментальной физики им. А.И.Алиханова, Москва*, epprokopiev@mail.ru, (http://www.prokopep.narod.ru)
[2]*Московский институт электронной техники (Технический университет)*

Позитронная аннигиляционная спектроскопия (ПАС) [1–4] включает себя, в основном, три метода: изучение временного распределения аннигиляционных фотонов (ВРАФ), углового распределения аннигиляционных фотонов (УРАФ) и доплеровского уширения аннигиляционной линии с энергией 0,511 МэВ (ДУАЛ) [1,2]. Метод ВРАФ дает сведения об электронной плотности в месте аннигиляции позитрона, а методы УРАФ и ДУАЛ дают информацию о распределении импульсов электронов. Проведенные исследования [1,2] позитронной аннигиляции в компактированных нанокристаллических металлах и сплавах [3], а также в полупроводниках [1,2] и пористом кремнии [2] показали, что позитроны эффективно зондируют свободные объемы (в основном, вакансии и дивакансии) с размерами ≤ 1 нм как в металлах и сплавах, так и в полупроводниках и пористых системах.

Ниже рассматривается важный вопрос о методах определения размеров нанообъектов по временам жизни τ и ширинам импульсных распределений $\theta_{1/2}$ для позитронов, аннигилирущих в вакансиях, порах и пустотах и в интерфейсах в компактированных нанокристаллических материалах, а также в различных материалах, подвергаемых облучению различными элементарными частицами и g лучами, на основе теоретических представлений, приведенных в [5], и различные примеры их применений.

Обычно для расчетов используется простая модель, когда позитрон и Ps находятся в сферической яме радиусом R_0 с бесконечно высоким потенциальным барьером. Для того чтобы избегнуть детальных расчетов электронной плотности, обычно допускается [5], что ортопозитроний ($o-Ps$) аннигилируют эффективно в некоем пограничном слое свободного объема толщиной R_w

$$\lambda = 2P = \left[1 - \frac{R}{R_0} + (2\pi)^{-1} \sin\left(\frac{2\pi R}{R_0}\right)\right], \qquad (1)$$

где $R = R_0 - R_w$. Анализ аннигиляции $o-Ps$ в материалах с известными значениями радиусов пор на основе уравнения (1) показывают, что величина $R_w \equiv \Delta R = R_0 - R = 1{,}656$ Å. Таким образом, уравнение (1) является основой для определения радиусов пор. ВРАФ спектроскопия оказалась особо эффективным методом определения размеров ультрамикропор (с размерами $R_0 \leq 10$ Å) и их распределения по радиусам [5].

Применим ту же самую квантовую модель для позитрона и позитрония с целью получения связи между экспериментальными значениями $\theta_{1/2}$ узкой компоненты УРАФ и радиусом свободного объема R. В этом случае соотношение между R и $\theta_{1/2}$ для позитрона и парапозитрония имеет вид

$$R\,[\text{Å}] = 16,60/(\theta_{1/2}),[\text{mrad}]) \qquad (2)$$

Для случая $o-Ps$ для того, чтобы получить корреляцию (соотношение) между радиусом свободного объема R и шириной $\theta_{1/2}$ используют полуэмпирическую величину электронного слоя $\Delta R \equiv R_w = 1.656$ Å, полученную по методу ВРАФ, в результате чего получаем выражение

$$R = \frac{16,60}{\theta_{1/2}} - 1,656\,, \qquad (3)$$

где R и $\theta_{1/2}$ выражаются в Å и mrad, соответственно. Используя уравнения (1)–(3), можем определять радиусы свободных объемов в наноматериалах по измерению величин $\theta_{1/2}$ компоненты методом УРАФ.

Далее рассмотрение кинетической схемы аннигиляционных распадов и превращения позитрона и парапозитрония в области захвата позитронов слоя дает возможность получить связь между константой захвата k_{tr} и интенсивностью узкой компоненты $I_{tr} \cong I_1$

$$k_{tr} \cong I_{tr}\lambda_{tr}, c^{-1} \qquad (4)$$

Здесь $\lambda_{tr} \approx 10^{10}\text{с}^{-1}$ – скорость аннигиляционного распада позитрона (парапозитрония) в области захвата, для $o-Ps$ величина $\lambda_{tr} \approx 10^{9}\text{с}^{-1}$.

. В свою очередь величина константы k_{tr} в свою очередь может быть записана в виде двух адекватных выражений

$$k_{tr} = \sigma_{+}\upsilon\bar{N}_d\,, \quad k_{tr} = 4\pi D_{+}\bar{R}_d\bar{N}_d\ . \qquad (5)$$

Здесь s_{+} – среднее значение сечения захвата дефектами объемных состояний парапозитрония; v – скорость термализованных состояний парапозитрония; $\bar{N}_d$ – средняя концентрация дефектной области кристалла, чувствительных к термализованным объемным состояниям парапозитрония, D_{+} – коэффициент диффузии объемных состояний парапозитрония. Из приведенных выражений можно определить величины $k_d, \bar{N}_d$ и $\bar{R}_d$, если известны такие параметры, как $\lambda_1, D_{+}, \bar{\sigma}_{+}(i)$ и v. Ниже приводятся наши данные по определению размеров нанообъектов и их концентраций методом УРАФ для пористого кремния, кремния и монокристаллов кварца, облученных протонами, и порошках кварца.

Для экспериментального значения в пористом кремнии $\theta_{1/2} \approx 1,0$ мрад [4], получили среднее значение радиуса пор $R \approx 16,6$ Å $\approx 1,7$ нм. Их концентрация в пористом слое оказалась равной ~10^{14} см$^{-3}$.

Согласно [6], средние концентрации радиационных дефектов в протонированных пластинах кремния в приповерхностных слоях с определенными значениями $\bar{k}_d$ получились заключенными в пределах $\bar{N}_d \sim 3,5\cdot10^{15} - 2,1\cdot10^{16}$ см$^{-3}$. В предположении, что значению $\theta_g \approx 11$ мрад соответствует аннигиляция позитронов, захваченных радиационными дефектами, по формуле (2) оценили их средний радиус $R_d \approx 1,51$ Å. Таким образом, на основании вышеизложенного можно полагать, что в исследованных нами пластинах кремния, облученных протонами, обнаруживаются прежде всего радиационные дефекты типа вакансий V и их комплексов. Именно то-

чечные радиационные дефекты с размерами (диаметрами) порядка от 3 до 10 Å являются эффективными центрами захвата позитронов.

Как показали наши эксперименты, при аннигиляции полностью термализованных атомов парапозитрония в монокристаллах кварца в интервале температур 288-633 К полная ширина узкой компоненты на ее полувысоте $\theta_{1/2}$ составляет всего $\theta_w \approx$ 1,03–1,25 мрад, а для широкой компоненты $\theta_w \approx 10$ мрад. Используя уравнение (2), определили радиусы свободных объемов в кварце по измерению величин $\theta_{1/2}$ узкой компоненты методом УРАФ. Оказалось, что радиусы локализации атома парапозитрония зависят от температуры и изменяются в температурном интервале от 15 до 360 ^{0}C от значения 13,3 Å при 15 ^{0}C до значения 16,3 Å при 360 ^{0}C. Отсюда из данных табл.2 определили концентрацию центров захвата парапозитрония в кварце: при $R \approx 12 \cdot 10^{-8}$ см, $I_f \approx 0{,}03$ $\bar{N}_d = k_{tr} / \sigma_{Ps} v = I_f \lambda_{tr} / \pi R^2 v \approx 4{,}2 \cdot 10^{14}$ см$^{-3}$. Согласно этим данным, можно полагать, что эффективными свободными центрами (областями захвата позитрония) являются, скорее всего, вакансии или дивакансии, возникающие в результате упругих напряжений, обусловленных примесями внедрения, и радиационных нарушений в объеме кристалла кварца,

В случае порошков кварца [6] спектры УРАФ разлагались на три компоненты с интенсивностями I_{gi}.и ширинами $(\theta_{1/2})_{gi}$. Компоненту с интенсивностью I_{g1} и шириной $(\theta_{1/2})_{g1}$ относили к аннигиляции позитронов на частицах кварца, скорее всего, в вакансиях с радиусом $R_{g1} \approx 1{,}75$ Å. Компоненту с интенсивностью I_{g2} и шириной $(\theta_{1/2})_{g2}$ относили к аннигиляции ортопозитрония, захваченного ловушками с радиусом $R_{g2} \approx 10$ Å в междузеренном пространстве, а компоненту с интенсивностью I_{g3} и шириной $(\theta_{1/2})_{g3}$ относили к аннигиляции парапозитрония, локализованного в междузеренных ловушках с радиусами $R_{g3} \approx 15$ Å.

Таким образом, проведенные нами исследования позитронной аннигиляции в пористом кремнии, пластинах кремния и монокристаллах кварца, облученных протонами, а также в порошках кварца показали, что позитроны эффективно зондируют различные нанообъекты в этих веществах.

Список литературы

1. В.И.Графутин, Е.П.Прокопьев. // Успехи физических наук. 2002. Т.172. №1. С.67-83.
2. Е.П.Прокопьев, С.П.Тимошенков, В.И.Графутин, Г.Г.Мясищева, Ю.В.Фунтиков. Позитроника ионных кристаллов, полупроводников и металлов. М.: Ред.-изд. отдел МИЭТ (ТУ), 1999. 176 с.
3. А.И.Гусев. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии. М.: Физматлит, 2005. С.270-292
4. С.А.Гаврилов, В.И.Графутин, О.В.Илюхина, Г.Г.Мясищева, Е.П.Прокопьев, С.П. Тимошенков, Ю.В.Фунтиков. Письма в ЖЭТФ. 2005. Т.81. Вып.11-12. С.680-682.
5. Y.C.Jean. Positron Annihilation Spectroscopy for Chemical Analysis: A Novel Probe for Microstructural Analysis of Polymers // Microchem. J. 1990. Vol.42. P.72-102.
6. В.И.Графутин, О.В.Илюхина, В.В.Калугин, Г.Г.Мясищева, Е.П.Прокопьев, Ю.В. Фунтиков, Ан.С.Тимошенков, Д.К.Григорьев, С.П.Тимошенков. Исследование позитронных состояний и дефектов в кремнии, облученном протонами. Физика и химия обработки материалов. 2006. №5. С.5-12.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Васильев Л. С.

Физико-технический институт УрО РАН, Россия, г. Ижевск,
uds@pti.udm.ru

Введение

Процесс пластического деформирования может привести к существенному изменению устойчивости кристаллических решеток твердых тел. Под влиянием внешней нагрузки и структурных дефектов в материале могут протекать различные структурно-фазовые превращения. Многие из них могут протекать одновременно и значительно изменять условия протекания друг у друга.

Цель работы состоит в исследовании влияния критических явлений, возникающих при пластическом деформировании, на процессы локального плавления металлов и сплавов.

Пределы устойчивости кристаллической решетки при механическом растяжении

Оценим равновесное количество вакансий в гидростатически растянутой кристаллической решетке металла. При давлении p и абсолютной температуре T оно определяется формулой:

$$n_\upsilon = Ne^{-(\varepsilon+p\upsilon)/kT}/(1-e^{-(\varepsilon+p\upsilon)/kT}). \quad (1)$$

Здесь ε – энергия образования вакансии, υ – объем вакансии, k – постоянная Больцмана, N – число атомов в единице объема. Из этой формулы видно, что при критическом давлении

$$p_c = -e/u \quad (2)$$

количество вакансий становится бесконечно большим для любого значения температуры. Для железа и сталей $p_c \approx -2.2\cdot10^{10}$ Па. Это давление может быть создано в окрестности концентраторов напряжений при внешней нагрузке близкой к пределу разрушения $\sigma_в$.

Отметим, что задолго до достижения давлением p своего критического значения p_c, кристаллическая решетка становится абсолютно неустойчивой к сохранению дальнего порядка. Действительно, вакансии всегда увеличивают свободный объем материала, а в твердой фазе эта величина не может быть слишком большой. Хорошо известно, что при значениях концентрации вакансий $0.01 \le c_\upsilon \le 0.1$ ($c_u = n_u / N$) величина свободного объема в конденсированном веществе уже соответствует жидкому состоянию, а при $c_\upsilon > 0.1$ свободный объем тела становится настолько большим, что при температурах ниже температуры плавления металл может существовать только в газообразном виде. Таким образом, не только кристаллическая решетка, но и конденсированное состояние вещества не могут существовать в некоторой области давлений, превышающих критическое значение p_c.

Спинодаль испарения твердой фазы

При повышенных растягивающих нагрузках твердое тело в отдельных материальных точках становится абсолютно неустойчивым к возникновению процессов внутреннего испарения (сублимации) с образованием полостей заполненной газообразной средой. Эта область критических состояний на диаграмме фазовых равновесий ограничена кривой, называемой спинодалью испарения твердой фазы.

Единственным микроскопическим механизмом, позволяющим производить внутри твердого тела полости и инициировать процессы сублимации, является механизм слияния вакансий в трехмерные плотные скопления. Следовательно, абсолютная неустойчивость

к внутреннему испарению полностью эквивалентна абсолютной неустойчивости вакансионного твердого раствора к расслоению. Это означает, что спинодаль испарения твердой фазы совпадает со спинодалью расслоения вакансий в твердом растворе. Вакансионную спинодаль приближенно можно найти как бифуркационное решение уравнения (1), в котором учтена зависимость энергии образования вакансий от их концентрации. Однако физически более корректным является метод определения абсолютной неустойчивости твердого раствора относительно малых флуктуаций концентрации вакансий. При этом может быть получено соотношение между критической температурой расслоения вакансионного раствора T_c и средней концентрацией вакансий

$$kT_c = c_v(1-c_v)\,W_0 \tag{3}$$

Здесь W_0 – Фурье-образ потенциала взаимодействия вакансий при нулевом значении волнового вектора. Уравнение (3) задает зависимость давления на спинодали от температуры:

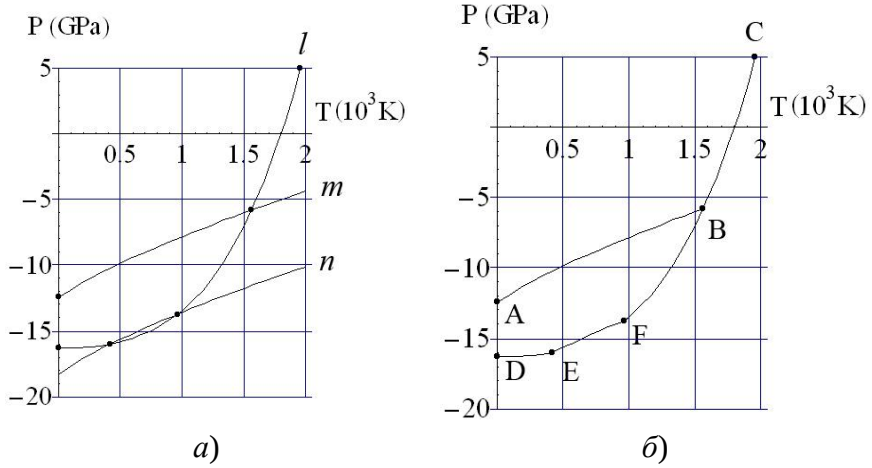
$$p_s = \frac{1}{2\gamma_s}\left(1-\sqrt{1+\frac{4\alpha_s\gamma_s}{\Omega_{0s}\left(1+u_{vs}\right)}}\right) \tag{4}$$

$$\alpha_s = kT\left(\frac{1}{2}+\sqrt{\frac{1}{4}-\frac{kT}{W_0}}\right)^{-1} - \varepsilon_{0v}^{(s)} - kT\ln\left\{\frac{1}{2}-\sqrt{\frac{1}{4}-\frac{kT}{W_0}}\right\} \tag{5}$$

где g_s — изотермическая сжимаемость твердой фазы, Ω_{0s} — атомный объем при нормальных условиях, u_{vs} — коэффициент объемного вакансионного расширения решетки ($u_{vs} < 0$), $e_{0v}^{(s)}$ — энергия образования вакансии в твердом теле.

Положение спинодали испарения жидкой фазы

Поскольку линия плавления является границей между равновесными фазовыми состояниями твердой фазы и расплава, на ее положение может оказывать влияние область критических состояний жидкой фазы. Эта область ограничена спинодалью испарения жидкости.



а) *б*)

Рис. 1. Положения линий фазовых равновесий чистого железа при растягивающей механической нагрузке. *а*): *l* – линия плавления, построенная без учета критических состояний конденсированных фаз, *m* и *n* – спинодали испарения жидкой и твердой фаз, соответственно. *б*): *ABC* – реальная линия плавления твердой фазы при квазистатическом нагружении, *DEFBC* – реальная линия плавления твердой фазы при импульсном нагружении.

Чтобы найти уравнение этой спинодали необходимо определить структурную модель жидкой фазы. Известно, что жидкие металлы и сплавы имеют кластерно-аморфное строение. Кластеры представляют собой достаточно малые (диаметром $D \sim 1$ нм) фрагменты кристаллической решетки, разделенные межкластерными границами. Анализ

объемных и кинетических эффектов при плавлении показывает, что межкластерные границы должны иметь структуру близкую к межкристаллическим границам в поликристаллических твердых телах. Свободный объем жидкой фазы в такой структуре должен складываться из свободного объема, вносимого межкластерными границами, и дополнительного объема, связанного с повышенной концентрацией вакансий на границах кластеров.

В представленной модели спинодаль испарения жидкой фазы будет полностью совпадать со спинодалью раствора вакансий, и определяться формулами (4), (5) с соответствующей подстановкой в них значений параметров для расплава.

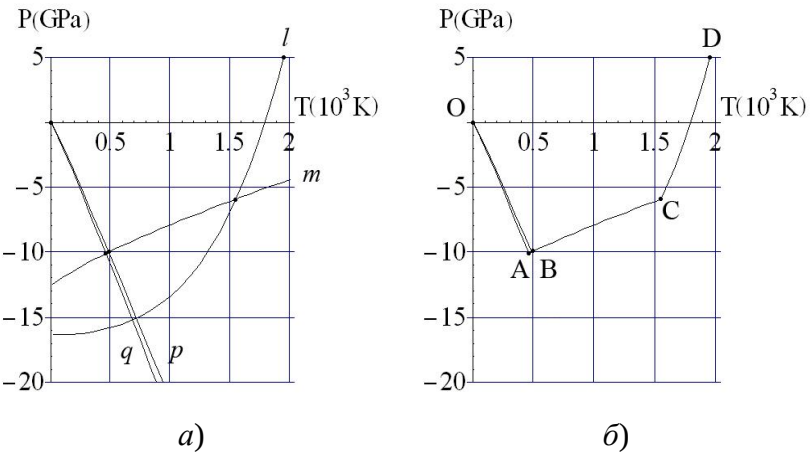
4. Положение линии плавления твердой фазы на диаграмме фазовых состояний

Форма линий плавления задается уравнением Клапейрона–Клаузиуса:

$$\frac{dp}{dT} = \frac{\Delta S}{\Delta V}. \qquad (6)$$

Здесь ΔS – изменение энтропии вещества при плавлении, ΔV – объемный эффект плавления. Эти величины зависят от температуры и давления в веществе. Для интегрирования уравнения (6) необходимо учесть вклады фононной, примесной и вакансионной подсистем твердой и жидкой фаз. Наиболее существенно они проявляются в поведении теплоемкостей, сжимаемостей и коэффициентов теплового расширения. Приведем результаты численного расчета положения линии плавления чистого железа (рис.1).

На фрагменте рис.1*а* приведена кривая зависимости давления от температуры на линии плавления железа, полученная без учета критических состояний конденсированных фаз при деформировании растяжением (кривая *l*). Здесь же для сравнения приведены расчетные положения спинодалей испарения жидкой фазы (кривая *m*) и твердой фазы (кривая *n*). Видно, что кривая *l* пересекает обе спинодали испарения. Однако, такое поведение кривой плавления запрещении термодинамической теорией устойчивости, поскольку под спинодалями испарения находятся состояния абсолютной неустойчивости конденсированных фаз.



а) *б*)

Рис. 2. Положения линий фазовых равновесий раствора водорода в железе $c_H = 6 \cdot 10^{-6}$ (атм. %). *а*: *l* – линия плавления, построенная без учета критических состояний конденсированных фаз, *m* — спинодаль испарения жидкой фазы, *q* и *p* спинодали расслоения раствора водорода в твердом и жидком железе, соответственно. *б*: *OABC* и *OBCD* — реальные положения линии плавления твердой фазы при квазистатическом нагружении.

Это означает, что реально кривая плавления твердой фазы при встрече с соответствующей спинодалью может проходить далее лишь вдоль нее, находясь вне области критических состояний. Если процесс нагружения квазистатический, то на подходе к спинодали испарения жидкой фазы *m* твердая фазы успеет расплавиться и кривая плавления пойдет по пути *ABC* (см. рис 1б). При скоростном нагружении становится возможным

сильный перегрев твердой фазы. В этом случае плавления вблизи спинодали испарения жидкой фазы не происходит и кривая плавления может пересечь кривую *m*, но далее, доходя до спинодали испарения *n*, идет вдоль нее по пути *DEFBC* (см. рис.1б). Аналогичные результаты можно получить и для раствора примесей внедрения в железе. Соответствующие графики для твердого раствора водорода приведены на рис.2.

Наличие малой концентрации водорода $c_H = 6 \cdot 10^{-6}$ (атм. %) практически не меняет положения линии *l* (см. рис. 2*a*). Положения спинодалей расслоения раствора водорода в твердой фазе показаны кривой *q*, а в жидком расплаве -кривой *p*. Кривая *m* теперь является спинодалью испарения раствора водорода в жидком железе, спинодаль испарения твердого раствора водорода в железе на рис.2а не приведена для простоты изложения. Положение кривой *l* на рис. 2*a* теперь ограничивает большее количество спинодалей. Это означает, что при квазистатическом нагружении линия плавления твердого раствора водорода в железе идет по ломаной *OBCD*. При скоростном нагружении она будет ограничена спинодалями *q*, *l* и *n* (см. рис. 1*a* и 2*a*).

Выводы

Положение линий локального плавления на диаграмме фазовых состояний металлов и сплавов при деформировании существенно ограничивается областями критических состояний вещества.

МЕХАНИЗМ АНОМАЛЬНО БЫСТРОЙ ДИФФУЗИИ В МЕТАЛЛАХ ПРИ УДАРНЫХ И ВЗРЫВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Васильев Л. С.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск,
uds@pti.udm.ru

Введение

При ударных и взрывных процессах пластического деформирования металлов и сплавов экспериментально регистрируется аномально быстрый массоперенос атомов, протекающий в условиях незначительного нагрева. В настоящее время не существует единой общепринятой точки зрения на физическую сущность этого явления.

Цель работы состоит в том, чтобы показать, что в рамках традиционной диффузионной теории существуют возможности, достаточные для объяснения всех особенностей аномального массопереноса при мощном ударном пластическом деформировании металлов.

Модель механически-индуцированного диффузионного массопереноса при мощных ударных воздействиях. Волновой механизм диффузионного массопереноса

Особенностью диффузионного массопереноса при мощных ударных воздействиях является то, что этот процесс всегда развивается на фоне интенсивного пластического деформирования материала. Это означает, что диффузионную задачу необходимо решать совместно с задачей пластического формоизменения образца с учетом существенного вклада процессов диффузионной ползучести в общую необратимую деформацию металла.

Предположим, что под влиянием внешнего механического воздействия кристаллическая решетка необратимо деформируется. Пластическую деформацию материала в этих условиях можно описать тензором скорости деформации

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_d + \dot{\varepsilon}_v \quad (1)$$

Здесь $\dot{\varepsilon}_d$ и $\dot{\varepsilon}_v$ — дислокационная и вязкая составляющие. Первая из них описывает пластическое деформирование, осуществляемое передвижением дислокаций, вторая – связана с явлениями диффузионной ползучести. Векторное поле скорости перемещения точек среды V также можно разложить на дислокационный (V_d) и вязкий (V_v) вклады:

$$V = V_d + V_v \quad (2)$$

В связи с тем, что диффузионные перескоки основных атомов и атомов примеси замещения всегда осуществляется только в направлении соседних узлов решетки, поле скоростей диффузионной ползучести всегда можно представить в виде нескольких систем скольжения плоскостей с плотной упаковкой атомов. Это означает, что анализ диффузионного массопереноса можно провести для каждой из этих плоскостей в отдельности. В соответствии со сказанным разобьем решетку на одноатомные плотноупакованные слои *A, B, C* и т.д. и обозначим скорости их движения в неподвижной системе координат (X0Y) символами V_A, V_B и V_C соответственно. Атомы примеси будем отмечать индексом 1, атомы основного элемента индексом 2.

Применим общепринятую схему диффузионного массопереноса к описанию диффузии атомов в слое *B*. Для этого рассмотрим в кристаллической решетке две соседние атомные плоскости (α) и (β), перпендикулярные слою *B* и неподвижные относительно соседнего слоя *A*. Пусть величина Δ представляет собой длину элементарного диффузионного скачка атомов примеси, F_1 – силовое поле, действующее со стороны движущегося слоя *C* на примесные атомы слоя *B*. С учетом того, что слой *B* движется относительно слоя *A*, можно найти выражение, определяющее диффузионный поток примеси, протекающий, мысленно проведенную через точку *x*, лежащую посередине между атомными плоскостями a и b :

$$I_1 = j_{ab}^{(1)} - j_{ba}^{(1)}. \quad (3)$$

Здесь:

$$j_{ba}^{(1)} = g\,\frac{n_{1b}\Delta}{t_{ba}^{(1)}} \quad (4)$$

– поток атомов примеси в направлении от плоскости β к плоскости α,

$$j_{ab}^{(1)} = g\,\frac{n_{1a}\Delta}{t_{ab}^{(1)}} + V_d' n_{1a} \quad (5)$$

– поток атомов примеси в направлении от плоскости α к плоскости β, γ — постоянная зависящая от типа кристаллической решетки, V_d' — дислокационная составляющая скорости перемещения слоя *B* относительно слоя *A*. Величины

$$n_{1a} = n_1\left(x - \frac{\Delta}{2}\right), \quad n_{1b} = n_1\left(x + \frac{\Delta}{2}\right) \quad (6)$$

представляют собой концентрации атомов примеси на плоскостях α и β соответственно. Соотношение:

$$t_{ij}^{(1)} = n^{-1} \exp\left\{\frac{U_{ij}^{(1)}}{kT}\right\} \tag{7}$$

определяет промежуток времени, необходимый для перескока атома примеси с *i*-той плоскости на *j*-тую плоскость *(i, j=α, β). T* – абсолютная температура, *k* – постоянная Больцмана, $U_{ij}^{(1)}$ – энергия активации диффузионного перескока примесного атома между *i*-той и *j*-той атомными плоскостями, *ν* – средняя частота тепловых колебаний. Верхний индекс, стоящий у всех величин в скобках, нумерует сорт атомов.

Величина энергии активации $U_{ij}^{(1)}$ зависит от силового поля F_1:

$$U_{ij}^{(1)} = U_0^{(1)} - F_1\Delta/2\,. \tag{8}$$

Здесь $U_0^{(1)}$ — энергия активации диффузии в отсутствии силового поля.

Подставляя выражения (4)–(9) в формулу (3), получим:

$$I_1 = -D_{10}\frac{\partial n_1}{\partial x}\mathrm{Ch}\left(\frac{F_1\cdot\Delta}{2kT}\right) + \frac{2n_1D_{10}}{\Delta}\mathrm{Sh}\left(\frac{F_1\cdot\Delta}{2kT}\right) + n_1V_d'\,. \tag{9}$$

Здесь D_{10} – коэффициент диффузии атомов примеси в отсутствии силового поля.

Для атомов основного элемента, получим аналогичную формулу, выражающую их поток между плоскостями *a* и *b* через соответствующие коэффициент диффузии D_{20}, вынуждающую силу F_2 и концентрацию n_2 в точке *x*:

$$I_2 = -D_{20}\frac{\partial n_2}{\partial x}\mathrm{Ch}\left(\frac{F_2\cdot\Delta}{2kT}\right) + \frac{2n_2D_{20}}{\Delta}\mathrm{Sh}\left(\frac{F_2\cdot\Delta}{2kT}\right) + n_2V_d'\,. \tag{10}$$

Формулы (9),(10) позволяют определить среднюю скорость движения слоя *B* как целого (V_{BA}) относительно слоя *A*:

$$V_{BA} = \left(D_2\Omega_2 - D_1\Omega_1\right)\frac{\partial n_1}{\partial x} + n_1\Omega_1V_{dif,1} + n_2\Omega_2V_{dif,2} + V_d' \tag{11}$$

Здесь:

$$D_i = D_{i0}\,\mathrm{Ch}\left(\frac{F_i\cdot\Delta}{2kT}\right) \qquad \text{и} \qquad V_{dif,i} = \frac{2D_{i0}}{\Delta}\mathrm{Sh}\left(\frac{F_i\cdot\Delta}{2kT}\right) \tag{12}$$

— эффективный коэффициент диффузии атома *i*-ого сорта в поле движущейся силы F_i и относительная скорость диффузионного движения атомов *i*-ого сорта соответственно, Ω_i— объем атома *i*-ого сорта, (i = 1,2).

В системе координат, неподвижной относительно слоя *B*, диффузионный поток атомов примеси определяется равенством:

$$I_1' = -\left(D_2n_1 + D_1n_2\right)\Omega_2\frac{\partial n_1}{\partial x} + n_1n_2\Omega_2\left(V_{dif,1} - V_{dif,2}\right) \tag{13}$$

Подставляя это соотношение в уравнение непрерывности, получим уравнение диффузионного переноса атомов примеси относительно деформируемой среды

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\frac{\partial}{\partial x}\left\{D_{ef}\frac{\partial c}{\partial x} - c(1-c)\left(V_{dif,1} - V_{dif,2}\right)\right\} \tag{14}$$

Здесь

$$D_{ef} = D_1(1-c) + D_2c \tag{15}$$

– эффективный коэффициент диффузии примеси в поле внешних сил, c – концентрация примеси. Аналогичное уравнение можно получить и для описания процессов диффузии атомов основного элемента. Из уравнения (14) следует, что диффузионный перенос примеси возможен даже при отсутствии неоднородностей в распределении атомов. Таким образом, в поле внешних сил оказывается возможным сквозное перемещение примеси через однородную по химическому составу кристаллическую решетку.

Рассмотрим случай, когда подвижность примеси превышает подвижность атомов основного элемента $D_1 >> D_2$. При мощных ударных воздействиях величина $F\Delta/(2kT) \geq 1$. Учитывая неравенство $|\partial c/\partial x| << c/\Delta$, уравнение (14) можно переписать в виде:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = V_{dif}\frac{\partial c}{\partial x}. \qquad (16)$$

Это равнение является гиперболическим и допускает волновые решения. Оно определяет глубину диффузионного проникновения примеси с поверхности металла $l_d = V_{dif}\, t_{ex}$, где t_{ex} – время воздействия. Расчеты по этой формуле с использованием выражения (12) показывают, что в железе глубина диффузионного проникновения примеси при мощных ударных и взрывных воздействиях может достигать значений $l_d \approx (10^{-6} \div 10^{-4})$ м. Эти результаты хорошо согласуются с имеющимися экспериментальными данными.

Выводы

1. При ударных и взрывных воздействиях на материалы скорость диффузионных процессов массопереноса может быть существенно увеличена силовым полем, действующим на атомы со стороны деформирующих внешних напряжений.
2. При определенных условиях процессы массопереноса примеси могут носить волновой характер.
3. Диффузионный массоперенос при мощных ударных и взрывных воздействиях возможен даже в отсутствие градиента концентрации примеси. В этом случае он носит характер сквозного конвективного течения примеси сквозь неподвижную кристаллическую решетку атомов основного элемента.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА

Гапонцев В. Л.[1], Дерягин А. И.[2], Гапонцева Т. М.[3]

[1]*Российский государственный профессионально-педагогический университет*
[2,3]*Институт физики металлов Уральского отделения РАН*
[1]vlgap@mail.ru, [2]deryagin@prm.uran.ru, [3]tmt_@mail.ru

В процессе холодной интенсивной пластической деформации (ИПД) сплавов при понижении температуры диффузионное перераспределения состава возрастает [1–4]: 1) в диапазоне (380–570 К) рост температуры приводит к уменьшению эффек-

та вплоть до полного исчезновения, 2) в диапазоне (260–380 К) понижение температуры приводит к насыщению эффекта, 3) в диапазоне (70–260 К) эффекты перераспределения состава “уменьшаются” при понижении температуры, если время ИПД ограничено и достигают насыщения, если время механоактивации неограничено. Особенностью механоактивации при температуре 70К является “отложенный” характер эффектов перераспределения состава: они не фиксируется в образцах, исследуемых непосредственно после ИПД, но при слабом отжиге возникает перераспределение состава [2]. Сильный отжиг ведет к равновесному распределению состава. Увеличение скорости деформации смещает область эффекта к более высоким температурам [4].

Для анализа эксперимента используем эстафетный механизм эволюции пространственной сетки стыковых дисклинаций [5]. Сохранение сплошности поликристалла в ходе деформации требует учета обмена свободным объемом между полюсами соседних стыковых дисклинаций.

При степенях деформации, характерных для ИПД (e >3) в отсутствии сильного квазигидростатического сжатия ($Sps < 3 \div 5$ ГПа), происходит хрупкое разрушение. Оно описывается в рамках структурно-кинетического подхода [6]. Превращения при ИПД сплавов можно рассматривать как альтернативу хрупкому разрушению, предотвращенному квазигидростатическим сжатием. Объединим идеи структурно-кинетического подхода и эстафетного механизма деформации. Проанализируем с этих позиций условия существования однородного стационарного пластического течения. Выделим один диполь в цепочке стыковых дисклинаций (см. рис.).

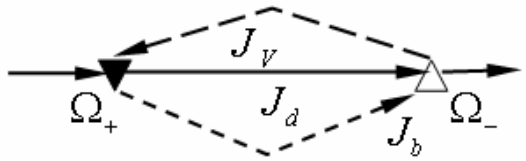


Рис. Потоки дислокаций, вакансий и вещества (по границам зерен) между полюсами дисклинационного диполя.

Будем рассматривать тройные стыки зерен как области наибольшего сопротивления движению дислокаций, тогда для них можно записать выражение для скорости пластической аккомодации по аналогии с [6]

$$\dot{\varepsilon}_{\pm}^{акк} = \dot{\varepsilon}_0^{акк} \exp\left\{-\left[U_{\pm} + V_{\pm}\left(s \pm s_{вн}\right)\right]/kT\right\}, \qquad (1)$$

$U_{\pm}$ – высота барьера, преодолеваемого дислокацией, $V_{\pm}$ – “объем” отрезка дислокации, принимающего участие в активации, $s_{вн}$ - величина внутренних напряжений, знаки $\pm$ относятся к областям сжатия и растяжения. Абсолютная величина внутренних напряжений в областях сжатия и растяжения одинакова, поскольку полная энергия упругих напряжений конечна и по условиям механического равновесия средние по любому сечению внутренние напряжения должны равняться нулю. Для однородного стационарного пластического течения скорость деформации одинакова во всех областях образца и, следовательно, $\dot{\varepsilon}_+^{акк} = \dot{\varepsilon}_-^{акк} = \dot{\varepsilon} = const$. Выполнение условия $\dot{\varepsilon}_-^{акк} = \dot{\varepsilon}$ обеспечивает отрицательная обратная связь, возникающая с учетом зависимости внутренних напряжений от скорости пластической аккомодации. В области сжатия кристаллита рост внутренних напряжений, согласно (1), сопровождается понижением скорости пластической аккомодации. Это ведет к дальнейшему росту на-

пряжений, что нарушает устойчивость пластического течения. Оно может реализоваться, если учесть зависимость высоты барьера U_+ от потока свободного объема $q_{св}$ в область сжатия из области растяжения. При этом предполагается, что на процесс поглощения и излучения дислокации влияет механизм, подобный приводящему к распаду малоугловой границы наклона при наличии потока вакансий [7]. Учитывая это, будем полагать, что $U_+(q_{св})$ – монотонно убывающая функция потока свободного объема. Скорость генерации свободного объема в области растяжения определяется интенсивностью неконсервативных дислокационных реакций, поэтому $q_{св} \sim e_-^{акк}$. Это устанавливает отрицательную обратную связь и, поэтому, устойчивость стационарного однородного течения в области дисклинационного диполя.

Возможные режимы ИПД: в области высоких температур пластическое течение контролирует диффузия по границам зерен - $D_b(T) \geq eL_b^2$ (D_b – коэффициент зернограничной диффузии, L_b – среднее расстояние между полюсами соседних стыковых дисклинаций вдоль границ зерен); в области низких температур пластическое течение контролирует диффузия вакансий $D_V(T) \geq eL^2$ (D_V – коэффициент диффузии вакансий, L – среднее расстояние между полюсами соседних стыковых дисклинаций). Перераспределение состава под действием потоков вакансий возникает за время ИПД, если пиковая концентрация вакансий принимает значение ≈ 0.05 [8]. Это возможно, если генерация вакансий происходит при испарении докритических микропор, возникновение которых можно связать с перманентным зарождением и закрытием микротрещин. Микротрещина в области полюса стыковой дисклинации растяжения возникает, когда разность $(s_{вн} - s)$ достигает значения, близкого к теоретической прочности на отрыв $s_{теор}$. Из (1) и $e_-^{акк} = e$ имеем

$$s_{вн} = (s + U_-/V_-) - (kT/V_-)\ln(e_0^{акк}/e). \qquad (2)$$

Т.к. $e_0^{акк} \geq e$, то внутренние напряжения растяжения растут с понижением температуры и ростом скорости деформации. Поэтому при низких температурах возникают условия, обеспечивающие термофлуктуационное зарождения микротрещин. Длина микротрещины определяется условиями механического равновесия и монотонно уменьшается с ростом сжатия s. При достижении напряжением сжатия критического значения длина микротрещины удовлетворяет условию $D_S(T) \sim el_{TP}^2$ (D_S – коэффициент диффузии атомов по внутренней поверхности микротрещины). В этом случае диффузионный поток атомов приводит к распаду скопления дислокаций, порождающего микротрещину, аналогично процессу, описанному в [7]. Закрываясь, микротрещина порождает микропоры, поскольку частично заполнена веществом. В режиме периодического образования и исчезновения микротрещин $s_{вн} \approx s_{теор} + s = const$ и согласно (1) скорость пластической аккомодации падает с понижением температуры. Следовательно, цикл накопление напряжений, образование микротрещины и релаксация напряжений при понижении температуры ускоряется. Это подтверждает выражение, следующее из (1) и равенств $e_+^{акк} = e_-^{акк} = e$

$$U_+(q_V)/V_+ = -(2s + U_-/V_-) + \left(kT/\left(V_-^{-1} + V_+^{-1}\right)\right)\ln(e_0^{акк}/e). \qquad (3)$$

Согласно (3) пластическое течение при понижении температуры и росте скорости деформации сохраняется, если происходит уменьшение высоты барьера при росте генерации свободного объема. Это означает рост плотности потока вакансий как

следствие увеличения частоты зарождения и закрытия микротрещин. Выражение (3) объясняет уменьшение времени достижения установившегося распределения состава при понижении температуры ИПД. Дальнейшее понижение температуры ведет к новому росту плотности потока вакансий и к достижению установившегося распределения состава за время механоактивации. Параметры установившегося распределения состава не зависят от величины плотности потока вакансий, если максимальное пиковое пересыщение вакансий больше ста [9]. Падение температуры до значений, когда $D_V(T) << \dot{\varepsilon} L^2$ ведет к тому, что достижение установившегося распределения состава лимитирует скорость диффузии вакансий. Процесс возникновения и исчезновения микротрещин не прекращается, пока температура не упадет до значений, при которых $D_S(T) << \dot{\varepsilon} l_{TP}^2$. В этих условиях вакансии накапливаются в области источника, что объясняет отсутствие перераспределения состава при температуре ИПД ~70К и его возникновение при умеренном отжиге этих образцов. Из выражения (3) видно, что увеличение скорости деформации смещает эффект в область высоких температур, что зафиксировано экспериментально.

Приведем оценку границ температурных интервалов при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 0.1$ на основе развитых представлений. Температура прекращения генерации вакансий (хрупкое разрушение) равна 72К. Температура, когда скорость диффузии вакансий начинает лимитировать процесс установления стационарного распределения состава составляет 276К. Диффузия по границам зерен перестает контролировать пластическое течение при температурах ниже 433К. Эти значения хорошо ложатся на экспериментальные диапазоны температур.

Список литературы

1. Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В. и др. Влияние состава и температуры на перераспределение легирующих элементов в процессе холодной деформации Fe-Cr-Ni сплавов // ФММ. 2008. (в печати).
2. Yermakov A.Ye., Gapontzev V.L., Kondratyev V.V., Gornostyrev Yu., Uimin M.A., Korobeinikov A. Yu. Phase instability of nanocrystalline driven alloys // Material Science Forum. 2000. V. 343 – 346. Part 2. P. 577 – 584.
3. Klassen T., Her U. and Averback S.R. Ball milling of systems with positive heat of mixing: effect of temperature in Ag-Cu // Acta mater. 1997. V. 45. № 7. P. 2921-2930.
4. Ю.С. Нечаев, С.А. Владимиров, Н.А. Ольшевский и др. О влиянии высокоскоростного деформирования на диффузионный перенос в металлах// ФММ. 1985. Т. 60. № 3. С. 542-549.
5. Зайченко С.Г., Глезер А.М. Дисклинационный механизм пластической деформации нанокристаллических материалов // ФТТ. 1997. Т. 39. № 11. С. 2023 – 2028.
6. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. -М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
7. Власов Н.М., Любов Б.Я. Расползание конечной малоугловой границы наклона вследствие неконсервативного движения дислокаций // ФММ. 1975. Т. 40. № 6. С. 1162 – 1168.
8. Гапонцев В.Л., Колосков В.М. Индуцированная диффузия – ведущий механизм формирования активированных сплавов // МиТОМ. 2007. №11. С.3 - 15.
9. Гапонцев В.Л. Диффузия и структурно неоднородные состояния в сплавах с локализованными источниками и стоками вакансий // Дисс. докт. физ. - мат. наук. Екатеринбург. 2005. - 347 с.

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ СЕТКИ ДИСКЛИНАЦИЙ В СПЛАВАХ ЗАМЕЩЕНИЯ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гапонцев В. Л.
Российский государственный профессионально-педагогический университет
vlgap@mail.ru

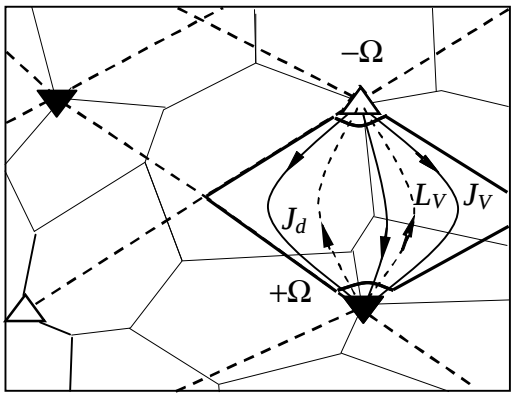


Рис.1. Пространственная сетка дисклинаций, обменивающихся потоками дислокаций J_d, сплошность среды в ходе ИПД обеспечивают потоки вакансий J_V

Формирование сплава в процессе ИПД описывается на основе эстафетной модели [1]. Сетка дисклинаций изображена на рис.1. При произвольных ориентациях векторов Бюргерса и векторов Франка процесс деформации сопровождается изменением свободного объема. Деформация без нарушения сплошности среды возможна только при обмене избыточным свободным объемом между соседними стыковыми дисклинациями разных знаков. Поэтому основную моду деформации, эстафетный обмен дислокациями, необходимо дополнить другими модами. Аккомодационными модами деформации в этом случае могут быть: зернограничная диффузия и перенос вакансий. Реализуется один из режимов ИПД в зависимости от того, какой из механизмов аккомодации контролирует процесс. Здесь рассмотрен режим, когда между полюсами соседних дисклинаций возникают потоки вакансий и перераспределение состава.

Стационарные распределения состава между полюсами пространственной сетки дисклинаций могут быть описаны в одномерном приближении [2]. За ось координаты приняты линии градиента концентрации вакансий длиной L_V. Стационарные распределения состава вдоль этих линий зависят от относительной координаты $X = x/L_V$, что позволяет ограничиться решением диффузионной задачи вдоль одной из них [2]. Стационарные распределения состава не зависят от особенностей граничных условий, если в ходе ИПД обеспечиваются мгновенные значения относительного пересыщения вакансиями более ста. Это позволяет отделить сравнительно простую одномерную задачу диффузии вакансий и компонент сплава от сложного описания процесса генерации вакансий и от деталей работы механизма пластической деформации. Для произвольного сплава замещения с неограниченной растворимостью компонент установлено, что при росте среднего содержания компонента растет его локальное содержание во всех сечениях между источником и стоком вакансий. Распределения состава сплавов с неограниченной растворимостью компонент слабо зависят от термодинамических свойств сплава. Зависимость проявляется только в числе и положении точек перегиба кривой распределения состава. Вид семейства кривых распределения состава, отличающихся средним содержанием компонента, качественно меняется только если диффузионные подвижности компонент равны при некотором составе. Появляется сепаратриса, выше которой кривые семейства монотонно убывают (возрастают), а ниже, наоборот, монотонно возрастают (убывают).

Особенности поведения семейств кривых стационарных распределений состава позволяют провести интерпретацию и анализ эксперимента. Окрестности источников вакансий обогащены подвижным компонентом, а в окрестности стоков остается малоподвижный компонент с концентрацией, близкой к чистому металлу. Такая картина островкового распределения фаз, обогащенных и обедненных железом, коррелирующего с положениями тройных стыков зерен, обнаружена в аустенитных сталях, подвергнутых холодной прокатке [3].

В системах с большой разницей атомных радиусов знак разности подвижностей компонент не меняется и перераспределение состава между источниками и стоками вакансий приводит к формированию трехзонного наноструктурного сплава. В области источников и стоков формируются неоднородные твердые растворы на основе быстрого и малоподвижного компонентов, разделенные рентгеноаморфной фазой с большими концентрационными микронапряжениями решетки. Эта модель позволила дать описание зависимостей средних размеров зерен и фазовых составов в системах Fe-Sn, Ti-Cu, Ti-Ni и Ti-Co от химического содержания образцов [4]. Неоднородное состояние сплава рассматривалось как набор локально равновесных состояний с параметрами, зависящими от локальных характеристик сплава, то есть от локальных концентраций компонент и структурных характеристик. Последнее связано с тем, что в сплавах с большой разницей атомных радиусов под действием ИПД возникают области составов, близких к эквиатомным, где действуют большие концентрационные микронапряжения, что приводит к предельно малым размерам зерен ~ (3–8) нм. Термодинамические свойства у этих сплавов зависят от структуры, которая формируется в ходе ИПД. Это наглядно выражается в том, что зависимости фазового состава наноструктурных сплавов, сформированных ИПД, от среднего химического состава образцов одинаковы для двух термодинамически полярных систем Ti–Cu и Ti–Ni, [5]. В крупнокристаллическом состоянии компоненты системы Ti–Cu не смешиваются, а система Ti-Ni имеет неограниченную область растворимости. Анализ данных для Ti–Cu показала, что в ходе ИПД меняются термодинамические свойства: энергия смешения уменьшается и область растворимости становится неограниченной. Прямое исследование образцов трехзонных наноструктурных сплавов, сформированных действием ИПД, малоэффективно, поскольку в них отсутствуют известные равновесные фазы. Но если подвергнуть такие образцы (например, Ti–Cu и Ti–Ni, полученные методом сдвига под давлением) умеренному отжигу (длина диффузии менее (20–30) нм), то произойдет частичная локальная перестройка структуры и укрупнение зерен. При этом распределение состава на длинах порядка (200–300) нм, т.е. между полюсами стыковых дисклинаций, сохранит характер, приобретенный в ходе ИПД. Умеренный отжиг приведет к восстановлению в локальных областях термодинамических параметров, характерных для крупнокристаллических сплавов. В образцах Ti–Cu произойдет расслоение по механизму спинодального распада, а в образцах Ti–Ni сформируются равновесные фазы, соответствующие локальному химическому составу. Согласно равновесной фазовой диаграмме системы Ti–Ni, ими могут быть: твердый раствор Ni в матрице Ti, интерметаллиды $NiTi_2$, NiTi, Ni_3Ti, и твердый раствор Ti в матрице Ni. Распределение этих фаз в пространстве между стыковыми дисклинациями (источниками и стоками вакансий) определяется видом кривой стационарного распределения состава, установившегося при ИПД. Ее форма, в свою очередь, зависит от среднего химического состава образца. На рис.2 приведена схема определения положения равновесных фаз вдоль линии градиента концентрации вакансий и компонент сплава (X – внутренняя координата) для сплава со средним содержанием никеля $\overline{C}_{Ni}$ (в качестве примера приведены кривые распределения состава при различных средних содержаниях никеля в образце).

В областях $0 < X < X_1$ и $X_5 < X < 1$ лежат твердые растворы титана в никеле и никеля в титане соответственно. В окрестности сечений с координатами X_2, X_3 и X_4 локализованы интерметаллиды Ni_3Ti, NiTi и $NiTi_2$. Из рис.2 видно, что для образцов с другими средними составами реализуются иные наборы равновесных фаз с другими местами их расположения.

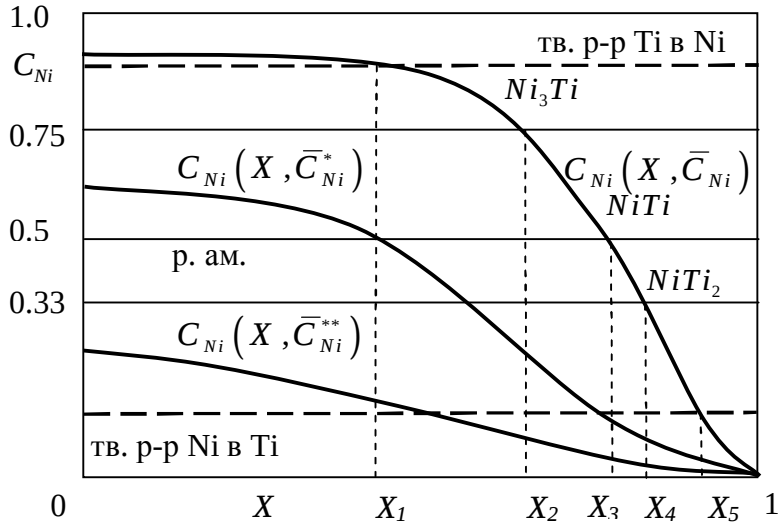


Рис. 2. Определение внутренних координат сечений локализации равновесных фаз на линиях градиентов полей концентрации после отжига сплава, сформированного при ИПД образцов NiTi с различным содержанием никеля.

Картина распределения равновесных фаз, показанная на рис.2, идентична для всех линий градиента полей концентрации между всеми соседними полюсами стыковых дисклинаций различного знака. Полюса стыковых дисклинаций, в окрестности которых локализован титан, оказываются окружены последовательно расположенными поверхностями, вблизи которых локализованы интерметаллиды $NiTi_2$, NiTi, Ni_3Ti, и твердый раствор Ti в Ni. Возникает островковая структура распределения состава, декорирующая пространственную сетку стыковых дисклинаций. Ее параметры могут быть количественно определены для различных средних составов наноструктурного сплава по методике, предложенной в [2].

Список литературы

1. Зайченко С.Г., Глезер А.М. Дисклинационный механизм пластической деформации нанокристаллических материалов // ФТТ. 1997. Т. 39. № 11. С. 2023 – 2028.
2. Гапонцев В.Л. Диффузия и структурно неоднородные состояния в сплавах с локализованными источниками и стоками вакансий // Дисс. докт. физ. - мат. наук. Екатеринбург. 2005. - 347 с.
3. В.М. Колосков, А.И. Дерягин, Н.Ф. Вильданова, В.Л. Гапонцев Концентрационные и структурные превращения в аустенитных хромоникелевых сплавах на основе железа при интенсивной пластической деформации // Физическая мезомеханика. 2006. Т.9, №5. С. 95 - 107.
4. Гапонцев В.Л. Механосплавление металлов с большим различием атомных радиусов // Электронный журнал «Исследовано в России». 2005. 177. С. 1826 - 1836.
5. Добромыслов А.В., Чурбаев Р.В., Елькин В.А., Треногина Т.Л. Механическое легирование сплавов системы титан-никель и титан-медь под высоким давлением // В сб. науч. тр. Структура и свойства нанокристаллических материалов. Екатеринбург: УрО РАН, 1999. С. 63-76.

ОТРАЖЕНИЕ УПРУГОСПИНОВЫХ ВОЛН ОТ ГРАНИЦЫ ФЕРРОМАГНИТНОГО ПОЛУПРОСТРАНСТВА

Манукян Г. А.

Институт механики НАН РА,
avetisus@yahoo.com

В магнитоупорядоченных кристаллах, в частности в ферромагнетиках, упругие волны сопровождаются спиновыми волнами и наоборот, так что в таких средах распространяются связанные упругоспиновые или магнитоупругие волны. В настоящей работе рассматривается отражение объемных магнитоупругих волн от границы ферромагнитного полупространства.

Постановка задачи

Пусть полубесконечный ферромагнитный кристалл, ограниченный плоскостью $x_2 = 0$ в декартовой координатной системе $0x_1x_2x_3$ занимает область $x_2 > 0$ и находится во внешнем однородном магнитном поле с вектором напряженности $\vec{H}_0$, который направлен по оси $0x_3$. Объемная плотность начальной намагниченности среды $\vec{M}_0 = r_0\vec{m}_0$ (где ρ_0 – материальная плотность среды, $\vec{m}_0$ – намагниченность единицы массы) параллельна $\vec{H}_0$ и также направлена вдоль оси $0x_3$. В области $x_2 < 0$ предполагается вакуум, $\vec{n}_0$ – внешняя нормаль к поверхности ферромагнетика (рис.1).

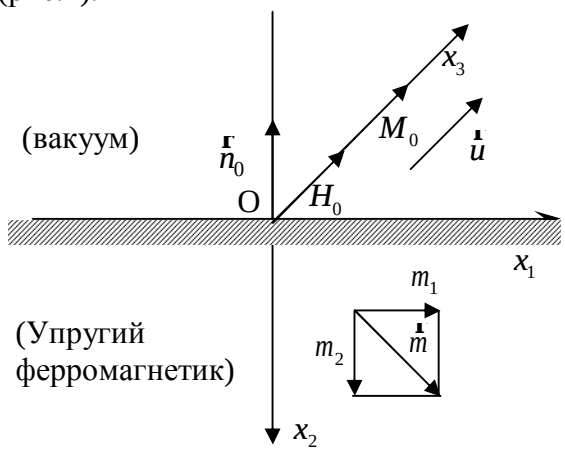


Рис. 1.

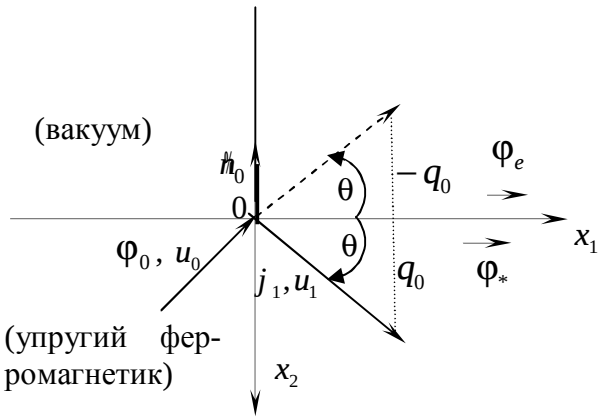


Рис. 2.

Предположим, что неизвестные возмущенные характеристики задачи удовлетворяют следующим условиям антиплоской деформации:

$\{\vec{u} = \{0, 0, u_3(x_1, x_2, t)\}, \vec{m} = \{m_1(x_1, x_2, t), m_2(x_1, x_2, t), 0\}, j = j(x_1, x_2, t), j_e = j_e(x_1, x_2, t),$

где $\vec{u}$ - вектор упругого перемещения, $\vec{\mu}$ - вектор плотности намагничивания, $\varphi(\varphi_e)$ - магнитостатический потенциал среды (вакуума).

1. Уравнения магнитоупругости в ферромагнетике (в области $x_2 > 0$):

$$\begin{cases} \dfrac{\partial^2 u_3}{\partial t^2} = S\Delta u_3 + \mathrm{M}_0 f\left(\dfrac{\partial m_1}{\partial x_1} + \dfrac{\partial m_2}{\partial x_2}\right), \Delta j = r_0\left(\dfrac{\partial m_1}{\partial x_1} + \dfrac{\partial m_2}{\partial x_2}\right) \\ \dfrac{\partial m_1}{\partial t} = \Omega_M\left(r_0^{-1}\dfrac{\partial j}{\partial x_2} + b_1 m_2 + \bar{b}\, m_0 \dfrac{\partial u_3}{\partial x_2} - l\Delta m_2\right), \dfrac{\partial m_2}{\partial t} = \Omega_M\left(-r_0^{-1}\dfrac{\partial j}{\partial x_1} - b_1 m_1 - \bar{b}\, m_0 \dfrac{\partial u_3}{\partial x_1} + l\Delta m_1\right). \end{cases}$$

2. Кваазистатическое уравнение Максвелла в вакууме (в области $x_2 < 0$):

$$\Delta\varphi_e = 0$$

3. Граничные условия на поверхности раздела $x_2 = 0$:

$$S^2 \frac{\partial u_3}{\partial x_2} + \bar{b} M_0 m_2 = 0, \quad \frac{\partial j}{\partial x_2} - r_0 m_2 = \frac{\partial j_e}{\partial x_2}, \; j = j_e, \; \frac{\partial m_1}{\partial x_2} = 0, \quad \frac{\partial m_2}{\partial x_2} = 0.$$

Выше приняты следующие обозначения :

$$\hat{C}_2 = C_2 + C_4, C_2 = m_e, C_4 = \hat{a}_2 + (b + f) M_0^2, \; S^2 = \hat{C}_2 / r_0, \; M_0 = r_0 m_0,$$

$$\hat{a}_2 = a_2 + f M_0^2, \; b_1 = b + c_0^{-1}, \; c_0 = M_0 \,|\, H_0, \Omega_M = g_0 M_0, \; \bar{b} = b + f,$$

Где m_e – модуль сдвига, α_2 – модуль упругости, b – постоянная магнитной анизотропии, f – коэффициент магнитной стрикции, λ – модуль обменного взаимодействия; $\gamma_0 = 1{,}76 \cdot 10^7 \,(\text{Э}\cdot\text{с})^{-1}$- гиромагнитное отношение, Δ - двумерный оператор Лапласа.

Отраженные магнитоупругие волны

Пусть из глубины ферромагнетика $x_2 > 0$ на его границу падает плоская магнитоупругая волна:

$$(u_{30}, m_{10}, m_{20}, j_0) = (\hat{u}_{30}, \hat{m}_{10}, \hat{m}_{20}, \hat{j}_0) e^{i(px_1 - q_0 x_2 - wt)}$$

где $\hat{u}_{30}, \hat{j}_{10}, \hat{m}_{20}, \hat{j}_0$ – амплитуды, ω – частота, p – продольное, $q = -q_0$ – поперечное волновые числа падающей волны. Компоненты волнового вектора $\vec{k}$ падающей волны можно представить в виде:

$$k_1 = p = k \cos q, k_2 = q = -k \sin q = -q_0$$

Здесь θ – угол скольжения волны, т.е. угол между волновым вектором $\vec{k}$ и положительным направлением оси $0x_1$ (рис.2), k – волновое число, определяемое по $k^2 = \lambda^{-1} \tilde{k}^2$.

Решение для отраженной волны ищем в виде плоских гармонических волн. Поскольку граничные условия должны выполняться в любой момент времени и в любой точке граничной плоскости $x_2 = 0$, то значения частоты ω и продольного волнового числа p должны быть одинаковыми во всех колебаниях и равными соответствующим значениям падающей воны. Дисперсионное уравнение умеет вид $\tilde{p}^2 + \tilde{q}^2 = 0$ и дает корни:

$$\hat{q} = \pm i \,|\, \hat{p} \,|$$

Этим корням соответствуют неоднородные магнитостатические волны в вакууме. Волны, соответствующие корню $\hat{q} = i \,|\, \hat{p} \,|$ должны быть отброшены, поскольку они нарастают вглубь вакуума при удалении от границы. Волны, соответствующей корню $q = -i \,|\, p \,|$, затухают при удалении от границы (при $x_2 \to -\infty$) и имеют вид:

$$\varphi_e = \tilde{\varphi}_e \, e^{i|p|x_2} \, e^{i(px_1 - \omega t)}$$

где $\tilde{\varphi}_e$ - неизвестная амплитуда.

Обратимся теперь к дисперсионным уравнениям.

$$\begin{bmatrix} \hat{k}^2 = 0 \\ \left(\Omega^2 - \hat{S}^2 \hat{k}^2\right)\left(\Omega^2 - \Omega_{SV}^2\right) - e_p b_1 \hat{k}^2 = 0, \end{bmatrix}$$

Первое уравнение имеет корни $q = \pm i|p|$. Они описывают магнитостатические колебания в ферромагнетике. Из этих корней в данном случае следует брать корень $q = +i\,|\,p\,|$, для того чтобы соответствующее возмущение затухало в ферромагнетике при удалении от границы. Этому корню соответствует неоднородная волна, которая распространяется в направлении оси и экспонециально убывает при удалении от границы. Эта волна является сопутствующей поверхностной волной (СПВ) и не является собственным колебанием магнитоупругой сисремы. Эта парциальная волна задается формулой:

$$\left(u_{3*}, m_{1*}, m_{2*}, j_*\right) = \left(u_{3*}, m_{1*}, m_{2*}, j_*\right) e^{-|p|x_2} e^{i(px_1 - wt)},$$

где амплитуды $u_{31*}, m_{1*}, m_{2*}, j_*$, точнее их приведенные величины $U_{1*}, m_{1*}, m_{2*}, \Phi_*$, удовлетворяют соотношениям

$$\begin{cases} M_1 = \dfrac{i\bar{b}\left(iq\Omega + b_1 p\right)}{\Omega^2 - 2b^2} U_3, \quad M_2 = -\dfrac{i\bar{b}\left(ip\Omega - b_1 q\right)}{\Omega^2 - 2b^2} U_3, \quad \Phi = \dfrac{\bar{b} b_1}{\Omega^2 - 2b^2} U_3, \end{cases}$$

при $q = +i\,|\,p\,|$.

Второе уравнение имеет решения $-q_0$ и $+q_0$, которым соответствуют падающая и зеркально отраженная магнитоупругие волны соответственно.
Падающая волна дается , а отраженная волна будет иметь выраженые:

$$\left(u_{31}, m_{11}, m_{21}, j_1\right) = \left(u_{31}, m_{11}, m_{21}, j_1\right) e^{i(px_1 + q_0 x_2 - wt)}$$

Из $k^2 = \Omega^2\left(\Omega^2 - \Omega_{SV}^2\right) / S^2\left(\Omega^2 - \bar{\Omega}_{SV}^2\right)$ имеем:

$$p^2 + q^2 = \Omega^2\left(\Omega^2 - \Omega_{SV}^2\right) / S^2\left(\Omega^2 - \bar{\Omega}_{SV}^2\right),$$

откуда находим поперечное волновое число q зеркально отраженной волны:

$$q = q_0 = q^*(\Omega,\ p),\ q^*(\Omega,\ p) = S^{-1}\sqrt{D_V}\ ,$$

где предполагается, что $D_V > 0$.

Следовательно, согласно вышеизложенному, волновые поля в фероомагнетике и в вакууме будут иметь вид:

$$u_3 = u_{30} + u_{31} + u_{3*}, m_1 = m_{10} + m_{11} + m_{1*}, m_2 = m_{20} + m_{21} + m_{2*}, j = j_0 + j_1 + j_*, x_1 > 0.$$

$$j = j_e,\ x_1 < 0$$

Список литературы

1. Ахиезер А.И., Барьяхтар Б.Г., Пелетминский С.В. Спиновые волны. М.: Наука, 1967.-386с.
2. Можен Ж. Механика электромагнитных сплошных сред.М.: Мир, 1991, 560с.
3. Багдасарян Г.Е., Даноян З.Н., Манукян Г.А. Отражение двумерных спиновых волн от границы ферромагнитного полупространства. В. Книге « Избранные вопросы теории упругости, пластичности и ползучести», посвященной 75-летию академика НАН Армении М.А. Задояна. Изд. «Гитутюн» НАН РА, Ереван, 2006, с. 75-81.
4. Damon R.W., Eshbach J.R. Magnetostatic modes of a ferromagnetic slab.-J. Phys. Chem. Solids, 1961, 19, p. 308-320.

НАНОРАЗМЕРНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ ZnSe

Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Тимонина А. В., Борисенко Д. Н., Божко С. И.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка
borisenk@issp.ac.ru

Введение

Полупроводниковые кристаллы ZnSe (соединение $A^{II}B^{VI}$), выращенные из расплава, традиционно используют для изготовления оптических элементов видимой и инфракрасной оптики, работающей в диапазоне длин волн от 0,45 до 20 мкм. В этой связи исследование структурных дефектов в них является интересным и практически важным, поскольку дефекты могут оказывать заметное влияние на оптические свойства и прочность этих кристаллов.

Методика эксперимента

Монокристаллы селенида цинка были выращены по методике, описанной в [1]. Образцы в форме параллелепипедов размерами 3x3x8 мм с торцевой гранью, параллельной плоскости спайности {110} были вырезаны из монокристалла. Образцы деформировали на изгиб до разрушения при температуре деформации T_d = 20°C, а также сжатием на машине Instron при T_d = 300°C до степени деформации ε = 10% со скоростью 5–10 мкм/мин. Затем проводили термообработку в различных режимах: отжигали на воздухе, в откачанной запаянной ампуле, в парах или в расплаве цинка. Во всех случаях температура отжига составляла T_{an} = 350°C, отжиг проводили: в первых двух случаях в течение t = 2 ч и t = 6 ч, в расплаве в течение суток, в парах Zn в течение t = 48 ч. Образцы исследовали с помощью электронного сканирующего микроскопа VegaTESCAN в режиме вторичных электронов, ускоряющее напряжение 30 кВ, диаметр зонда 7,7 нм. Поверхность образцов наблюдали также на атомно-силовом микроскопе Solver HV производства НТМДТ. В обоих случаях образцы для наблюдений готовили скалыванием по плоскости {110}.

Результаты и обсуждение

Монокристаллы ZnSe, выращенные из расплава, имеют плоскость спайности {110}. Деформация при T_d = 20°C до разрушения не превосходит 2%. На изломе наблюдаются ступени скола. При деформировании при T_d = 300°C и скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 5$мкм/мин можно достичь довольно больших степеней деформации. В кристаллах после деформации в таких условиях, кроме обычных, микроскопических дефектов, таких как полосы скольжения, появляются и другие дефекты, имеющие нанометровые размеры. Так, после деформирования при T_d = 300°C до ε = 10% на поверхности скола {110} деформированных кристаллов наблюдаются отдельные бугорки трапециевидной формы шириной 100–200 нм и длиной 500 нм, высотой около 100 нм. Последующий отжиг в вакууме или в парах металла приводил к изменению формы и плотности наноразмерных дефектов кристаллической структуры деформированного ZnSe. После отжига в парах Zn в течение 48 часов плотность наноразмерных бугорков, наблюдаемых на сканирующем микроскопе на краях ступеней скола, составляет $4 \cdot 10^6$ см$^{-2}$ (рис. 1). При исследовании с помощью АСТМ поверхности скола образцов ZnSe после такой же деформационной обработки и температурной

обработки в вакууме в течение 6 ч наблюдали бугорки размерами около 50 нм. Кроме того, наблюдались отдельные бугорки или пары размерами 15 нм. Отдельные мелкие бугорки и фрагмент поверхности, содержащей более крупные бугорки, показаны на рис. 2, 3.

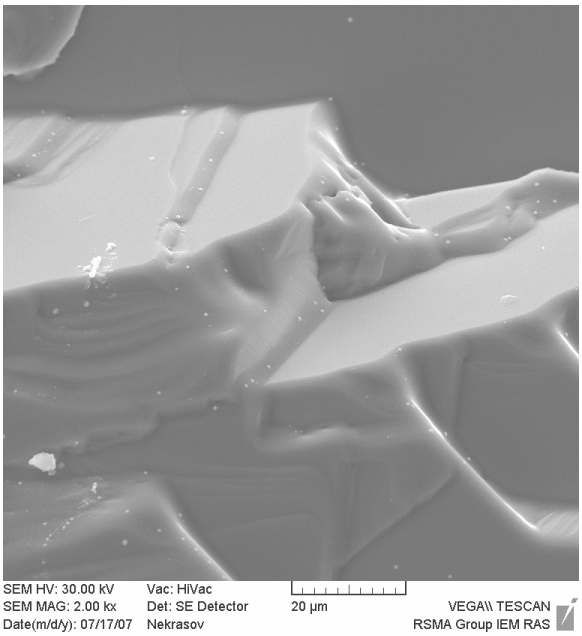


Рис. 1. Цепочка бугорков в кристалле, деформированном при T_d = 300°C до ε = 10% после последующего отжига в парах Zn при T_{an} =350°C в течение t = 48 ч (СЭМ).

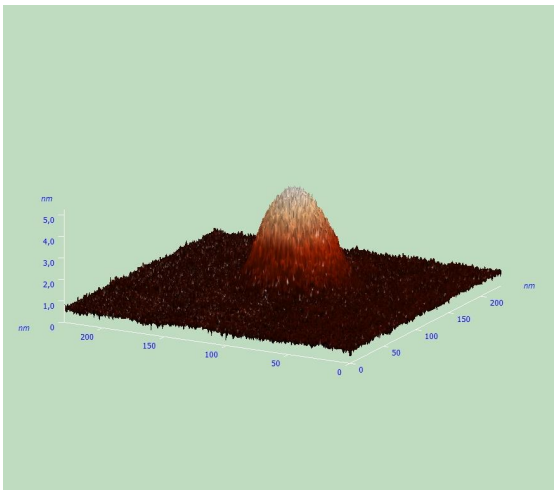


Рис. 2. Отдельный наноразмерный бугорок в кристалле после деформации и последующего отжига в вакууме при T_{an} = 350C, t = 6 ч

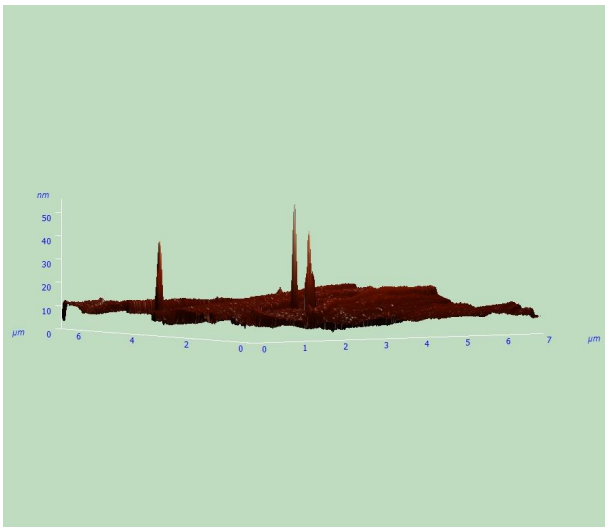


Рис. 3. Вид фрагмента поверхности скола кристалла после деформации и деформации и последующего отжига в вакууме при T_{an} = 350C, t = 6 ч

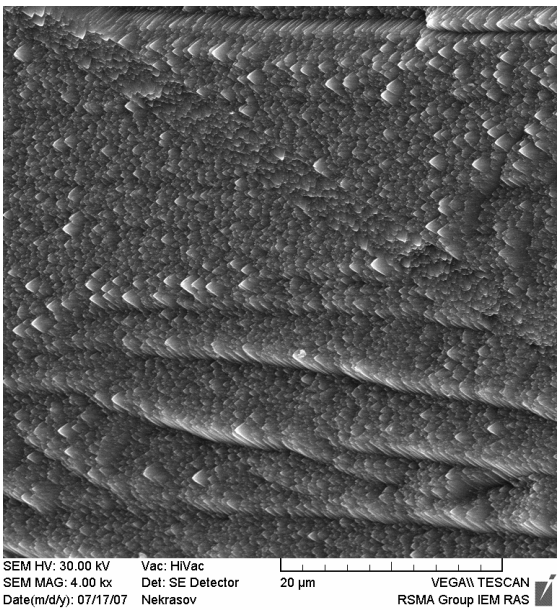


Рис. 4. Выходы дислокаций в ZnSe после деформации и последующего отжига в расплаве Zn в течение 48 ч (СЭМ).

Диапазон размеров от 50 до 200 нм соответствует ширине дефектов упаковки в ZnSe, ограниченных дислокациями Шокли [2–4]. В структуре цинковой обманки, которую имеет селенид цинка, дефекты упаковки образуются в плоскостях {111}. Такие дефекты наблюдали в эпитаксиальных пленках ZnSe, осажденных на подложку GaSe [2, 3]. Наблюдаемые в этих пленках с помощью ПЭМ и АСТМ конфигурации нанодефектов образуются из прямоугольной петли на плоскости (001) и имеют размеры от 50 до 200–300 нм. Предполагается, что это петля – граница цепочки димеров Se на плоскости (001) ZnSe/GaSe. Димеры образуются, когда соседние свисающие связи Se наклонены друг относительно друга на 35.5° параллельно плоскости (001). Цепочки атомов Se образуют оборванные связи вдоль $[\bar{1}10]$ и [110]. Атомы Zn присоединяются скорее к оборванным связям Se, более активным, чем Se в димерах. Поэтому ДУ на наклонных плоскостях {111} висят над оставшимися слоями димеров. В этих местах слой ZnSe может иметь расположение атомов иное, чем в гцк решетке. Вместо ABCABCA может быть ABCABCB, эта укладка образуется нарастанием слоев по плоскости {111} вдоль <111> [3].

Те нанодефекты, которые мы наблюдаем в монокристаллах ZnSe после деформации и отжига, по всей видимости, имеют ту же природу, что и в пленках на границе раздела ZnSe/подложка. В обоих случаях они имеют сходные размеры и форму. Более мелкие бугорки размерами 10–15 нм (рис. 2) вероятно, представляют собой выходы отдельных дислокаций или диполи, из которых развивается дислокационная петля. Поскольку, согласно приведенному выше описанию, ДУ активно растут присоединением атомов к оборванным связям Se, становится понятным тот факт, что плотность бугорков и их размеры увеличиваются при отжиге, особенно в вакууме или в парах металла за счет ускоренной диффузии атомов по каналам дефектов.

После отжига кристаллов ZnSe в расплаве Zn дефекты появляются на плоскости (110). Они вытянуты вдоль <011>, имеют треугольную форму и размеры несколько микрон (рис. 4). Плотность их составляет $2 \cdot 10^8$ см$^{-2}$. Подобные дефекты наблюдали в эпитаксиальных пленках ZnSe, полученных осаждением из паровой фазы [2]. Это выходы винтовых дислокаций на плоскость (110) (рис. 4).

При наблюдении поверхности скола деформированного ZnSe наблюдаются цепочки бугорков шириной ~10 нм между полосами скольжения. Вероятно, они образованы выходами полных 60º винтовых дислокаций на плоскость (110).

Выводы

1. Показано, что в результате деформации кристаллов ZnSe при $T_d \geq 300$°C и последующего отжига в вакууме и в парах Zn в кристаллах появляются наноразмерные дефекты, представляющие собой слои дефектов упаковки в гцк решетке.
2. Установлено, что наноразмерные бугорки возникают в кристаллах только после деформации. Их плотность увеличивается с увеличением продолжительности отжига, особенно в вакууме и в парах Zn. На основании экспериментальных данных показано, что наноразмерные дефекты размерами от 50 до 200 нм в ширину возникают и растут диффузионным путем на дефектах упаковки.
3. В кристаллах ZnSe после деформации и деформации и отжига обнаружены бугорки размерами около 10 нм, представляющие собой выходы дислокаций на плоскость (110).

Список литературы

1. N.N Kolesnikov., R.B. James, N.S. Berzigiarova, M.P. Kulakov, “HRB and HPVZM shaped growth of CdZnTe, CdSe and ZnSe crystals.” In: R.B. James, L.A. Franks, A. Burger, E.M.

Westbrook, R.D. Durst. Proceedings of SPIE: X-Ray and Gamma-Ray Detectors and Applications IV, (2002), 4784 : 93-104;
2. N. Wang, K.K. Fung, and I. K. Sou, “Direct Observation of Stacking Fault Nucleation in the Early Stage of ZnSe/GaAs Pseudomorphic Epitaxial Layer Growth.” Applied Phys. Letters, (2000), v. 77, no. 18: 2846—2848;
3. S. Lavagne, C. Levade, G. Vanderchaeve, J. Crestou, E. Tournie, and J.P. Faurie, “Transmission Electron Microscopy Study of Crystal Defects in ZnSe/GaAs Epilayers”, J. Phys.: Condens. Matter, (2000), v. 12 : 10287—10293;
4. M. Traversa, N. Lovergine, P. Prete, L. Tapfer, and A. M. Mancini, “Homoepitaxy of ZnTe on (100) oriented substrates: Technology issues and MOVPE growth aspects.” Cryst. Res. Technol. 40, No. 10-11, p. 1003-1010.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НАНОМЕТРОВОЙ ПЛОСКОЙ ВОЛНЫ С ГРАНИЦЕЙ РАЗДЕЛА УПРУГИХ СРЕД

Гасанова С. А.

Орловский государственный технический университет
Орел, Россия
SV gasanova@mail.ru

Источником волн с длиной в нанометровом диапазоне может быть рентгеновское облучение поверхности твердого тела или ее бомбардировка потоком нейтронов. Эта ситуация характерна для рабочих камер ядерных реакторов, многослойных стенок бланкета термоядерного реактора. Волны больших длин и значительно меньших частот, чем волны, порожденные бомбардировкой упругого тела потоком нейтронов, рентгеновским облучением, способны вызвать резонансные явления. Для них известны условия резонанса, связывающие частоты собственных и вынужденных колебаний. Существенной особенностью высокочастотных, коротких волн является нелинейность дисперсионного закона [1]. Это накладывает свой отпечаток на условия возникновения резонанса, а, следовательно – условия возможного разрушения конструкций, состоящих из находящихся в состоянии адгезии элементов.

Рассмотрена задача о прохождении плоской волны через бесконечную упругую пластину конечной толщины и систему двух пластин из разных материалов, находящихся в состоянии адгезии в нормальном к ним направлении. Состояние адгезии рассмотрено с точки зрения теории упругости материалов второго порядка с начальным напряженным состоянием, предложенной в работе [2]. Условием адгезии двух пластин является кинематическое требование не только непрерывности распределения деформаций вдоль материального волокна, нормального к поверхности контакта (как при жестком контакте в классическом случае), но и гладкости этого распределения при сложном напряженном состоянии системы. Это связано с физическим наблюдением того, что при адгезии атомная решетка материала одного тела стремится продолжить решетку другого тела [3].

Волновое уравнение имеет четвертый порядок по единственной используемой координате, отсчитываемой от плоскости контакта в направлении распространения волны. По времени – порядок второй. Смешанных производных нет. Уравнение неоднородно. Неоднородность вызвана переходом в неинерциальную систему отсчета, связанную с поверхностью контакта для системы пластин и срединной поверхно-

стью – для одной пластины, колеблющуюся синхронно с периодическим возмущением, вызванным (по предположению) бомбардировкой нейтронным потоком. Боковые поверхности пластины и системы пластин соответственно свободны от внешних нагрузок. Внутреннее напряженное состояние описывается классическим тензором напряжений второго ранга и неклассическим тензором гипернапряжений третьего ранга. В качестве обобщенных перемещений, на которых они совершают работу в качестве обобщенных внутренних сил, используются классический тензор малых деформаций второго ранга и неклассический тензор градиентов деформаций третьего ранга. Рассматриваемые колебания считаются установившимися, что определяет необходимые начальные условия. В результате решения задачи и ее анализа получено следующее.

Характеристическое уравнение для определения собственных частот пластины существенно отличается от классического уравнения. Следствием этого является несовпадение собственных форм колебаний тонких, толщиной порядка нанометра пленок с классическими формами. При этом происходит сдвиг величины собственных частот с уменьшением толщины пластин (пленок) в сторону уменьшения.

При прохождении в поперечном к пластинам (пленкам) направлении продольных или поперечных волн заданной частоты так же, как и в классическом случае, при определенных условиях возможно наступление резонанса. Однако его условием явилось не совпадение частоты колебаний вынуждающей силы с одной из собственных частот, а более сложное условие – частоты связаны квадратичной зависимостью.

В окрестности адгезионного шва напряженное состояние складывается из двух составляющих – статической и динамической. Первая образуется за счет адгезионного взаимодействия пластин. Оно характеризуется продольными растягивающими в одной пластине и сжимающими в другой напряжениями, а также неклассическими гипернапряжениями. На эти напряжения накладываются динамические классические и неклассические напряжения. Обращение в ноль суммы неклассических гипернапряжений равносильно исчезновению адгезии при сохранении жесткого классического контакта. Это можно считать началом расслоения системы пластин. Если же исчезают и классические напряжения, то это означает реальное разрушение системы.

Учитывая, что в используемой модели упругой среды второго порядка существует метод определения величины используемых ею неклассических характеристик свойств материала, полученные результаты можно использовать в практических прочностных расчетах.

Список литературы

1. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела. – М.: Наука, 1978. – 792 с.
2. Шоркин В. С. Модель сплошной упругой среды, основанная на представлении о дальнодействующем потенциальном взаимодействии ее частиц // Упругость и неупругость. Под ред. И. А. Кийко, Р.А. Васина, Г. Л. Бровко. – М.: Ленанд, 2006. – С. 271 – 282.
3. Горелик С.С. Материаловедение полупроводников и диэлектриков. / С.С. Горелик, М.Я. Дашевский // М.: Металлургия, 1988. – 576 с.

РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КРИСТАЛЛОВ ZnSe

Мазилов А. В., Луговская Е. И., Мазилова Ю. А.

Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт", Харьков, Украина.
mazilov@kipt.kharkov.ua

Развитие радиационных методов в полупроводниковой технологии, позволяющих управлять электрофизическими свойствами кристаллов, обусловило необходимость детального исследования микропроцессов, ответственных за изменение механических характеристик при облучении материалов. Помимо широко используемых методов ионного легирования, эффективными во многих случаях являются радиационные технологии модифицирования материалов, основанные на накоплении радиационных нарушений и пространственном перераспределении компонентов мишени [1–3]. В настоящее время актуальность исследований в этой области возросла в связи с обнаруженным явлением самопроизвольной деструкции лавообразных топливосодержащих масс 4-го блока Чернобыльской АЭС и необходимостью изучения таких механизмов [4].

В работе приводятся результаты исследований радиационно-стимулированного изменения микромеханических характеристик монокристалла селенида цинка. Облучение производилось релятивистскими электронами. Были изучены особенности трещинообразования образцов ZnSe *n*-типа, имеющих структуру сфалерита, при микровдавливании пирамидального индентора. Исследования проводились с помощью микротвердомера ПМТ-3, снабженного поляризационной приставкой и специально сконструированным устройством, позволяющим производить микроиндентирование в процессе наблюдения под микроскопом. Нагружение индентора осуществлялось с помощью прогреваемой биметаллической пластины со скоростью 10^{-3} – 10^{-2} см/с.

Облучение образцов осуществлялось на линейном ускорителе электронами с энергией 90 МэВ в интервале флюенсов 10^{9}–10^{16} эл/см^2. Температура во время облучения контролировалась термопарой. При максимальных плотностях потока 10^{13} эл/см^2·с она не превышала 320 К. Измерения микротвердости производилось при комнатной температуре. Контрольные измерения показали, что нагрев образцов на 45–50 К с последующим охлаждением не приводит к изменению микромеханических характеристик облученных кристаллов ZnSe. Это указывает на отсутствие эффектов возврата в процессе облучения при больших плотностях потока.

Было установлено, что при нагружении грани скола (110) в интервале нагрузок $(2\cdot10^{-2} - 1)$Н образуются трещины по плоскостям спайности (110), нормальным к поверхности, и по пересекающимся плоскостям (101), (011), $(01\bar{1})$ и $(10\bar{1})$. При нагрузках выше 1Н наблюдались подповерхностные трещины, возникающие преимущественно при нагрузке. Трещины, выходившие на поверхность, образовывались и удлинялись непосредственно в процессе нагружения индентора.

С увеличением флюенса электронов от $1\cdot10^{15}$ до $6\cdot10^{16}$ эл/см^2 при нагрузках выше 1Н наблюдалось возрастание микрохрупкости, проявляющееся в увеличении длин трещин при постоянной нагрузке. Зависимость длин трещин от нагрузки в исходных и облученных во всем исследованном интервале флюенсов кристаллах селенида цинка носила линейный характер. Облучение релятивистскими электронами

существенно изменяло зависимость вероятности трещинообразования от нагрузки. Вероятность трещинообразования определялась по данным порядка 10^2 экспериментов при каждой нагрузке. Облучение приводило к изменению вероятности трещинообразования в широком интервале нагрузок. Наблюдалось возрастание минимальной нагрузки P_c, при которой происходит образование первых трещин, – величины, используемой для количественного описания микрохрупкости при стандартных испытаниях микровдавливанием. Возрастание критической нагрузки трещинообразования P_c происходило при увеличении флюенса в интервале 10^9–10^{15} эл/см^2. Дальнейшее облучение приводило к снижению критической нагрузки и возрастанию микротвердости. Наблюдавшееся возрастание P_c при увеличении флюенса от 10^9 до 10^{15} эл/см^2 может быть связано с увеличением напряжения сопротивления перемещению дислокаций σ_o при радиационном генерировании точечных дефектов решетки. Уменьшение P_c при больших флюенсах электронов свидетельствует о том, что при флюенсах ϕ выше 10^{14} эл/см^2 напряжение сопротивления перемещению дислокаций возрастает с увеличением флюенса медленнее, чем микротвердость. Этот вывод подтверждается, в частности, тем, что снижение критической нагрузки трещинообразования, вплоть до значения в необлученном кристалле, наблюдается при флюенсах электронов, соответствующих резкому возрастанию микротвердости.

Для оценки влияния радиационного воздействия на перемещение дослокаций воспользуемся выражением для критического напряжения сдвига, действующего на дислокацию, перемещающуюся через точечные стопоры, равномерно распределенные в плоскости скольжения [5]

$$\sigma = 0.81(\mu b) / \bar{p},$$

где μ – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; $\bar{p}$ – среднее расстояние между препятствиями. При хаотическом распределении радиационных нарушений $\bar{p} \approx n^{-1/3}$, где n – концентрация стопоров дислокаций радиационного происхождения, и соответственно

$$n = [\sigma / (0.81\mu b)]^3 . \qquad (1)$$

В предположении, что радиационные нарушения, являющиеся дислокационными стопорами, неподвижны при комнатной температуре, концентрация стопоров определяется выражением [6]

$$n = \phi \, \sigma_s n_o \, \bar{\nu} , \qquad (2)$$

где σ_s – поперечное сечение смещения; n_o – число частиц в единице объема образца; $\bar{\nu}$ – среднее число стопоров, образованных одним первично выбитым атомом.
Для точечных стопоров

$$\bar{\nu} = E_e / 2E_d ,$$

где E_e – средняя энергия, передаваемая электроном атому; E_d – пороговая энергия смещения.

Средняя передаваемая энергия E_e связана с пороговой энергией E_d соотношением

$$E_e = E_d \ln[561\varepsilon_e(\varepsilon_e + 2) / E_d M] , \qquad (3)$$

где $\varepsilon_e = E_d / mc^2$ – для электрона с энергией E_e ; m – масса покоя электрона; c – скорость света; M – масса атома мишени.

При облучении электронами с E_e = 90 МэВ максимальная передаваемая атомам энергия много больше E_d и, следовательно, для расчета сечения смещения применимо соотношение [7]

$$\sigma_s = (8\pi\, d^2_o\, z^2 E^2_R) / (Mc^2 E_d) \ , \qquad (4)$$

где d_o – боровский радиус атома водорода; E_R – постоянная Ридберга; z – зарядное число атомов мишени.

Вычисления на основании соотношений (2)–(4) показывают, что при облучении селенида цинка электронами флюенсом 10^{16} эл/см$^{-2}$ полные поперечные сечения σ_s смещения атомов цинка и селена равны, соответственно, 192 и 236 барн; средняя энергия, передаваемая первично выбитым атомам, равна 90 эВ; максимальная энергия – $2.7 \cdot 10^5$ эВ. Среднее число смещений, создаваемых первично выбитым атомом, равно 5.1, а ожидаемая концентрация точечных дефектов – $2.2 \cdot 10^{17}$ см$^{-3}$. Расчет же концентрации стопоров по формуле (1) в предположении, что $\sigma_o \approx 0.1 H_v$, дает величину $n = 4 \cdot 10^{15}$ см$^{-3}$. Это несоответствие, по-видимому, указывает на то, что за изменение механических свойств селенида цинка ответственны радиационные нарушения, сечение образования которых существенно ниже сечения смещения. Из условия (1), используя соотношение (4), можно показать, что повышение микротвердости вызывается дефектами, для образования которых необходима энергия $4 \cdot 10^2 – 2 \cdot 10^5$ эВ. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможном влиянии кластеров дефектов, для образования которых требуется минимальная энергия, на два порядка превышающая пороговую энергию смещения.

Список литературы

1. Д.Э. Назыров, С.А. Гончаров, А.В. Суворов. Ионное легирование кремния иттербием. Письма в ЖТФ, 2000, т. 26, вып. 8, с. 24-27.
2. Б.Я. Бер, Е.Е. Журкин, Ю.А. Кудрявцев и др. Динамическое моделирование радиационного дефектообразования на каскадной стадии в многоатомных слоистых материалах. Неорганические материалы. 1998. Т. 34. № 10. С. 1237-1244.
3. В.Ф. Зеленский, И.М. Неклюдов, Т.П. Черняева. Радиационные дефекты и распухание металлов. Киев: Наукова Думка, 1988. 293 с.
4. А.В. Мазилов, В.А. Стратиенко, Е.И. Луговская. Исследование микрохрупкости монокристаллов селенида цинка, облученного релятивистскими электронами. IV Міжнародна науково-практична конференція Об′єкта “Укриття” ДСП ЧАЕС. Тезиси доповідей. Листопад 2001, Славутич, Україна. С. 109.
5. Ж. Фридель. Дислокации. М.: “Мир”, 1967. 644 с. (Friedel J. Dislocations. Oxford: Pergamon Press, 1964.)
6. А. Формен, М. Мэйкин. Движение дислокации сквозь хаотические сетки препятствий. В кн. Актуальные вопросы теории дислокаций. Под ред. А.Н. Орлова. М.: “Мир”, 1968. С. 200-215.
7. К. Лейман. Взаимодействие излучения с твердым телом и образование элементарных дефектов. М.: “Атомиздат”, 1979. 296 с. (Lehmann Chr. Interaction of radiation with solids and elementary defect production. Amsterdam, New York, Oxford: North-Holland Publishing Company, 1977.)

EXPERIMENTAL DETERMINATION OF IDEAL STRENGTH OF MONOCRYSTALS AND INHERENT STRENGTH OF GRAIN BOUNDARIES IN METALS

Kotrechko S. A., Mazilova T. I.*, Mikhailovskij I. M.*

G.V.Kurdyumov Institute for Metal Physics, National Academy of Sciences of the Ukraine
Kyiv, Ukraine
** National Scientific Center, Kharkov Institute for Physics and Technology*
Kharkov, Ukraine
mikhailovskij@kipt.kharkov.ua

The upper limit of the mechanical strength of a material is of great interest in the field of strong solids since at least the 1920s. Recent advances in high-performance computing capabilities and numerical algorithms have made it possible to use sophisticated atomic bonding models based on realistic physical considerations [1-5]. In contrast to the extensive theoretical modeling, there have been few experimental studies on the mechanical properties of nominally perfect crystals characterized by the strength nearing the theoretical failure stress [6]. Stresses corresponding to a significant fraction of the theoretical strength were approached in uniaxial tension and compression experimental tests of whiskers [6] and nanotips [7]. The comparison of the theoretical strength with the experimental data on the tensile strength of tungsten nanotips [7] allowed to arrive at a conclusion that the strength of nanotips is determined by heterogeneous nucleation of dislocations at free surface [8]. Experiments probing the tensile strength of nanocrystals are very challenging, due to the difficulties in measuring the mechanical response of nanoscale objects under tensile load. Because of these problems, little is really known about mechanical properties of individual nanoobjects, and no direct tensile strength measurements prior to the work reported here. In this paper we present the results of a study of the tensile strength of tungsten and molybdenum nanocrystals and nanobicrystals by the high-field method of a mechanical loading. The fractographic features of some failed specimens were investigated using field ion microscopy (FIM). The tensile strengths are determined at low temperatures for a uniaxial stress oriented in the <110> direction.

Experiments were made in a two-chamber field ion microscope in which the samples were cooled to 77 K [9]. Needle-shaped specimens having an initial radius of curvature at the tip in the range 8-20 nm were prepared by the electrochemical etching in a 1N KOH solution of 99.998 pure molybdenum wire and 99.98% pure tungsten. The taper angle of specimens was in the range $2-10°$. Image was formed by using helium gas under a pressure of $10^{-4} – 10^{-3}$ Pa. The microscope was evacuated by cryogenic pumps to a residual gas pressure of about 10^{-7} Pa. Field ion images were normally obtained in the voltage range 1 – 22 kV. A mechanical loading was implemented by a pulse generator with a pulse duration of 2×10^{-8} s at a level of 0.8 the amplitude. The voltage pulse amplitude was varied from 0.5 to 7 kV. The mechanical loading occurred under the effect of the total voltage (a constant voltage required for the formation of the field ion image and a pulse voltage). The experimental technique used here is essentially an extension of a high-field method, which was developed for measuring the ideal tensile strength of needle-shaped nanocrystals [7]. The surface stress due to electric field acts normal to the surface element at all points. The problem of finding the stress state of a needle-shaped specimen is resolved only for simple axially symmetrical shapes [10]. The field-induced stress acting over the specimen surface from the apex to the plane $z = z_0$ produces the force on the plane in z direction given by:

$$f_z = \frac{1}{2}\iint e_0 F^2 \cos b dS ,$$

where e_0 is the electric constant, dS is an element of surface area, b is the angle between the z axis and the normal to that element. The integral is taken over the whole specimen surface with $0 < z < z_0$. The average stress can be calculated by integration of the field-induced stress acting on the specimen surface and dividing by the area of the section concerned. The stress state of the shank region where $z >> r_0$ is corresponded to the tensile test with purely uniaxial tension.

Because of the high fields employed during FIM imaging, the mechanical stress may approach the theoretical strength of material. We emphasize, however, that the field strength drops quite drastically near where the hemispherical cap joints the conical shank. As a result, the stress in the most part of the conical shank is of the order of the technical fracture stress or less. Therefore, the field-ion specimens could rupture either by a failure process at the nanosized cap near the theoretical strength or by a conventional mechanism at the technical fracture stress (~ 1 GPa). Our experiments demonstrate that failure of the molybdenum nanosized tips at such a low fracture stress does not generally occur (fortunately, or field-ion microscopy would not be possible). Under typical FIM imaging conditions, the stress nearing the theoretical failure strength is realized only near the tip ($z \le 10r_0$). The region of the shank for $z > 10r_0$ can be considered as a "fixture" in conjunction with a high-field testing machine. The hemispherical cap of the specimen serves as a "driven head" to impose a definite loading of the conical tensile specimen of with a nanoscopic radius r_0 and a gage length of ~ $10r_0$.

The mechanical response of 28 molybdenum and 30 tungsten needle-shaped nanospecimens under tensile load in a "nanostressing range" was investigated. The mechanical behavior of nanotips is correlated with the mechanical stresses induced by the electric field in the field ion microscope. In most cases these observations suggest that failure has occurred at the field induced stresses corresponding to a significant fraction of the ideal tensile strength of metals. Figure shows the FIM image of molybdenum specimen of radius equal to 36 nm formed by field evaporation at V = 8.28 kV. This image is corresponded to a perfect crystal with bcc lattice free of dislocations, planar defects and microcracks. Such an image was typical of about 10^4 sections obtained by layer-by-layer field evaporation of molybdenum specimens.

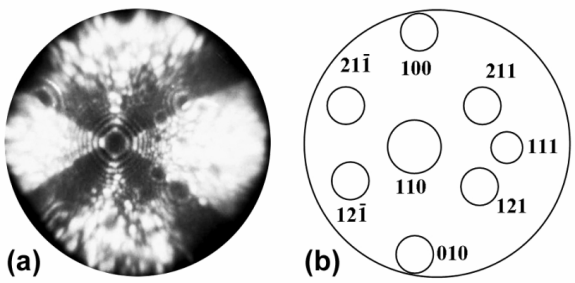


Figure. FIM image of monocrystalline molybdenum nanotip before failure at 77 K (a) and corresponding stereographic projection (b).

The volume near the top of needle-shaped W and Mo specimens analyzed by the methods of FIM is practically always dislocation-free, since the average dislocation spacing is about 300 nm, the diameter of specimens, as well as the distance from the top at which large tensile stresses are attained, is in the range 25–90 nm. Moreover, glissile dislocations are severely affected by the field-induced stresses. The majority of dislocations presented in the nanosized top region of needle-shaped specimens are removed under the influence of the electric field and the image forces [10]. At the periphery of the FIM image in Figure one can see the specimen surface which is not formed by field evaporation. The microtopographic features in this region indicate the existence of nano-scale notches in the specimen profile of depth 1.9 -

4.8 nm. It was shown that these images are correspondent to plastic mode of failure of monocrystals with formation of a chisel-edge tip. The thickness of the chisel edge immediately after specimen failure was in the range 1.0 - 1.5 nm. A crystallographic analysis showed that the chisel edge is oriented along the $[1\bar{1}0]$ direction, and the side surfaces of a wedge are evidently formed by atomic planes belonging to the $[1\bar{1}0]$ zone. Only atomic planes of the {211} system belong to the $[1\bar{1}0]$ zone among the slip planes known for bcc metals. A wedge neck can be produced in the gage length of the specimen by multiple glide in the $(11\bar{2})[111]$ and $(112)[11\bar{1}]$ deformation systems. The plastic behavior of <110>-oriented single-crystalline molybdenum nanocrystals revealed at uniaxial tension tests is in satisfactory agreement with the computer simulation data [11]. According to Ref. 11, transition from elastic to plastic deformations at <110> tension of molybdenum nanocrystals is associated with the local instability of an atomic lattice with tendency to neck formation primarily influenced by multiple slip in the <111>{112} deformation system. Tomographic 2D reconstructions of the wedge cross-sections show that the side surfaces of necks in W and Mo specimens are formed by high-index planes. The angle between the wedge surface and the specimen axis is in the range of $12-16°$ and hence is not representative of the shear angle. Moreover, the side surfaces of the wedge are neither plane nor atomically smooth.

It is established that the limiting meanings of the strength of tungsten needle crystals (26.0 GPa) in a nanometer range of the sizes do not depend on a diameter of their top. The average meaning of the strength is essentially reduced at increase of the nanocrystal sizes. A level of the achieved meanings of the strength and also the absence of its scale-factor specifies achievement of ideal strength of nanocrystals. It is ascertained that over the range of diameters from 3 nm to 90 nm strength of dislocation-free Mo decreases from 19.8 GPa to 6.3 GPa. The maximal values on the strength versus diameter experimental dependence might be identified with the inherent strength of nanocrystals under uniaxial tension. It is exhibited that strength level at tension along the direction <110> is governed by the local stress on nanocrystal surface.

The intrinsic adhesive strength of grain boundaries of general type in tungsten was experimentally explored. The strength of tungsten bicrystals containing the boundaries of general type was (12.5 – 20.4) GPa that exceeds the strength of macrocrystals by more than an order of magnitude. The maximal values of strength in the whole range of diameters explored did not show the scale dependence. This fact indicates the first achievement of true cohesive strength of grain boundaries in these experiments.

1. W. Xu, J. Moriarty, Phys. Rev. B **54**, 6941 (1996).
2. D. M. Clatterbuck, C. R. Krenn, M. L. Cohen, J. W. Morris, Jr., Phys. Rev. B **91**, 135501 (2003).
3. M. Friak, M. Šob, V. Vitek, Phys. Rev. B **68**, 184101 (2003).
4. M. Ĉerny, J. Pokluda, Phys. Rev. B **76**, 024115 (2007).
5. S. Ogata, J. Li, S. Yip, Phys. Rev. B **71**, 224102 (2005).
6. Kelly, N. H. Macmillan, Strong Solids (Clarendon, Oxford, 1986) and references therein.
7. M. Mikhailovskij, P. Ya. Poltinin, L. I. Fedorova, Sov. Phys. Solid State **23**, 757 (1983).
8. D. Roundy, C. R. Krenn, M. L. Cohen, J. W. Morris Jr, Phil. Mag. A **81** 1725 (2001).
9. T. I. Mazilova, I. M. Mikhailovskij, Surf. Interface Analysis **36**, 510 (2004).
10. M. K. Miller, A. Cerezo, M. G. Heatherington, G. D. W. Smith, Atom Probe Field Ion Microscopy (Clarendon, Oxford, 1996).
11. S. A. Kotrechko, A. V. Filatov, A. V. Ovsjannikov, Theoretical and applied fracture mechanics **45,** 92 (2006).

РОЛЬ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМИРОВАНИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ

Митлина Л. А., Виноградова М. Р., Бадртдинов Г. С.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия
physics@samgtu.ru

При изучении дефектообразования в монокристаллических пленках феррошпинелей в процессе деформационных воздействий необходимо рассмотреть возможность вакансионного механизма образования дислокационных петель. Пленки феррошпинелей получены методом химических транспортных реакций на плоскости (001) окиси магния.

Равновесная концентрация вакансий при любой температуре

$$n = N_0 \exp\left(\frac{e_v}{kT}\right) \qquad (1)$$

где N_0 – число узлов на единицу объема, ε_v – энергия образования вакансии. Обозначим $n/N_0 = c$, тогда выражение (1) перепишется в виде: $c = \exp\left(-\frac{e_V}{kT}\right)$.

Если в процессе закалки сохраняются все вакансии, то пересыщение опишется соотношением c/c_0, где c_0 – соответствует эталонному состоянию. Осмотическая сила, действующая на единицу длины дислокации при пересыщении вакансиями [1] $\frac{F_{осм}}{L} = -\frac{bkT}{V_a}\ln\frac{c}{c_0}$, где V_a – атомный объем, b – вектор Бюргерса. Осмотическое химическое напряжение: $\sigma_{хим} = -\frac{kT}{V_a}\ln\frac{c}{c_0}$.

Энергия образования вакансии может быть определена по микротвердости

$$H_V = \frac{206,2\varepsilon_V}{R^3}, \qquad (2)$$

где H_v – микротвердость по Виккерсу, $R = \frac{a\sqrt{3}}{4}$ – расстояние между ионами. Для оценки ε_v (табл.1) воспользуемся расчетными данными H_v по кристаллохимическим параметрам для моноферритов, пересчитав H_v для смешанных ферритов, исходя из принципа аддитивности. Расчет энергии образования вакансии по формуле (2) для $MnFe_2O_4$ дает неплохое совпадение с оценками для объемных феррошпинелей методом внутреннего трения.

Если предположить, что все вакансии, имеющиеся при температуре синтеза $T_c \sim$ 1270К, сохраняются в процессе закалки, то возможные пересыщения составят $[1,2–1,9]\cdot10^{10}$. Им соответствуют осмотические силы ~ $G/10$ (табл.1), намного превышающие, используемые нами внешние напряжения (60–120) МПа.

Эффект вакансионного пересыщения в пленках феррошпинели увеличивается также за счет термических напряжений. Величина вакансионного пересыщения при деформационных воздействиях [1]

$$\frac{c}{c_0} = \exp\left(\frac{PV_a}{kT}\right). \qquad (3)$$

Таблица 1. **Энергия образования дефекта Шоттки, химические напряжения для пленок магний-марганцевых ферритов**

Состав феррита	Постоянная решетки, α, нм	Микротвердость по Виккерсу, H_v	Энергия образования вакансии, ε_v, эВ	Осмотическое напряжение при T = 300К, ГПа
$MnFe_2O_4$	0,851	5,88	0,753	0,44
$Mg_{0,6}Mn_{0,4}Fe_2O_4$	0,842	6,18	0,768	0,47

Полагая, что термическое напряжение слабо релаксирует путем генерации дислокаций, найдем возможные значения химического потенциала вакансий: (табл. 2) $\bar{G} = \sigma_{\Delta\alpha} V_a = kT \ln \frac{c}{c_0}$. Размер критического зародыша для устойчивого роста вакансионного скопления [2]

$$r_c = \frac{2\gamma V_a}{kT \ln c / c_0}, \qquad (4)$$

где $\gamma = \frac{Gb}{10}$.

Для рассматриваемых образцов r_c практически не зависит от состава.

Таблица 2. **Термические напряжения и возможный химический потенциал вакансий для пленок магний-марганцевого феррита**

Состав феррита	ТН при T_c =1270К, ГПа	Хим. потенциал вакансий, эВ	Размер критического зародыша, нм
$MgFe_2O_4$	0,985	-1,3	5,98
$Mg_{0,6}Mn_{0,4}Fe_2O_4$	1,2	-1,5	3,28

Однако большое пересыщение вакансиями при закалке существует непродолжительное время. Начальная очень большая концентрация вакансий экспоненциально уменьшается со временем из-за поглощения их дислокациями и другими стоками. Кинетика процесса спада концентрации вакансий зависит от плотности дислокаций, их распределения, размера блоков и т.д. Непрерывно меняются локальные скорости переползания дислокаций. В такой ситуации описать пересыщения указанными выше способами нельзя.

Пересыщение вакансий можно создать в кристалле при деформации сжатия, в частности при микроиндентировании. Равновесная концентрация вакансий при условии сжатия [1]: $c = c_0 \exp\left(-\frac{PV_a}{kT}\right)$, где c_0 – равновесная концентрация вакансий в ненагруженном кристалле. Скорость переползания дислокаций под действием осмотических сил [1]: $\upsilon = \frac{2\pi D_s}{b \ln(R/b)}\left(\frac{c}{c_0} - 1\right)$, где D_s – коэффициент самодиффузии атомов, c_o – равновесная концентрация вакансий при температуре испытания, $R \sim 10^4 b$ – расстояние от дислокаций до области, где $c = c_0$.

Коэффициент самодиффузии атомов (ионов) D_S при различных температурах можно оценить из соотношения [3]: $D_s = n_k a^2 \omega_0 \exp\left(-\frac{2\varepsilon_V}{kT}\right)$, где n_k = 10, $\omega_0 = 10^{13}$с$^{-1}$.

Расчетное значение коэффициента самодиффузии ионов в феррите $MnFe_2O_4$ при ε_v, указанных в табл. 1, удовлетворительно совпадает с данными для объемного феррита.

При микроиндентировании внутреннее давление в контактной области размером d (размер отпечатка) определяется выражением: $p \sim \frac{P_н}{2\pi d}$, где $p_н$ – нагрузка. Для состава $MnFe_2O_4$ при комнатной температуре размер отпечатка d ~7мкм при $p_н$ ~ 0,196Н, внутреннее давление 0,636ГПа, деформационное вакансионное пересыщение $\ln\frac{c}{c_0} \approx 3{,}15$, скорость переползания дислокаций составляет порядка $2\cdot10^{-7}$м·с$^{-1}$. Оценка скорости движения дислокаций из эксперимента дает значение $1{,}3\cdot10^{-7}$м·с$^{-1}$, что незначительно расходится с расчетом. Полученные результаты не противоречат данным [2], где показано, что основной моделью движения дислокаций в хрупких материалах (Ge и Si) ниже температурного порога хрупкого разрушения в условиях микроиндентирования является неконсервативное движение (переползание) под действием осмотических сил.

Попытаемся оценить размеры вакансионных петель, которые могут образоваться в приповерхностных слоях вследствие пересыщения вакансиями при деформации. Известно, что радиус петли при конденсации вакансий [4]:

$$r^2 = \frac{8c_1}{\pi a}\left(D_V t\right)^{3/2}, \qquad (5)$$

где c_1 – вакансионое пересыщение, $D_v \sim a^2\omega_0 e^{-\varepsilon_v/kT}$ коэффициент диффузии вакансий. Деформация сжатия образцов $MnFe_2O_4$ проводилась методом четырехточечного изгиба при температуре 673К, нагрузка σ ~50 МПа, время выдержки t ~ 60 с. Равновесная концентрация вакансий при данной температуре $c_0 \sim \exp\left(-\frac{\varepsilon_V}{kT}\right)$=$2{,}29\cdot10^{-6}$. Согласно (3), имеем $\ln(c_0/c) = (\sigma V_a/kT) \sim 1{,}36$, откуда $c_0/c = 3{,}9$, с ~ $5{,}87\cdot10^{-7}$, а величина вакансионного пересыщения $c_1 = (c_0 - c)$ ~$1{,}73\cdot10^{-7}$. При этих условиях деформации радиус вакансионного диска по (5) составляет ~ 4,69мкм.

Проверим критерий устойчивости петли [4]:

$$\frac{kTb}{V_a}\ln\frac{c_0}{c} > \frac{Gb^2}{2\pi(1-\nu)}\ln\frac{L\alpha}{1{,}8b}. \qquad (7)$$

Применительно к рассматриваемым объектам G ~ 4,96ГПа – модуль сдвига b = $5{,}95\cdot10^{-10}$м – вектор Бюргерса, ν = 0,29 – коэффициент Пуассона, α = 4. При заданных значениях параметров получим $3{,}6\cdot10^{-2}>3{,}9\cdot10^{-3}$, т.е. критерий (7) соблюдается, и дислокационные петли будут устойчивыми.

По критерию Франка [4] можно оценить в какой форме будут находиться вакансионные скопления в виде пор или петель:

$$\left(\frac{r}{b}\right)^{1/3} > \frac{1}{1{,}2\pi^{2/3}(1-\nu)}\ln\frac{2r}{b}.$$

Оценки дают неравенство 19,9>7,93, что указывает на существование вакансионных скоплений r ~ 4,69мкм в виде дислокационных петель.

Рассчитаем критический зародыш r_c в рассматриваемых образцах для устойчивого вакансионного скопления и сопоставим его с полученным значением r. Оценки по формуле (4) дают значение r_c ~ 0,09мкм, т.е. $r_c < r$, что также указывает на возможность образования вакансионных петель при данных условиях пересыщения.

С указанных позиций неплохо объясняются экспериментальные результаты. Методом химического травления, кроме четко ограненных ямок, обнаруживаются малоконтрастные ямки травления нередко расположенные попарно. Предполагая, что пары ямок травления есть выходы дислокационных полупетель, можно оценить радиус полупетли. Точного количественного совпадения результатов расчета и эксперимента не достигается, наблюдаемые экспериментально r в 2–3 раза меньше расчетных.

Список литературы

1. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций М.: Атомиздат. 1972. 599с.
2. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука. 1983. 280с.
3. Владимиров В.И. Физическая теория пластичности и прочности. Часть 2. Точечные дефекты. Упрочнение и возврат. Л.: ЛПИ, 1975. 152с.
4. Фридель Ж. Дислокации. М.: Мир. 1967 643с.

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН В ДЕНТИНЕ

Зайцев Д. В. [1], Григорьев С. С. [2], Антонова О. В.[3], Панфилов П. Е.[1]

[1] УрГУ, Екатеринбург;
[2] УрГМА, Екатеринбург;
[3] ИФМ УрО РАН, Екатеринбург;
peter.panfilov@usu.ru

Изучена связь между микроструктурой и распространением трещин в костной основе человеческого зуба (дентине). Дентинная матрица состоит из калогеновых волокон и пронизана каналами концентрического сечения – дентинными трубками. Каналы направлены приблизительно по нормали от корневого канала к поверхности зуба. Лабораторные образцы вырезали в форме пластинок таким образом, чтобы дентинные трубки были либо перпендикулярны рабочей поверхности, либо параллельны ей. Рабочие поверхности образцов изучали при помощи световых микроскопов «на просвет» и «на отражение». Трещины в материал вносили, нагружая образцы в режиме 3-х точечного изгиба. Изучение трещин в дентинной матрице проводили на образцах, вырезанных параллельно дентинным каналам. На начальном этапе роста, направление распространения трещин определялось приложенным напряжением. Затем они начинали распространяться, преимущественно, вдоль дентинных каналов. Увеличение длины трещины происходило как за счет ее собственного подрастания, так и за счет слияния с сателитными трещинами. Если же расклинивающее напряжение прикладывалось в области границы «эмаль-дентин», то трещина росла по границе. Следовательно, траектория движения трещины в дентинной матрице зависит как от морфологии/микроструктуры образца (ориентировки дентинных каналов и наличия границ раздела), так и от геометрии приложенного напряжения.

Работа поддержана минигрантом НОЦ005 (CRDF-РФ) # BG7305.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ МАЛОГАБАРИТНЫХ ДЕТАЛЕЙ ПАР ТРЕНИЯ МЕТОДОМ НАНЕСЕНИЯ TiN-ПОКРЫТИЯ

Тарасенко Ю. П., Сорокин В. А., Кривина Л. А

Нижегородский филиал института машиноведения им.А.А.Благонравова РАН

Исследованы функциональные зависимости структурного состояния и параметра пластичности ионно-плазменного нитридотитанового покрытия от переменных факторов – тока дуги и напряжения смещения.

Среди способов нанесения износостойких покрытий значительное практическое распространение получил в последние годы метод конденсации вещества в вакууме с ионной бомбардировкой (КИБ) [1]. Этим методом наиболее часто наносят соединение нитрида титана, имеющее высокий комплекс физико-механических свойств.

Объекты и методика. Износостойкое TiN-покрытие напыляли на поверхности трения экспериментальных деталей – втулок размером ∅4,9х∅3,5х22,5 мм из стали ХВГ и игл диаметром ∅1,5 мм из стали У10 в вакуумной камере установки ВУ-2МБС по режимам, приведенным в таблице 1.

Таблица 1. **Условия проведения опытов по нанесению покрытия TiN на втулки и иглы**

Факторы	Ток дуги, $I_д$, А		Опорное напряжение $U_{см}$, В	
Код	x_1		x_2	
	втулка	игла	втулка	игла
Основной уровень (0)	160	140	140	140
Интервал варьирования (I)	40	20	40	20
Верхний уровень (+)	180	160	160	160
Нижний уровень (-)	140	120	120	120
Матрица планирования ПФЭ 2^2				
№ опыта	x_0		x_1	x_2
1	+		+	+
2	+		+	-
3	+		-	+
4	+		-	-
5; 6; 7			0	0

При проведении всех режимов напыления значения других переменных факторов были фиксированными:

- давление азота в вакуумной камере составляло 0,04 Па;
- очистку и активацию поверхностей под напыление осуществляли ионной бомбардировкой в циклическом режиме – 5 сек. обработка + 5 сек. пауза и т.д. – до полного окончания процесса по визуальной оценке;
- время нанесения металлического подслоя α–Ti – $\tau_{нс}$ = 5 минут;
- время нанесения TiN-покрытия на втулки $\tau_п$ = 50 минут и на иглы $\tau_п$ = 30 минут;
- рабочие торцы игл были ориентированы параллельно плоскости катода. Их положение в камере оставалось неизменным.

Микроструктуру покрытия TiN исследовали на оптическом фотомикроскопе «Неофот-32». Объемное содержание капельной фазы α–Ti, инородных включений и наличие электроэрозионных дефектов в покрытии определяли точечным методом А.А.Глаголева.

Микротвердость (H_μ) измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Параметр пластичности покрытия $\delta_н$ определяли как долю пластической деформации в общей деформации при внедрении индентора в образец по следующей формуле [2]:

$$\delta_н = 1 - \varepsilon_e/\varepsilon;$$

где $\varepsilon_e = 1{,}08\ (1 - \nu - 2\nu^2)\ H_\mu/E$; $\varepsilon = 0{,}076$; E = 440 ГПа – модуль Юнга; $\nu = 0{,}25$ – коэффициент Пуассона.

Результаты исследования. Вакуумное ионно-плазменное (ВИП) нитридотитановое покрытие имеет зеренную микроструктуру [3]. На поверхности и в объеме ВИП покрытия наблюдается наличие микродефектов в виде капельной фазы α–Ti, электроэрозии, инородных включений неопределенного состава (таблица 2).

Таблица 2. **Объемное содержание капельной фазы** α**–Ti, включений и электроэрозионных дефектов в TiN-покрытии на поверхностях контакта опытных деталей**

№ опыта	Режим напыления		% содержание микродефектов		
	$I_д$, А(x_1)	$U_{см}$, В(x_2)	α–Ti	Электроэрозия	Суммарное (y_1)
Втулка					
1	+	+	0,55	9,2	9,75
2	+	-	0,2	2,32	2,52
3	-	+	0,37	0,42	0,79
4	-	-	0,35	0,48	0,83
5; 6; 7	0	0	0,31; 0,3; 0,32	0,34; 0,35; 0,3	0,65; 0,65; 0,62
Игла					
1	+	+	1,2	3,1	4,3
2	+	-	2,0	4,1	6,1
3	-	+	0,8	4,4	5,2
4	-	-	1,0	1,6	2,6
5; 6; 7	0	0	1,7; 1,6; 1,8	2,1; 2,0; 2,2	3,8; 3,6; 4,0

По результатам опытов матрицы планирования (таблица 2) подсчитаны коэффициенты регрессии и получены следующие линейные уравнения регрессии, описывающие локальный участок поверхности отклика по суммарному содержанию микродефектов вблизи выбранного основного уровня:

$$y_1 = 3{,}47 + 2{,}66\,x_1 + 1{,}79x_2 \text{ – для втулки;} \quad (1)$$

$$y_1 = 4{,}55 + 0{,}65\,x_1 + 0{,}2x_2 \text{ – для иглы.} \quad (2)$$

Уравнения 1, 2 показывают, что содержание капельной фазы α–Ti и следов электроэрозии в TiN- покрытии зависит от изменения обеих факторов варьирования – тока дуги и напряжения смещения, при этом влияние тока дуги выражается в 1,5–3 раза сильнее.

В табл. 3 представлены условия проведения опытов, значения микротвердости и параметра оптимизации, в качестве которого принята характеристика пластичности ВИП покрытия TiN.

Таблица 3. **Результаты измерения микротвердости и расчета параметра пластичности TiN-покрытия на экспериментальных втулках и иглах**

№ опыта	Режимы напыления TiN		Микротвердость TiN, H_{μ}, кгс/мм^2		Параметр пластичности, $\delta_н$, (y_2)	
	x_1	x_2	втулка	игла	втулка	игла
1	+	+	2050	1680	0,577	0,654
2	+	-	2030	1780	0,582	0,630
3	-	+	1410	1590	0,710	0,670
4	-	-	1990	1550	0,590	0,670
5	0	0	1950	1680	0,598	0,654

После соответствующей математической обработки результатов, приведенных в таблице 3, определены коэффициенты регрессии при кодированных значениях переменных факторов x_1 и x_2 и составлены следующие уравнения регрессии, описывающие локальные участки поверхности отклика для параметра пластичности TiN-покрытия:

$$y_1 = 0{,}61 - 0{,}035\, x_1 + 0{,}03 x_2 \text{ – для втулки;} \quad (3)$$

$$y_1 = 0{,}656 - 0{,}014\, x_1 + 0{,}006 x_2 \text{ – для иглы.} \quad (4)$$

Из уравнений 3, 4 следует, что характеристика пластичности $\delta_н$ ВИП покрытия TiN изменяется в зависимости от режима его нанесения. Изменение тока дуги и напряжения смещения в заданных интервалах варьирования оказывают влияние на параметр пластичности покрытия при его формировании неоднозначно. Уменьшение тока дуги и увеличение напряжения смещения приводит к повышению уровня пластичности покрытия, при этом степень влияния тока дуги превалирует.

Вывод. В результате проведенной исследовательской работы получены математические модели, определяющие зависимости дефектности и параметра пластичности ВИП покрытия на основе нитрида титана, нанесенного на поверхности контакта малогабаритных деталей трения, от основных рабочих факторов – тока дуги и напряжения смещения.

Список литературы

1. В.А.Барвинок. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. М.: Машиностроение, 1990 – 384 с.
2. Ю.В.Мильман, Б.А.Галанов, С.И.Чугунов. Характеристика пластичности, получаемая при измерении твердости. К.: Институт проблем материаловедения им.И.Н.Францевича, АН Украина, 1992-25 с.
3. Ю.П.Тарасенко, В.А.Сорокин, Л.А.Кривина, О.Б.Бердник. Оптимизация нанесения ионно-плазменного TiN-покрытия на малогабаритные тонкостенные детали типа втулок из инструментальной стали //Труды НГТУ. Материаловедение и металлургия. Н.Н. 2007. Т.61, с. 64-68.

РАЗРУШЕНИЕ ПТКС-ТЕРМОРЕЗИСТОРОВ ПО МЕХАНИЗМУ РАССЛОЕНИЯ

Шут В. Н., Гаврилов А. В.

Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск
shut@vitebsk.by

Материалы на основе полупроводникового титаната бария, легированные редкоземельными элементами, обладают эффектом положительного температурного коэффициента сопротивления (ПТКС), который заключается в резком увеличении сопротивления материала (4–7 порядков) в узком температурном диапазоне выше точки Кюри. Благодаря этому уникальному свойству, термисторы ПТКС-типа (позисторы) применяются в качестве устройств защиты, нагревательных элементов, температурных датчиков. Во всех перечисленных случаях материал подвергается многократным циклам нагрев-охлаждение. При разогреве терморезистора электрическим током по толщине образцов наблюдаются значительные температурные градиенты. При воздействии больших токовых нагрузок температурные градиенты являются причиной возникновения значительных температурных напряжений, соизмеримых с критическими. В этом случае возможно разрушение образцов путем распространения трещин по плоскости, параллельной электродам, когда позистор раскалывается на две почти равные половинки. Данный тип разрушения называют эффектом “расслоения”.

В ряде работ [1–5] были выполнены теоретические и экспериментальные исследования тепловых полей и температурных напряжений в позисторных элементах. В частности было показано, что различие температур между центром и поверхностью позистора может достигать 20–40 °С. Полученные результаты использовались для моделирования распределения напряжений. Было показано, что сжимающие напряжения, возникающие в центральной части термистора в процессе разогрева, становятся растягивающими выше точки Кюри, вследствие изменения кристаллической решетки при сегнетоэлектрическом фазовом переходе [1]. При дальнейшем нагреве напряжения снова становятся сжимающими. Кулвийский (Kulwicki) исследовал распределение температуры и напряжений для трехмерного случая [2]. Расчеты показали, что плоскость расслоения соответствует местоположению максимальных растягивающих напряжений. Температурные напряжения наиболее полно описаны в [3]. Согласно результатам, полученным в данной работе, максимальные растягивающие напряжения в однородной керамике составляют порядка 15 МПа, когда терморезистор достигает стационарного состояния. Предельные растягивающие напряжения для позисторной керамики имеют величину порядка 50–100 МПа [6, 7]. Полученные результаты не позволяют объяснить механизм расслоения терморезисторов. Это связано с тем, что авторами были приняты некоторые существенные упрощения: не учитывалось влияние электродов и варисторный эффект. Эти факторы существенно влияют на распределение температуры. Кроме того, задача решалась методом конечных элементов с использованием достаточно крупной сетки разбиения (400 элементов).

Нами были учтены все выше перечисленные факторы. Теоретический подход для решения задач теплопроводности и термоупругости подробно описан в [5, 8, 9]. На рис. 1 приведено распределение температурных напряжений τ_z для момента времени t = 0.13 с, когда растягивающие напряжения максимальны. Используемые при моделировании данные: толщина электродов 0.2 мм, температура переключения T_C =

87 °C, удельное сопротивление при 25°C ρ_{25} = 0.31 Ом·м, коэффициент теплоотдачи поверхности σ = 50 Вт/(м^{2}К).

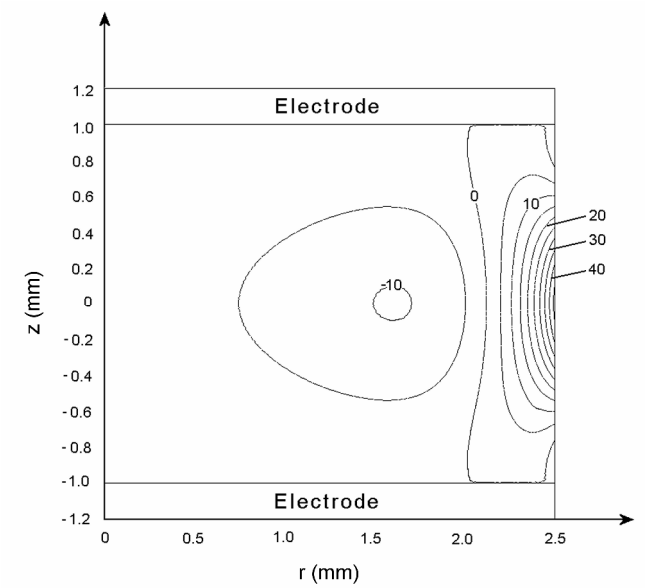


Рис. 1. Распределение температурных напряжений τ_z (МПа) по образцу

Видно, что максимальные растягивающие напряжения концентрируются у центра боковой поверхности терморезистора, а их величина достигает 50 МПа, что соизмеримо с предельными значениями (50–100 МПа). Величина растягивающих напряжений τ_z зависит от ряда факторов: толщины электродов, интенсивности теплообмена с окружающей средой (коэффициента теплоотдачи поверхности), свойств керамики. Напряжения возрастают с увеличением толщины электродов и уменьшением удельного сопротивления образцов (до 70 МПа). Растягивающие напряжения τ_z в позисторах с электродами достигают максимальной величины во временном интервале 0.1–0.2 с после приложения электрического напряжения [9]. Это связанно с интенсивным отбором тепла из керамики в электрод, способствующим формированию высокого температурного градиента. В стационарном состоянии после прогрева достаточно толстого электрода температурное поле по толщине терморезистора выравнивается, следствием чего является уменьшение растягивающих напряжений. На основании проведенных исследований можно заключить, что причиной расслоения терморезисторов являются температурные напряжения τ_z, определяемые неоднородным распределением температуры вдоль оси OZ, перпендикулярной плоскости электродов.

Для проверки расчетных данных были проведены исследования осциллограмм тока, протекающего через образец полупроводниковой керамики, последовательно соединенный с балластным сопротивлением (рис. 2). Как следует из рис. 2, экспериментальные и теоретические данные процесса переключения образцов находятся в хорошем соответствии. На экспериментальной осциллограмме в момент времени, соответствующем максимальной величине растягивающих напряжений, фиксируется резкое уменьшение тока. На боковой поверхности терморезистора после испытания наблюдалось значительная по размеру трещина, образование которой и приводило к скачкообразному уменьшению тока. Т.е. теоретические расчеты подтверждены экспериментально.

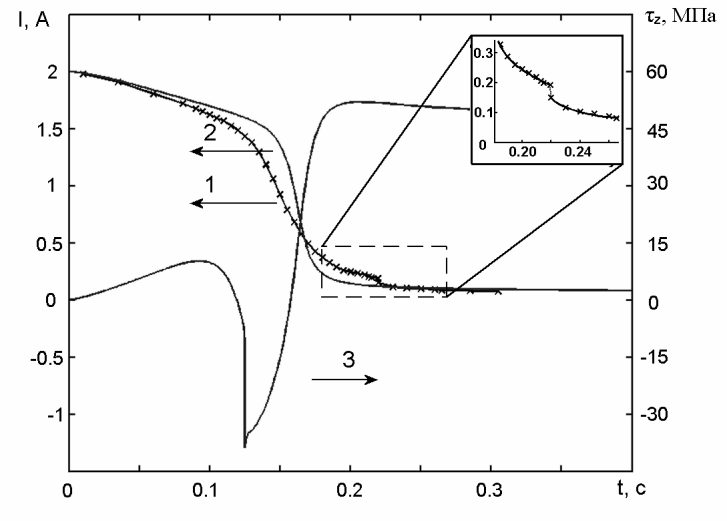


Рис. 2. Осциллограммы тока, протекающего через терморезистор (1– эксперимент, 2 – расчет), и соответствующее изменение величины температурных напряжений

На основании проведенных исследований установлено, что растягивающие напряжения увеличиваются с ростом температуры переключения и уменьшением удельного сопротивления керамики. Максимальные растягивающие напряжения концентрируется у центра боковой поверхности терморезистора. В случае наличия оловянно-свинцовых электродов (толщиной 0.2 мм и более) значения растягивающих напряжений могут превышать 70 МПа, что соизмеримо с критическими значениями для полупроводниковой керамики на основе титаната бария. Поученные теоретические результаты подтверждены экспериментально. Таким образом, на основании численных экспериментов дано объяснение причин разрушения терморезисторов по механизму расслоения.

Список литературы

1. Schnabel, P. and Quadflieg, P., Internal report, Philips N.V. Aachen, Germany, 1985.
2. Kulwicki B. M. Instabilities in PTC resistors// In Proc. 6th Internat. Symposium on the Applications of Ferroelectrics. IEEE, Bethlehem, PA, 1986. Pp. 656-664.
3. Dewitte C., Elst R., and Delannay F. On the mechanism of delamination fracture of $BaTiO_3$-based PTC thermistors// J. Europ. Ceramic Soc., 1994, Vol. 14, Pp. 481-492.
4. Smith D.S., Ghayoub N., Charissou I., Bellon O., Abelard P. Transient Thermal Gradients in barium titanate positive temperature coefficient (PTC) Thermistors// J.Am. Ceram. Soc., 1998, Vol. 81, №7, Pp.1789-1796.
5. Шут В. Н., Гавриленко Е. Л., Гаврилов А. В. Температурные поля в терморезисторах на основе титаната бария// Материаловедение, 2006, №2, с.12-16.
6. Писаренко Г. Г. Прочность пьезокерамики. Киев: Наук. думка, 1987, 232 с.
7. Freiman S. W., Pohanka R. C. Review of Mechanically Related Failures of Ceramic Capacitors and Capacitor Materials// J. Am. Ceram. Soc. 1989. Vol. 72, № 12, Pp 2258-2263.
8. Шут В. Н., Гаврилов А. В. Распределение температуры в окрестности дефектов в полупроводниковой керамике на основе титаната бария // ИФЖ, 2007, т.80, №4, с.181-185.
9. Шут В. Н., Гаврилов А. В. Температурные напряжения в полупроводниковой керамике на основе титаната бария// ИФЖ, 2008, т.81, №3, с.1-7.

УЧЕТ ВЛИЯНИЯ ТРЕХЧАСТИЧНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СПЛОШНОЙ УПРУГОЙ СРЕДЕ НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Азаров А. С., Шоркин В. С.

Орловский государственный технический университет, Орел, Россия
VShorkin@yandex.ru

В настоящее время градиентные модели упругой среды нашли широкое распространение [1–4]. Существенным недостатком, затрудняющим их практическое применение в расчетах с конкретными материалами, является отсутствие возможности определения механических характеристик, определяющих неклассическое поведение материала. В данной работе сделана попытка его устранения.

Как и в работе [4], допускается, что бесконечно малые частицы dV изучаемой упругой среды, занимающей объем V, взаимодействуют со всеми остальными ее частицами с помощью потенциальных сил. Их потенциал в текущей конфигурации, где положения центров масс частиц определяется радиус-векторами $\vec{R} = \vec{r} + \vec{u}$, $\vec{r}$ – положение центра масс частицы dV в отсчетной конфигурации, а $\vec{u}$ – ее смещение, пропорционален объему: $dW = w\left(\vec{R}\right)dV$ и определяется формулой [5]:

$$dW = \left[\frac{1}{2!}\int_V \Phi^{(2)}\left(\vec{R}, \vec{R}_1\right)dV_1 + \frac{1}{3!}\int_V dV_2 \int_V \Phi^{(3)}\left(\vec{R}, \vec{R}_1, \vec{R}_2\right)dV_1 dV_2 + \ldots\right]dV. \quad (1)$$

В этой записи: $\Phi^{(k)}\left(\vec{R}_{i_1}, \ldots, \vec{R}_{i_k}\right)$ – k – частичный потенциал, то есть потенциал взаимодействия частиц, расположенных в точках $\vec{R}_{i_1}, \ldots, \vec{R}_{i_k}$.

Для вектора относительных смещений частиц упругой среды считается справедливым представление

$$\Delta\vec{u} = \sum_{m=1}^{\infty}\frac{(-1)^m}{m!}\left[\nabla_{\vec{r}}^{(m)}\vec{u}\right]\cdot\ldots\cdot\left(\vec{a}^m\right)^T. \quad (2)$$

Здесь: $\vec{a}$ – радиус-вектор одной из частиц относительно другой.
Вводя гипотезу о малости перемещений и их градиентов, и проводя варьирование величины плотности изменения потенциала, можно получить следующее выражение

$$d\,w\left(\vec{r}\right) = \sum_{m=1}^{\infty} P^{(m)}\cdot\ldots\cdot d\left(\nabla_{\vec{r}}^{(m)}\vec{u}\right)^T, \quad (3)$$

где

$$P^{(m)} = P^{0(m)} + \sum_{n=1}^{\infty}\left(\nabla_{\vec{r}}^{(n)}\vec{u}\right)\cdot\ldots\cdot C^{(m,n)T} \quad (4)$$

представляет собой последовательность тензоров напряжений, выражающих обобщенные силы. Тензоры $P^{0(m)}$ и $C^{(m,n)}$ характеризуют, соответственно, начальное напряженное состояние и вычисляются через потенциалы парного, тройного и т.д. взаимодействий частиц. Для $m = 1$, $n = 1$ величина $C^{(1,1)}$ есть классический тензор упругих постоянных, используемый в линейной теории упругости.

Учет лишь парного взаимодействия (первого слагаемого из (1)) приводит к выражению

$$C^{(2)(1,1)} = -\frac{1}{2!}\int_{\Omega} \vec{a}\left[\nabla_{\vec{a}}^{2}\Phi^{(2)}(a)\right]\vec{a}\, dV_{\Omega}, \qquad (5)$$

Проводя интегрирование, можно получить:

$$\left(C^{(2)(1,1)}\right)_{ijkm} = \frac{\pi}{2\cdot 2!}J\begin{bmatrix} \frac{4}{5} & \frac{4}{15} & \frac{4}{15} & 0 & 0 & 0 \\ & \frac{4}{5} & \frac{4}{15} & 0 & 0 & 0 \\ & & \frac{4}{5} & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{4}{15} & 0 & 0 \\ & & & & \frac{4}{15} & 0 \\ & & & & & \frac{4}{15} \end{bmatrix}, \quad J = -\int_{0}^{\infty} a^{4}\frac{d^{2}}{d\,a^{2}}\Phi^{(2)}(a)\,d\,a \qquad (6)$$

Данное выражение сопоставляется с аналогичным выражением классической теории упругости [6]:

$$\left(C_{2}^{(1,1)}\right)_{ijkm} = \begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & \lambda+2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ & & \lambda+2\mu & 0 & 0 & 0 \\ & & & \mu & 0 & 0 \\ & & & & \mu & 0 \\ & & & & & \mu \end{bmatrix}. \qquad (7)$$

Проведя сопоставление, получаем, что $\lambda = \mu = 4\pi J/(15\cdot 4)$, и коэффициент Пуассона $\nu = \lambda/\left[2(\mu+\lambda)\right] = 0,25$. Для того, чтобы индивидуализировать коэффициент Пуассона для разных материалов предлагается учесть не только парное, но и тройное взаимодействие частиц среды. Это осуществляется следующим образом.

Рассматривается процесс одновременного взаимодействия одной частицы dV с частицами dV_1 и dV_2, имеющих относительно нее соответственно радиус-векторы $\vec{a}$ и $\vec{b}$. Производя предыдущие операции, но с учетом того, что в правой части выражения (1) учтены не одно, а два слагаемых, можно сформировать матрицу жесткостей $\left[C^{(1,1)}\right]_{ijkm}$:

$$\left[C^{(1,1)}\right]_{i\,j\,k\,m} = \begin{bmatrix} \beta+\chi+\varepsilon & (\beta+\chi)/3+\varepsilon & (\beta+\chi)/3+\varepsilon & 0 & 0 & 0 \\ (\beta+\chi)/3+\varepsilon & \beta+\chi+\varepsilon & (\beta+\chi)/3+\varepsilon & 0 & 0 & 0 \\ (\beta+\chi)/3+\varepsilon & (\beta+\chi)/3+\varepsilon & \beta+\chi+\varepsilon & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & (\beta+\chi)/3 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & (\beta+\chi)/3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & (\beta+\chi)/3 \end{bmatrix}. \qquad (8)$$

В этом выражении использованы следующие обозначения

$$\beta = \frac{\pi}{2\cdot 2!} J \cdot \frac{4}{5};\ \chi = 2\frac{\pi}{2\cdot 3!}\Xi_{11}\cdot\frac{4}{5};\ \varepsilon = 2\frac{16\pi^2}{9\cdot 3!}\Xi_{12}\quad \Xi_{11} = 4\pi\left[\int_0^\infty b^2 d\,b\int_0^\infty b^2\,\frac{\partial^2\Phi^{(3)}(a,b)}{\partial a^2}d\,a\right];$$

$$\Xi_{12} = \Xi_{21} = \left[\int_0^\infty b^2 d\,b\int_0^\infty a^2\,\frac{\partial^2\Phi^{(3)}(a,b)}{\partial a\,\partial b}d\,a\right] \qquad (9)$$

$$a = \left|\overset{\mathbf{r}}{a}\right|,\quad b = \left|\overset{\mathbf{r}}{b}\right|$$

Сопоставляя матрицу (8) с матрицей (7), можно убедиться в справедливости равенств:

$$\mu = (\beta+\chi)/3,\ \lambda = (\beta+\chi)/3+\varepsilon,\ 2\mu+\lambda = \beta+\chi+\varepsilon. \qquad (10)$$

Полученный результат свидетельствует о том, что в случае, когда потенциалы $\Phi^{(2)}(a)$, $\Phi^{(3)}(a,b)$ известны, значения коэффициентов Ламе могут быть вычислены. При этом для каждого материала оба эти коэффициента индивидуальны. Обратно, если выбрать потенциал $\Phi^{(2)}(a)$ в двухпараметрической форме потенциала Морзе [4], а потенциал $\Phi^{(3)}(a,b)$ считать произведением $\Phi^{(3)}(a,b) = \Phi^{(2)}(a)\,\Phi^{(2)}(b)$, то эксперименты по определению модулей Юнга и сдвига могут быть основой для определения параметров, конкретизирующих форму потенциала для конкретного материала, и последующих расчетов с его помощью по формулам, вытекающим из (1) – (4), характеристик неклассического поведения материала.

Список литературы

1. Микаэлян, К.Н. Краевые дислокации у межфазных границ в градиентной теории упругости / К.Н. Микаэлян, М.Ю. Гуткин, Е.С. Айфантис // Физика твердого тела. 2000. – т. 42, вып. 9, – С. 1613 – 1620.
2. Повстенко, Ю.З Нелокальна і градієнтна теорі пружності та іх застосування до опису недосконаостей у твыердих тілах / Ю.З. Повстенко // Мат. методи та фіз.-мех. поля. 2003. – 46, № 2, – С. 136 – 146.
3. I.V.Vitcovsky, F.N.Konev, V.S.Shorkin, N.D.Kzaev, A.E.Rusanov, V.M.Khoroshikh and S.L.Leonov. Adhesion energy estimation of some composite materials Plasma Devices and Operations, 2003, vol 11(2), pp 81-87.
4. Шоркин В. С. Модель сплошной упругой среды, основанная на представлении о дальнодействующем потенциальном взаимодействии ее частиц // Упругость и неупругость. Под ред. И. А. Кийко, Р.А. Васина, Г. Л. Бровко. – М.: Ленанд, 2006. – С. 271 – 282.
5. Рюэль Д. Статистическая механика. Строгие результаты. / М.: Мир, 1971, 362 с.
6. Новацкий В. Теория упругости. / М.: Мир, 1975. – 872 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Соковиков М. А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН
sokovikov@icmm.ru

К числу основных гипотез, объясняющих неустойчивость пластического сдвига и тесно связанное с ней явление локализации пластической деформации, относятся предположения о разупрочнении материала, обусловленном влиянием: *а*) скорости деформации; *б*) деформации; *в*) температуры, вследствие диссипации энергии; *г*) структурных изменений. Исследованию данного явления посвящен также цикл работ по анализу устойчивости решений систем дифференциальных уравнений с использованием модельных определяющих соотношений.

Влиянию всех этих факторов посвящено значительное количество работ [1–15].

Экспериментальные исследования микроструктуры полос адиабатического сдвига, проведенные в ряде работ, в частности [1], ясно указывают на то, что формирование полос адиабатического сдвига является результатом скачкообразных процессов в системе микросдвигов и пластических ротаций и тесно связано с изменением ориентаций зерен в узких полосах сдвига,

Обсуждаемый класс явлений в последние годы исследуется нелинейной физикой [16,17], рассматривающей данные эффекты с позиций неравновесных ориентационно - кинетических переходов.

В данной работе используется ранее разработанная теория [16], в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на упругие и релаксационные свойства твердых тел материала.

Резкий переход к более упорядоченной дефектной структуре часто приводит к аномалиям деформационных свойств, которые могут проявиться, в частности, при высокоскоростном соударении ударника с преградой (выбивание пробки) [18].

В данном исследовании проведено численное моделирование механизмов неустойчивости пластического сдвига (в квазиодномерной постановке) с учетом

- термического разупрочнения (термопластической неустойчивости);
- особенностей кинетики накопления микросдвигов в материале.

Было рассмотрено деформирование плоского слоя в условиях чистого сдвига. Одна сторона слоя жестко закреплена. На другой стороне слоя задается постоянная скорость v_0.

Поведение плоского слоя при моделировании термопластической неустойчивости описывается следующими уравнениями:

$$\frac{\rho_0}{V}\frac{\partial v_z}{\partial t} = \frac{\partial \sigma_z}{\partial z}; \qquad (1)$$

$$r_0 c \frac{\partial T}{\partial t} = l\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + g s_z \dot{\varepsilon}_z^p, \qquad (2)$$

где r_0, c, l – плотность, теплоемкость и коэффициент теплопроводности плоского слоя, s_z – касательное напряжение, T – температура, v_z – материальная скорость, $\dot{\varepsilon}_z^p$ – скорость пластической деформации, g – доля работы пластической деформации, перешедшая в тепло.

Начальные и граничные условия

$$s_z(z,0)=0;\ v_z(z,0)=0;\ v_z(0,t)=0;\ v_z(h,t)=v_0; \tag{3}$$

$$T(z,0)=T_0;\ \frac{\partial T}{\partial z}(0,t)=\frac{\partial T}{\partial z}(h,t)=0. \tag{4}$$

Принималось условие аддитивности упругих и пластических деформаций

$$\dot{\varepsilon}_z=\dot{\varepsilon}_z^e+\dot{\varepsilon}_z^p.$$

Справедливость условия аддитивности упругих и необратимых скоростей деформаций обусловлена малостью упругих деформаций и гидродинамическим характером, (связанным с вязким течением вещества), необратимых деформаций.

Поведение материала слоя описывалось уравнениями

$$\frac{\partial s_z}{\partial t}=G\left(\frac{\partial v_z}{\partial z}-\dot{\varepsilon}_z^p\right), \tag{5}$$

где G – модуль сдвига.

Скорость пластической деформации определялась из соотношения

$$\dot{\varepsilon}_z^p=\frac{s_z}{m}, \tag{6}$$

где m – коэффициент вязкости.

Зависимость эффективного коэффициента вязкости от температуры принималась в виде:

$$m=a\exp(-b(T-T_0)) \tag{7}$$

Неоднородное пластическое течение слоя и дальнейшая локализация пластической деформации инициируются начальным неоднородным профилем температуры.

Поведение плоского слоя с учетом кинетики накопления микросдвигов в материале описывается следующими уравнениями.

$$\frac{\rho_0}{V}\frac{\partial v_z}{\partial t}=\frac{\partial \sigma_z}{\partial z}, \tag{8}$$

$$\sigma_z=l_1\dot{\varepsilon}_z^p-l_2\frac{\partial p_z}{\partial t}, \tag{9}$$

$$\frac{\partial p_z}{\partial t}=\frac{l_2}{l_3}\dot{\varepsilon}_z^p-\frac{1}{l_3}\Pi, \tag{10}$$

$$\Pi=-A_1 s_z\exp(-p_a/p_z)+B_1(p_z-p_b)-D_1\frac{\partial^2 p_z}{\partial z^2}, \tag{11}$$

где l_1, l_2, l_3 – кинетические коэффициенты, A_1, B_1, p_a, p_b – параметры аппроксимации, p_z – компонента тензора плотности микросдвигов.

$$\frac{\partial s_z}{\partial t}=G\left(\frac{\partial v_z}{\partial z}-\dot{\varepsilon}_z^p\right) \tag{12}$$

Использовались начальные и граничные условия

$$s_z(z,0)=0;\ v_z(z,0)=0;\ v_z(0,t)=0;\ v_z(h,t)=v_0 \tag{13}$$

$$p_z(z,0)=0;\ \frac{\partial p_z}{\partial z}(0,t)=\frac{\partial p_z}{\partial z}(h,t)=0 \tag{14}$$

Неоднородное пластическое течение слоя и дальнейшая локализация пластической деформации инициируются начальным неоднородным распределением тензора плотности микросдвигов.

Принималось условие аддитивности упругих и пластических деформаций (5).

При численном решении системы уравнений (1)–(7) и (8)–(12) использовалась явная конечно-разностная схема второго порядка точности.

В результате численного моделирования получено, что неустойчивость пластического сдвига и локализация пластической деформации может быть описана с помощью обеих использованных моделей.

Механизм термопластической неустойчивости рассматривался многими исследователями и достаточно подробно описан в литературе, например [19, 20] .

Модель упруго – пластического поведения материала с учетом кинетики накопления микросдвигов также описывает процессы неустойчивость пластического сдвига и локализация пластической деформации. В процессе высокоскоростного деформирования в материале происходит структурно-кинетический переход по параметру плотности микросдвигов, что приводит к резкому скачкообразному изменению эффективных характеристик среды, в частности, к резкому падению эффективной вязкости, и, как следствие, к резкому росту скоростей пластических деформаций и релаксации напряжений.

В реальных материалах при высоких скоростях деформации могут иметь место оба механизма, которые реализуются в различных материалах при различных условиях нагружения.

Список литературы

1. Meyer L.W., Staskewitsch E., Burblies A. Adiabatic shear failure under biaxial dynamic compression/ shear loading// Mechanics of Materials.- 1994.- 17.-P.175-193.
2. Timothy J.Burns Does a shear band result from a thermal explosion? // Mechanics of Materials.- 1994.-N17.- P.261-272.
3. Sia Nemat-Nasser, Yeou-Fong Li, Jon B. Isaacs Experimental/ computational evolution of flow stress at high strain rates with application to adiabatic shear banding// Mechanics of Materials.- 1994.- N17.-P.111-134.
4. Meyers M.A., Subhash G., Kad B.K., Prasad L. Evolution of microstructure and shear-band formation in α-hcp titanium// Mechanics of Material.-1994.-N17.-P.175-193.
5. Frassengeas C., Molinari A. Instability and localization of plastic flow in shear at high strain rates// J.Mech.Phys.Solids.-1987.-Vol.35,No.2.-P.185-211.
6. Frassengeas C., Molinari A. The time development of eulerian/ lagrangian perturbatuions to simple shear and its applications to shear banding// J.Mech.Phys.Solids.- 1992.-Vol.40,No.8.-P.1735-1756.
7. John J.Gilman Micromechanics of shear banding// Mechanics of Materials -1994.- N17.- P.83-96.
8. Mgbokwere C.O., Nutt S.R., Duffy J. Shear band formation in 4340 steel: A TEM study// Mechanics of Materials.-1994.-N.17.- P.97-100.
9. Yilong Bai, Qing Xue, Letian Shen Characteristics and microstructure in the evolution of shear localization in Ti-6Al-4V alloy// Mechanics of Materials.- 1994.-N17.-P.155-164.
10. Grady D.E. Dynamic of adiabatic shear// Journal de Physique IV, Colloque C3, suppl. au Journal de Physique III, Vol. 1, october 1991, P.653-660.
11. Коффи К.С., Армстронг Р.В. Образование областей перегрева при ударном нагружении// Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов.- М.: Металлургия, 1984 - С.67-89.
12. Роджерс Х.К., Шастри Н.В. Структурные изменения в сталях при адиабатическом сдвиге //Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов.- М.: Металлургия, 1984.-С.301 - 309.
13. Локализация пластической деформации при скоростном ударном деформировании алюминия и сплава АМ6/ Астанин В.В., Надеждин Г.Н., Петров Ю.Н. и др.//Проблемы прочности.- 1987.-N3.

14. Колупаева С.Н., Старенченко В.А., Попов Л.Е. Неустойчивости пластического течения в кристаллах. - Томск: Изд-во ТГУ, 1994.
15. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. - Новосибирск: Наука, 1985.- 229с.
16. Наймарк О.Б. О термодинамике деформации и разрушение твердого тела с микротрещинами. Институт механики сплошных сред, АН СССР, Свердловск., 1982.- С.3-34.
17. Naimark, O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture. In: Proceedings IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Kluver, The Netherlands, 1996.
18. Jonas G.H. and Zukas J.A. Mechanics of penetration: analysis and experiments// Int. J. Eng. Sci. - 1978. - N11. - P.879-900.
19. Волчков В.М., Козлов А.А., Кузин П.В. Неизотермическая неустойчивость высокоскоростных упругопластических течений // Журнал прикладной механики и технической физики.- 1986. – N3.-С.133-138.
20. Елькин В.М., Михайлов В.Н., Михайлова Т.Ю. Численное моделирование пластического течения при простом сдвиге // Журнал прикладной механики и технической физики.- 2005. –Т46 – N1.-С.173-180.

ОСОБЕННОСТИ ФОТОПОЛИМЕРИЗАЦИИ МОНОМЕРОВ МЕТАКРИЛОВОГО РЯДА КАК РЕЗУЛЬТАТ МЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ АССОЦИАТОВ

Захарина М. Ю., Чесноков С. А., Федосеев В. Б.*

Институт Металлорганической химии им. Г.А. Разуваева РАН, sch@iomc.ras.ru
**ННГУ им Н.И. Лобачевского,* vbfedoseev@front.ru

Исследования кинетики реакции фотополимеризации диметакриловых эфиров полиэтиленгликолей (ДМПЭГ(х), где х – количество звеньев -C_2H_4O- в мономере) выявили существенное влияние на процесс полимеризации устойчивых ассоциативных молекулярных структур (ассоциатов), образованных мономером [1]. В докладе предложена модель процесса фотополимеризации, основанная на предположении о том, что

1) фотополимеризация происходит только на границах ассоциатов;
2) в результате *контракции* (усадки – увеличения плотности материала при полимеризации) возникают упругие поля, которые растягивают ассоциаты и способствуют их механическому разрушению, образованию новых границ, уменьшению размера ассоциатов.

При разрушении ассоциатов в процесс полимеризации включаются свежие количества мономера, которые изменяют скорость процесса. Величину контракции можно оценить начальным (доля границ w_b и плотность мономера ρ_M) и конечным (плотность полимера ρ_P) состояниями. Относительная объемная деформация полимеризующейся среды $\varepsilon = \frac{dV}{V} = w_b\left(\frac{\rho_M}{\rho_P} - 1\right)$. Зная контракцию и изотермическую сжимаемость мономера β можно оценить растягивающие ассоциат напряжения $\sigma = \varepsilon/\beta$. Грубая оценка (полагается, что модуль упругости образующейся твердой фазы – полимера больше, чем сжимаемость жидкой фазы – мономера) утверждает, что внутри асоциатов возникают напряжения, способные разорвать ассоциат на части с

образованием новых границ (до 10^3 атм). Когда плотность мономера, упакованного в ассоциаты, выше, чем в границах между ними, разрушение ассоциатов отчасти снижает упругую энергию системы, компенсируя затраты энергии на разрыв межмолекулярных связей.

В эксперименте особенности кинетики реакции фотополимеризации ДМПЭГ(x>3) наиболее четко проявляются на кинетических кривых, представленных в виде зависимости приведенной скорости фотополимеризации $W/[M]$ (отношение текущей скорости полимеризации к концентрации оставшегося мономера $[M]$) от конверсии $Г$. При $x \le 3$ кинетические кривые имеют характерный при полимеризации унимодальный вид. Для мономеров с $x > 3$ наблюдается появление дополнительной стадии полимеризации, которая проявляется на кинетических кривых в виде второго максимума или плавного уменьшения скорости [2]. Характер кинетических кривых показан на рис. 1а, положение экстремумов и соотношение их высот существенно зависит от условий, в частности от концентрации инициатора фотополимеризации 9,10-фенантренхинона (PQ), интенсивности источника света I, температуры, состава добавок [3].

Для описания процесса фотополимеризации предложена кинетическая модель. Модель основана на уравнениях формальной химической кинетики (1)–(3), дополненных учетом процесса разрушения ассоциатов действием растягивающих напряжений, возникающих при усадке полимеризующегося материала.

Скорость изменения концентрации мономера (1) определяется реакцией инициирования цепи (первый порядок по мономеру), реакцией роста цепи (первый порядок по полимеру и первый порядок по мономеру) и приходом свежего мономера из разрушающихся ассоциатов

$$\frac{dM}{dt} = -k_{ini} M I_l - k_{pol} M P + \frac{dS}{dt}\frac{dM}{dS}, \qquad (1)$$

здесь k_{ini} – константа скорости инициирования, k_{pol} – константа скорости роста цепи, I_l – интенсивность светового потока, $\frac{dM}{dS}$ – удельная концентрация мономера в границах, $P = \sqrt{M_P}$ концентрация полимера, для расчета которой использованы методы комбинаторной теории разбиений [4], M_P – текущее количество заполимеризованного мономера.

Скорость изменения количества полимера (2) определяется реакцией инициирования и реакцией роста цепи.

$$\frac{dM_P}{dt} = k_{ini} M I_l + k_{pol} M P \,. \qquad (2)$$

Скорость изменения доли границ (3) определяется концентрацией полимера P,

$$\frac{dS}{dt} = k_s (1 - S)\, f(P), \qquad (3)$$

где k_s – константа скорости образования границ. Функция, $f(P)$ может иметь вид экспоненциальной e^{aP} либо степенной P^b зависимости, $(1 - S)$ доля мономера в оставшихся ассоциатах.

В работе выбрана экспоненциальная зависимость вида $f(P) \sim e^{u(P)}$, которая основана на активационном механизме процесса разрушения ассоциатов. В этом случае энергия упругого поля $u(P)$, растягивающего ассоциат, понижает энергию активации разрушения ассоциата $E_a - u(P)$. В качестве приближения использовались квадратичная $u(P) = a P^2$ зависимость упругой энергии от количества образо-

вавшегося полимера. Энергию активации E_a можно интерпретировать как энергию, необходимую для разрыва межмолекулярных связей при образовании новой границы. Формально энергия активации включена в константу скорости образования новых границ k_s, при этом, чем больше E_a, тем меньше константа k_s.

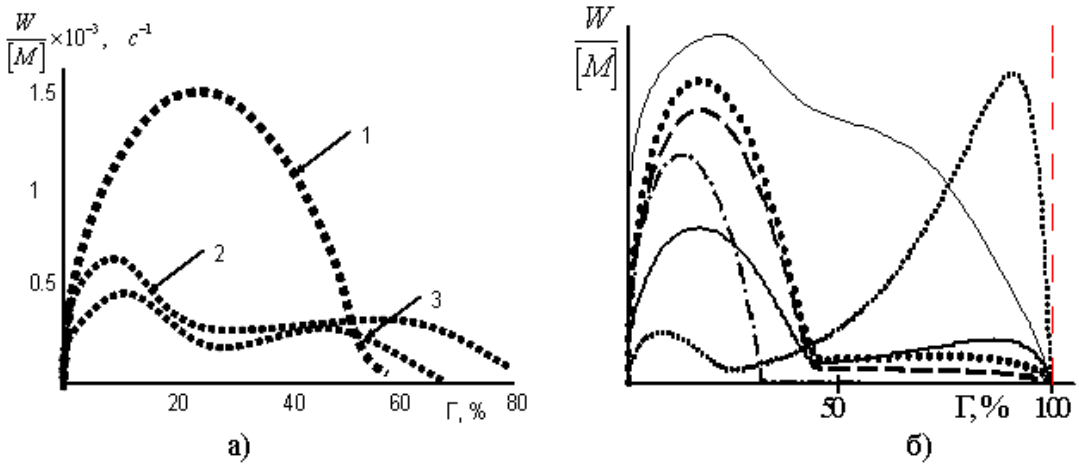


Рис. 1. Зависимость приведенной скорости фотополимеризации от глубины превращения *а*) Эксперимент: 1 – ДМПЭГ(2), 2 – ДМПЭГ(4), 3 – МПЭГ(7), при [PQ] = $1{,}1*10^{-2}$ моль/л, I = 40 кЛк. *б*) Теоретическая модель.

Предполагается, что кластеры занимают практически весь объём V, имеют одинаковый размер, который зависит от температуры и давления, отделены друг от друга границами постоянной толщины. Параметрами модели являются концентрация мономера, первоначальный размер ассоциатов, плотность мономера и полимера. Световой поток оказывает заметное влияние на форму кинетических кривых только при высокой интенсивности излучения I_l.

Предлагаемая модель воспроизводит все типы кинетических кривых (рис. 1), наблюдавшиеся экспериментально [3] и качественно дополняет их. Модель позволяет выбрать основные управляющие параметры и описывает закономерности, полезные при решении задач оптимизации условий фотополимеризации рассмотренного класса мономеров.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ 06-03-33061-а и гранта Президента РФ № НШ – 4947.2006.3.

Список литературы

1. Королев Г.В. Успехи химии, 2003, 72(3), 222.
2. Берлин А.А. Акриловые олигомеры и материалы на их основе. Химия, Москва, 1983.
3. Chesnokov S.A., Zakharina M.Yu., Shaplov A.S., Chechet Y.V., Lozinskaya E.I., Mel'nik O.A., Vygodskii Y.S., Abakumov G.A. Ionic Liquids as catalytic additives for the acceleration of the photopolymerization of polyethylene glycol dimethacrylates. Polym. Int. 2008. v. 57. P. 538-545.
4. Федосеев В.Б., Федосеева Е.Н. Применение методов теории разбиений при описании дисперсных систем. // Прикладная механика и технологии машиностроения. Нижний Новгород: Интелсервис. 2005 С. 110-116.

ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОСУДА ПРИ ЕГО ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ

Первухин Л. Б[1], Николаенко П. А[1*]., Казанцев А. Г[2], Чудновский А. Д[2], Меринов Н. Г[2]

[1]*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка,* *nikpavel@mail.ru

[2]*ГНЦ РФ ОАО НПО Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения, г. Москва.*

Существует множество сосудов, работающих под давлением: автоклавы, барокамеры, взрывные камеры. Расчет таких сосудов на напряжения, возникающие в стенке, не имеет однозначного решения. В данной работе мы рассмотрим влияние взрыва на стенку технологической взрывной камеры и влияние массы ВВ на возникающие напряжения и долговечность оболочки.

В настоящее время существует несколько методик для расчета сосудов, нагруженных взрывом [1–4]. В каждой из них используется свой подход к решению данного вопроса. И при расчете сосуда с одними и теми же массово-габаритными характеристиками получаем разные результаты. Целью работы является обобщение методик расчета сосудов, работающих под давлением, и экспериментальное подтверждение той, которая дает наиболее правдивые результаты.

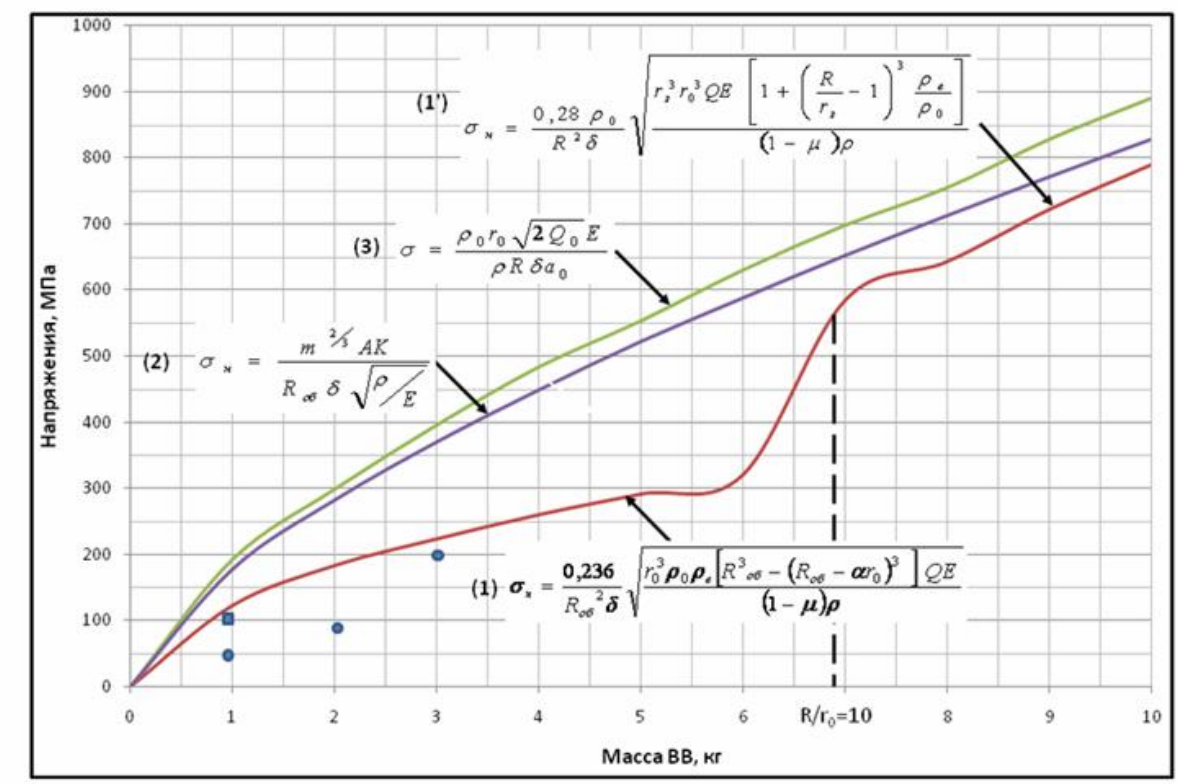


Рис. 1. Расчет напряжений в стенке сосуда диаметром 2 м. по различным методикам, где:
● – среднее квадратичное значений напряжений в точке на наружной стенке сосуда;
■ – среднее квадратичное значений напряжений в наивысшей точке купола сосуда.

Следующим шагом было изготовление сосуда с последующим экспериментальным исследованием. Сосуд представляет собой цилиндрическую обечайку с эллиптическими донышками, по размерам близкой к сферической. Внутренний размер обечайки два метра, высота оболочки 2,7 м, толщина стенки оболочки 32 мм. Расчет сосуда с данными массово-габаритными характеристиками дал следующие результаты (см. рис.1).

Установлено что исследуемые методики дают различные результаты в случае, когда $R/r_0<10$, это связано с тем, что в этом случае происходит отрыв воздушной ударной волны от продуктов детонации, и ударная волна полностью формируется. Методика [1] учитывает это, поэтому при выполнении этого условия на зарядах более 7 кг тротила все методики дают похожий результат.

Последующее экспериментальное исследование проводилось методом тензометрирования. Измерение деформаций проводилось в наиболее характерных зонах: наиболее близкая точка к заряду ВВ, высшая точка купола, места приварки люка и штуцеров. Были проведены взрывы зарядов ВВ массой от 1 до 3 кг в тротиловом эквиваленте. Информация с тензодатчиков записывалась и впоследствии обрабатывалась на специальном приборно-программном комплексе.

Для определения долговечности и усталостной прочности сосуда был проведен расчет долговечности сосуда. В этом случае использовалось правило линейного суммирования в виде:

$$D_f = \sum_0^N \frac{n_i}{[N_i]},$$

где n_i – число циклов нагружения с i-ой амплитудой нагружений σ_i, $[Ni]$ – допускаемое число циклов по кривым усталости для данной стали, N – общее число циклов нагружения. Образование трещины происходит при $D_f = 1$. Расчет усталостного повреждения проводился на 5000 циклов нагружения. Расчет показал, что прочность сосуда обеспечивается.

При увеличении массы заряда возникают нереверсивные пластические деформации, т.е. в общем случае в металле корпусе взрывной камеры идет накопление усталостных и квазистатических повреждений. Установлено число возможных подрывов заряда заданной массы, при котором наколенное повреждение $D<1$, что соответствует условиям безопасной эксплуатации камеры.

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что для $R/r_0<10$ наиболее близко к эксперименту величину напряжений, возникающих в стенке сосуда, определяет зависимость (1) и (1') [1]. На основании этой методики представляется возможным производить расчет сосудов, рассчитанных на заряды ВВ 20 кг и более. Последующее исследование позволит определить границы применимости методики и внести поправки в нее, если это потребуется.

Список литературы

1. Сварка взрывом / Ю.А. Конон, Л.Б. Первухин, А.Д. Чудновский; Под ред. В.М. Кудинова. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.: ил.
2. Кобылкин И.Ф., Селиванов В.В., Соловьев В.С., Сысоев Н.Н. Ударные и детонационные волны. Методы исследования. – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 376 с.
3. Расчёт на прочность камеры взрывной НО-74-11-00-00 автор: А. Демчук СО РАН
4. Ударные волны и экстремальные состояния вещества. – М.: Наука, 2000. – 425 с.

НЕУСТОЙЧИВОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ФЛЮОРИТА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Скворцова Н. П.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия
skvor@ns.crys.ras.ru

Экспериментально изучалось распределение деформации в кристаллах CaF_2 после испытания их на сжатие вдоль [110] и [112] с постоянной скоростью деформации 10^{-4} s^{-1} в интервале температур T = 373–1253 K. Установлено, что при T > 845 K в деформированных образцах наблюдается сильная локализация пластической деформации в узких зонах, где сдвиговая деформация достигает сотен процентов. Локальные сдвиги (микрополосы) проходят через весь объем образца и ориентированы вдоль систем активного скольжения {001}<110>. Обычно наблюдается одна система микрополос или две непересекающиеся ортогональные, сдвиги по которым происходят в разных частях образца независимо друг от друга. Иногда деформация локализуется в пересекающихся ортогональных системах скольжения. Увеличение деформации приводит к появлению новых микросдвигов и развитию сдвигов уже имеющихся в образце, которые не замораживаются, а продолжают “работать”. Определены физические условия деформации, при которых происходит потеря устойчивости пластического течения и связанная с ней локализация деформации. При температуре T > 673 K происходит неравновесный фазовый переход к новому упорядоченному во времени и пространстве динамическому состоянию – локализованному пластическому течению в микрополосах сдвига. Этот переход сопровождается изменением характера разрушения деформированных образцов от хрупкого к вязкому, резким увеличением предельной пластической деформации до разрушения, огрублением полос скольжения и “драматическим” разупрочнением материала. Образование локальных сдвигов происходит на стадии установившегося течения, где коэффициент упрочнения приближается к нулю. На деформационных кривых появляется небольшой “зуб” текучести, величина которого составляет ~13% от значения предела текучести при T > 1073 K. Неустойчивость пластического течения также проявляется в образовании периодических всплесков деформирующего напряжения на кривых деформации. На начальных участках кривых $\sigma(\varepsilon)$ средние значения относительных амплитуд $\langle\Delta\sigma/\sigma\rangle$ скачков, соответствующих локальным сдвигам, изменяются в пределах от десятых долей процента до ~ нескольких процентов в интервале температур T = 873–1253 K. С ростом деформации амплитуда скачков растет, и при температуре T = 1253 K и деформации ε > 30% величина $\langle\Delta\sigma/\sigma\rangle$ достигает ~ 10%. Обнаружена корреляция между колебаниями напряжений на кривых деформации и числом микрополос локализации. Получена температурная зависимость критических напряжений перехода к локализованному течению σ_{tr} (T) в кристаллах флюорита. С ростом температуры величина σ_{tr} монотонно уменьшалась от ~ 22 до 7.5 MPa. Предложен сценарий зарождения и развития больших локализованных сдвигов при высокотемпературном деформировании монокристаллов.

УДК 666.517.2

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ 40Х

Пудов В. И., Соболев А. С.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
pudov@imp.uran.ru

Известные работы, посвященные термомагнитной обработке (ТМО) легированных сталей, показывают, что постоянные магнитные поля напряженностью H менее $1{,}6 \cdot 10^6$ А/м не могут оказывать заметного влияния на ход основных фазовых превращений в технологическом цикле производства материалов и изделий из различных сталей [1, 2]. Например, при H = 0,8 МА/м эффект упрочнения изделий стали 40Х составил ~15 % [2].

Нами обращено внимание на возможность улучшения физико-механических свойств изделий, для которых основные высокоэнергетические процессы завершены, при их стандартной термической обработке, включая, например, заключительную стадию – отпуск.

Целью работы является развитие представления о возможностях ТМО и определение условий и режима оптимальной обработки изделий, изготовленных из конструкционной стали марки 40Х, а также проведение сравнительного анализа ранее известных результатов с полученными в работе.

Образцы и методика эксперимента

Исследования проводились в диапазоне температур, не превышающих температуру Кюри стали марки 40Х и обеспечивающих протекание развитых диффузионных процессов и исключения процессов обезуглероживания образцов при их выдержке в условиях постоянной температуры.

ТМО изделий осуществляли в рабочем объеме соленоида установки, обеспечивающей получение при независимом регулировании постоянных магнитных полей до 120 кА/м и температур до 1200°С.

Исследовалась образцы: – стяжные шпильки М16 (отношение длины L к диаметру D составляет ~ 10) из конструкционной стали 40Х (полученные, в частности, при закалке 860°С в масле, отпуск 2-х кратный 500°С, 1ч [3].

Образцы в количестве трех штук помещались в рабочий объём соленоида установки с ориентацией их продольных осей по направлению продольной компоненты магнитного поля намагничивающей системы.

Параметры режимов ТМО варьировались по температуре выдержки в диапазоне от 500 до 700° С, по времени выдержки – от 15 минут до 4-х часов. Общим в этих режимах был нагрев со скоростью 5–10° С/мин в приложенном, постоянном магнитном поле напряженностью H ~ 65 кА/м. Выдержка в этом поле в течение определенного времени и медленное, со скоростью 3–5° С/мин, охлаждение в поле до температур ~150° С, отключение поля и последующее охлаждение образца до комнатной температуры в установке.

Полученные результаты для образцов стали 40Х оценивали по изменению ударной вязкости стандартным методом при помощи маятникового копра [4].

Для всех образцов выполнялись контрольные эксперименты – дополнительная термообработка без воздействия магнитного поля при температуре и времени выдержки для найденного оптимального режима ТМО изделий.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Из представленных в таблице результатов ТМО образцов следует, что оптимизация параметров ударной вязкости для данных размеров стяжных шпилек обеспечивается в узком диапазоне температур $t_в$ = 540–560° С и в достаточно ограниченном интервале времени выдержки $\tau_в$, соответствующем 2 часам. При найденном режиме ТМО происходит трёхкратное увеличение ударной вязкости материала образцов (относительно принятой нормы КСИ) без изменения их твердости, приобретённой при стандартной термической обработке.

При внешнем осмотре поломанных при испытании образцов наблюдался матовый вид излома, поверхность разрушения содержала уступы – волокна, что характерно для вязкого разрушения [4].

Как известно, легированные хромистые стали склонны при медленном охлаждении в диапазоне температур 450–600°С к обратимой отпускной хрупкости. Возникновение этой хрупкости связано с диффузией вредных примесей (серы, мышьяка и, в особенности фосфора [4, 5]) к границам зерна без выделения мелкодисперсных фаз (карбидов, фосфатов и других соединений). При этом легирующие элементы, например, хром и марганец, входящие в состав стали марки 40Х, дополнительно способствуют обогащению пограничных зон фосфором и серой, что увеличивает вероятность хрупкого разрушения.

Наблюдаемое повышение ударной вязкости (при сохранении твердости образца) в области температур возникновения обратимой отпускной хрупкости, можно объяснить несколькими механизмами. Например, перераспределением примесей по границам зерен легированного мартенсита в условиях восходящей диффузии, вызванной магнитным полем.

Таблица. **Зависимость ударной вязкости КСИ (мДж/м^2) от режима обработки в магнитном поле *H* @ 65 кА/м образцов, вырезанных из стяжных шпилек (сталь 40Х, исходные КСИ @ 0,6 МДж/м^2 и твердость ~290 НВ $t_{отп}$ = 500 °С).**

Температура выдержки, $t_в$°С	Время выдержки $\tau_в$, ч		
	1	2	4
500	1	1,4	1,5***
550*	1,5	1,8*	1,7***
700	1,9***	–	–
550**	–	0,6**	–

* – оптимальный режим; ** – контрольный эксперимент в отсутствии воздействующего магнитного поля; *** – снижение твердости до 200 НВ.

В условиях восходящей диффузии примеси будут концентрироваться по приграничным слоям зерен, параллельным оси образца, вдоль которой приложено магнитное поле. В результате происходит очищение от примесей приграничных слоев зерен в плоскостях, перпендикулярных оси образцов, что приводит к подтверждаемому экспериментом повышению сопротивления материала к поперечным сдвиговым деформациям, создаваемым в условиях эксплуатации изделий.

Очевидно, что данное перераспределение примесей и создание определенной концентрации в направлении воздействующего магнитного поля, формирует уже другой механизм сопротивления материала к поперечным сдвиговым деформациям, обусловленный снижением подвижности границ зерен в этом направлении.

Как показывают полученные при контрольных экспериментах результаты (см. таблицу), дополнительная термообработка образцов в отсутствии воздействующего на них магнитного поля, не приводит к повышению их ударной вязкости.

Общее количество обработанных стяжных шпилек, подвергнутых испытанию, составило 150 штук, в том числе, по оптимальному режиму – 50 штук. Ударная вязкости *КСИ* (мДж/м^2) контрольных образцов, соответствующая установленной норме ГОСТа, определяемой, величиной *КСИ* ≅ 0,6 МДж/м^2, принималась за единицу.

Приведенные в таблице результаты подтверждены актами производственных испытаний. В зависимости от исходного состояния материала образцов, результаты при их испытаниях могут изменяться в пределах ±10 %.

В работе [2] приведены результаты ТМО закаливаемых образцов диаметром 5 мм из конструкционной стали марки 40Х в условиях приложенного постоянного магнитного поля напряженностью *Н* = 0,8 МА/м и циклической обработки по сложному режиму с возможностью перехода температуры обработки через точку Кюри в область температуры аустенизации 860° С. Эффект составил ~15 %. Сравнение этих результатов с полученными при обработке стяжных шпилек показывает, что применение ТМО после полного цикла стандартной термообработки изделий, дает более высокий результат при относительно малой величине магнитного поле (*Н*~65–70 кА/м), нежели при закалке или отпуске изделий.

Заключение

В результате исследования влияния ТМО на изделия, изготовленные из конструкционной стали 40Х, установлено, что под воздействием магнитного поля формируется в многофазном сплаве разная структура. Данный эффект проявляется в узком диапазоне температур при определенных величинах времени выдержки и напряженности воздействующего магнитного поля. Он также зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых материалов и изделий.

Подбор оптимальных режимов ТМО обеспечивает заметное улучшение физико-механических свойств изделий, в частности, без изменения твердости, приобретённой при стандартной термической обработке изделий из стали 40Х, повышена их ударная вязкость в 3 раза.

Хотя эффект ТМО обусловлен многообразием механизмов, требующих дальнейших их исследований, однако полученные в работе результаты дают новые представления о возможностях ТМО, позволяют эффективно реализовать резервы для долговременной эксплуатации изделий из легированных сталей.

Работа поддержана программой «Диагностика» №13393 от 01.02.06 г. и частично РФФИ (проекты №№ 06-02-17082, 07-02-96032) и УрО РАН (проект № 22).

Список литературы

1. Кривоглаз М.А., Садовский В.Д., Смирнов Л.В. Фокина Е.А. Закалка стали в магнитном поле. – М.: Наука, 1977. – 119с.
2. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 256с.
3. Марочник сталей и сплавов. Под. ред. Сорокина В.Г. – М.: Машиностроение, 1989. – 640с.
4. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 328 с.
5. Дуб В.С., Дуб А.В., Макарычева Е.В. Роль примесных и технологических элементов в процессах формирования структуры и свойств конструкционных сталей. // МиТОМ. – 2006. – №7. С. 7-14.

УДК 666.517.2

КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Пудов В. И., Соболев А. С.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
pudov@imp.uran.ru

Получение высокопрочных, устойчивых к эксплуатационным воздействиям изделий изготовленных из инструментальной стали является одной из важнейших задач современного металловедения. Одно из направлений решения данной задачи связано с термомагнитной обработкой (ТМО). Однако в ранее проведенных исследованиях было показано, что влияние ТМО на физико-механические свойства легированных сталей при разных стадиях их технологического цикла термообработки, например, в ходе закалки или отпуска, не обеспечивает получение надежно воспроизводимых и значимых для практики результатов [1–6].

В тоже время, мало обращено внимание на возможность изменения свойств изделий, которые уже прошли полный цикл стандартной термообработки [7].

Цель работы: на примере термомагнитной обработки изделий, изготовленных из инструментальной быстрорежущей стали Р6М5К5, развить представление о возможностях проявления данного эффекта, в том числе, в условиях комбинированной обработки, осуществляемой путем напыления на поверхность изделий покрытия из твердофазных частиц аморфного углерода.

Образцы и методика эксперимента

В качестве рабочих образцов были использованы инструментальные метчики М8. Они помещались в рабочий объём установки с ориентацией их продольных осей (в направлении режущей кромки) по направлению продольной компоненты магнитного поля, создаваемого намагничивающей системой установки.

Параметры режимов ТМО варьировались по температуре выдержки в диапазоне от 500 до 700 °С, по времени выдержки – от 15 минут до 4-х часов. Общим этих режимах был нагрев со скоростью в 5–10 °С/мин в приложенном, постоянном магнитном поле напряженностью H~70 кА/м, выдержка в этом поле в течение определенного времени и медленное со скоростью 3–5 °С/мин охлаждение в поле до температур ~150 °С, отключение поля и последующее охлаждение образца до комнатной температуры в установке.

Эффективность обработки образцов из стали Р6М5К5 оценивалась в производственных условиях разных предприятий по изменению величины относительной износостойкости материала, которая для установленной нормы принимается за единицу. Для исследуемых образцов были выполнены контрольные эксперименты – дополнительная термообработка без магнитного поля при температуре и времени выдержки найденных оптимальных режимов.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Из анализа приведенных в таблице результатов термомагнитной обработки образцов следует, что оптимизация параметров относительной износостойкости для исследуемых метчиков М8 стали Р6М5К5 обеспечивается в узком диапазоне температур $t_в$ = 540–560° С и в достаточно ограниченном интервале времени выдержки

$\tau_в$, соответствующем 30–60 минут. При найденном оптимальном режиме ТМО в производственных условиях получено повышение износостойкости данных метчиков в 2,8 раза без изменения их твердости приобретённой при стандартной термической обработке.

Таблица. **Зависимость изменения износостойкости (в условных единицах) метчиков М8 из стали Р6М5К5 от режимов их обработки в присутствии постоянного магнитного поля *H* ~ 70 кА/м.**

Температура выдержки °С	Вид обработки	Время выдержки $\tau_в$, ч.				
		0,25	0,5	1	2	4
500	ТМО	1,5	1,9	1,8	1,6	1,3
560*	ТМО	2,1	2,8*	2,5	2,3	1,5
700	ТМО	1,3	1,2	0,8	–	–
560**	ТО	–	1,1**	–	–	–
30–40	АПП	1, 8				
560*	АПП+ТМО	–	9,0	–		

*– оптимальный режим обработки образцов;
**– контрольный эксперимент в отсутствии воздействующего магнитного поля.

Как показывают полученные при контрольных экспериментах результаты, дополнительная термообработка метчиков в отсутствии воздействующего на них магнитного поля, не приводит к повышению относительной износостойкости изделий.

Исследование влияния алмазоподобного покрытия (АПП), представляющего собой сложное образование с поверхностным слоем из аморфного твердого углерода толщиной 1000–2000 А°, на изменение свойств метчиков, показывает следующее:

– при нанесении АПП на поверхность образца, происходит поверхностное упрочнение в ~1,8 раза, за счет образования поверхностного износостойкого углеродного слоя с повышенной микротвердостью;

– данные образцы не выдерживают длительной эксплуатации поскольку, например, при их переточке эффект от АПП исчезает.

При комбинированной обработке образцов инструментальной стали, то есть в условиях найденного режима ТМО, с предварительно нанесенным на их поверхность АПП покрытием, получено повышение износостойкости образцов в 8 – 9 раз по сравнению со стандартной термической обработкой [8].

В этом случае, произошло уже объемное упрочнение образцов, в частности, благодаря диффузионному процессу перехода части углерода из поверхностного слоя АПП в объем материала с распределением по приграничному слою зерен стали. Такая модифицированная структура обеспечивает формирование материала с повышенными физико-механическими свойствами, сохраняющимися и в условиях эксплуатации изделий при повышенных температурах.

Применение комбинированной обработки номенклатурных образцов в последовательности: вначале АПП, а затем ТМО существенно повышает их износостойкость, и значительно превышает суммарный результат, достигаемый при отдельном использовании АПП или ТМО.

Общее количество обработанных метчиков, подвергнутых эксплуатационным испытаниям, составило ~ 100 штук, в том числе по оптимальному режиму ~ 50 штук. Эксплуатационная износостойкость контрольных образцов, соответствующая установленной норме ГОСТа, определяемой, количеством обработанных в одном режиме деталей (3000 шт), принималась за единицу.

Приведенные в таблицах результаты исследований являются максимальными по величине и подтверждены актами производственных испытаний. В зависимости от исходного состояния материала образцов, результаты при их эксплуатационных испытаниях могут изменяться в пределах ±10 %.

Заключение

В результате исследования влияния ТМО и комбинированной обработки на изделия изготовленные из инструментальной быстрорежущей стали Р6М5К5, установлена особенность эффекта обработки, связанную с различной степенью его проявления. Максимальный результат эффекта, изменяющего структуру материала и практически не релаксирующий при эксплуатации, проявляется в узком диапазоне температур при определенных величинах времени выдержки и напряженности воздействующего магнитного поля. Он также зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых материалов и изделий.

Хотя эффект термомагнитной и комбинированной обработок обусловлены многообразием механизмов, требующих дальнейших их исследований, однако полученные в работе результаты дают новые представления о возможностях ТМО, позволяют управлять процессом приповерхностного и объемного упрочнения изделий, избирательно обрабатывать отдельные участки их поверхности, а также эффективно реализовать резервы для долговременной эксплуатации изделий из легированных сталей.

Работа поддержана программой «Диагностика» №13393 от 01.02.06 г. и частично при финансовой поддержке РФФИ (проекты №№ 05-02-17704, 06-02-17082, 07-02-96032) и УрО РАН (проект № 22).

Список литературы

1. Кривоглаз М.А., Садовский В.Д., Смирнов Л.В. Фокина Е.А. Закалка стали в магнитном поле. – М.: Наука, 1977. – 119с.
2. Гаврилов Г.М. Изменение свойств закаленной стали в магнитном поле. // МиТОМ, 1977, №6, с. 18–22.
3. Галей М.Т., Ашехин В.Г. Изучение влияния магнитного поля на стойкость быстрорежущего инструмента. // Станки и инструменты, 1981, №6, с. 31–34.
4. Пустовойт В.Н., Блиновский В.А. Термическая обработка в магнитном поле стали Р6М5. // МиТОМ, 1983, №11, с. 52–54.
5. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 256с.
6. Малыгин Б.В. Магнитное упрочение инструментов и деталей машин. – М.: Машиностроение, 1989.– 40с.
7. Марочник сталей и сплавов. Под. ред. Сорокина В.Г. – М.: Машиностроение, 1989. – 640с.
8. Пудов В.И., Соболев А.С., Трахтенберг И.Ш., Владимиров А.Б. Способ термомагнитной обработки изделий из инструментальной быстрорежущей стали. Патент № 2273670. Бюллетень изобретений, 2006, №10, III ч.

СИНТЕЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С НАНОДИСПЕРСНОЙ КОМПОНЕНТОЙ

Пудов В. И., Соболев А. С.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
pudov@imp.uran.ru

В последние годы заметен существенный рост производства материалов и изделий из ультрадисперсных и нанодисперсных (размер частиц менее 100 нм) твердофазных соединений, полученных различными методами синтеза. Из-за своих уникальных свойств (высокие реологические параметры, повышенная способность к прессованию и спекаемости, более высокие прочностные характеристики получаемых из них изделий и др.), такие соединения находят все более широкое применение в различных областях (производство ферритов, порошковая металлургия, сверхпроводящая керамика и др.). Однако их синтез сопряжен со значительными трудностями. Они обусловлены отсутствием универсального способа получения и необходимостью применения, как правило, многостадийного и многоступенчатого процесса синтеза.

Целью данной работы является разработка и применение модели процесса синтеза порошковых ультрадисперсных твердофазных соединений с нанодисперсной компонентой при использовании высокоинтенсивного механического воздействия.

Модель процесса синтеза

Одним из перспективных направлений решения данной проблемы является применение высокоинтенсивной механообработки (ВМ) (ускорения ударного воздействия до 800 м/сек^2) исходных порошкообразных твердофазных соединений (ТС) в жидкостной среде в измельчительных аппаратах (мельницы, дезинтеграторы и др.) [1]. Особенностью такой обработки является существенное дополнительное диспергирование исходных ТС с одновременным созданием их активированного состояния. Процесс диспергирования этих ТС при ВМ в жидкостной среде в условиях турбулентного режима может быть описан в рамках обобщенной гидродинамической кавитационной модели [2]. Энергия кавитациионных процессов в сочетании с ВМ используется для разрушения твердых частиц исходных ТС до кристаллитов наноразмеров. Применяемые исходные соединения из частиц сложной формы, смешиваемые с жидкостью, создают благоприятные условия для образования множества мелкоразмерных кавитационных пузырьков (каверн).

Обобщенное условие возникновения гидродинамической кавитации можно представить в виде выражения:

$$c_y = \frac{2\left(P_Г - P_{КР}\right)}{\rho v^2},$$

где $P_г$,$P_{кр}$– соответственно гидродинамическое давление и критическое давление насыщенного пара в каверне; ρ – плотность жидкостной среды; v – скорость обтекаемого частицы потока.

Сильное развитие кавитационных процессов характеризуется низкими значениями параметра $\chi_к$, что выполняется при высоких скоростях v, реализуемых, например, в планетарных мельницах.

Процесс механоактивации материала описывается известной моделью непосредственного механического воздействия на колебательные степени свободы, что

приводит к значительной дефектности приповерхностной кристаллической структуры обрабатываемого материала. Эффективность этого процесса зависит от физико-механических свойств обрабатываемого материала, параметров процесса механического воздействия, а также от вида среды, в которой происходит механообработка. Наибольшие эффекты ВМ (диспергирование и механоактивация) достигаются в аппаратах типа планетарных центробежных мельниц, в которых интенсивность нагружения частиц при их ускорениях более 700 м/сек^2 составляет нескольких ГПа, что позволяет подвергать ВМ твердые материалы с модулем сдвига до 10^{11} Н/м^2 и микротвердостью до10^8 Н/м^2. Однако получаемые в этих мельницах порошковые материалы имеют фракционный состав относительно невысокой дисперсности: доля частиц размером < 10 мкм составляет не более 30%, а основная доля – более 50% приходится на частицы размером (20-40) мкм. Причем снижение размеров менее 1 мкм ограничивается известным эффектом масштабного упрочнения: с уменьшением размеров частиц растет их сопротивляемость к измельчению. Вместе с тем способность к прессованию и спеканию порошковых материалов существенно зависит от фракционного состава. Согласно упрощенной модели материала из частиц сферической формы, например, с максимальным исходным диаметром частиц 50 мкм доля частиц диаметром менее 5 мкм должна составлять около 85%, что обеспечивает в последующем наиболее плотное прессование такого порошкового материала. Поэтому вопросы получения ультрадисперсных порошковых материалов с наличием в их фракционном составе заметной нанодисперсной компоненты, имеют непосредственное практическое значение. Повышение дисперсности материалов может быть достигнуто применением, например, золь-технологий [3]. Однако эти технологии не обеспечивают получение активированного, например, за счет микродеформации решеток, состояния материала, способствующего ускорению процессов синтеза.

Синтез порошковых материалов с нанодисперсной компонентой

В данной работе предлагается вариант получения ультрадисперсных порошковых материалов, содержащих заметную нанодисперсную компоненту. Такие материалы предлагается получать путем ВМ смеси исходного созданного по специальной технологии высокодисперсного порошкообразного материала и жидкости, например, этилового спирта. Данный вариант реализован применительно к технологии синтеза сверхпроводящей керамики на основе соединений системы Y–Ba–Cu–O. Исходный высокодисперсный материал в виде соединения $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ тетрагональной модификации получен путем ВМ в барабане планетарной мельницы при ускорения нагружения 700 м/сек^2 в течении 10 минут смеси этилового спирта и промежуточного продукта в соотношениях твердого к жидкому от 1:0,4 [4]. Промежуточный продукт был синтезирован при термообработке стехиометрической смеси соединений Y_2O_3, $Ba(NO_3)_2$ и $Cu_2\ CO_3\ (OH)_2$ температурой 700^{o}C в течении 1,5 часа, что обеспечило начало зарождения фазы $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ на уровне 5–10%. Применение ВМ вышеуказанной смеси привело к разрушению примесных фаз в промежуточном продукте, также его диспергированию и механоактивации. Полученная смесь была высушена и полученный из нее продукт подвергнут дополнительной термообработке при температуре 875 ^{o}C в течение 3 часов.

Фракционный состав полученного высокодисперсного материала в виде соединения $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ определяли посредством седиментационного анализа и его результаты приведены в табл.1.

Из этой таблицы видно, что в этом материале доля частиц размером менее 5мкм достигает 90%, а доля частиц диаметром менее 1 мкм составляет лишь 5% и практически отсутствуют наночастицы, то есть частицы размером менее 0,1 мкм.

Поэтому возникла необходимость в разработке способа для дальнейшего уменьшения размера частиц с получением заметной долей нанодисперсной компоненты.

Таблица1. **Фракционный состав исходного высокодисперсного материала**

10–5 мкм	5–3 мкм	3–1 мкм	1–0,1 мкм
10%	70%	15%	5 %

Основным направлением этой разработки является последующая высокоинтенсивная механообработка в планетарной мельнице полученного высокодисперсного продукта в этиловом спирте. Причем, применялись при разных соотношениях массовых долей твердой компоненты к жидкой в диапазоне от 1:0,3 до 1:0,8 и в различных режимах механообработки. В результате были найдены следующие параметры, близкие к оптимальным: соотношение твердой к жидкой компоненте 1:0,7, ускорение нагружения материала 800 м/сек^2 и время механообработки материала – 30 минут. Полученный продукт в виде порошкообразного соединения $YBa_2Cи_3O_{7-x}$ имел фракционный состав, приведенный в табл. 2.

Таблица 2. **Фракционный состав ультрадисперсного соединения $YBa_2Cи_3O_{7-x}$ с нанодисперсной компонентой**

5–3 мкм	3–1 мкм	1–0,5 мкм	0,5–0,1 мкм	менее 0,1 мкм
10%	15%	25%	40%	20%

Из этой таблицы следует, что доля частиц размером менее 0,5 мкм составляет 60% и имеется заметная доля в 20% наночастиц. Последующее использование этого соединения $YBa_2Cи_3O_{7-x}$ с заметной долей нанодисперсной компоненты позволило получить холодным прессованием образцы с плотностью на уровне 6,2 г/см^3, то есть близкой к теоретической плотности, а при дальнейшей их термообработке существенно ускорить процесс синтеза и дополнительно улучшить качественные показатели целевого продукта.

Таким образом, применение приведенной технологии позволяет синтезировать ультрадисперсный порошкообразный продукт в виде соединения $YBa_2Cи_3O_{7-x}$ с заметной долей нанодисперсной компоненты в полученном при механообработке фракционном составе. Это обеспечивает получение мишеней с плотностью близкой к теоретическому значению при холодном прессовании. Кроме этого, представленная технология может применяться в других отраслях производства порошковых материалов.

Список литературы

1. Болдырев В.В Экспериментальные методы в механохимии твердых неорганических веществ. Новосибирск: Наука, 1983. –65с.
2. Перник А.Д. Проблемы кавитации. Л.: 1966. –185с.
3. Фролов Ю.Г. Курс коллоидной химии (Поверхностные явления и дисперсные системы). М.: Химия ,1982. 340с.
4. Пудов В.И., Соболев А.С. Оптимизация физико-технологических характеристик парамагнитных материалов и изделий механотермической обработкой. Физика и химия обработки материалов, 2002, №6, с. 63–66.

УДК 620.181

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ α-ФАЗЫ В НЕСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ

Пудов В. И.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
pudov@imp.uran.ru

Разработка средств и методов контроля стабильности магнитного состояния аустенитных сталей ($\mu < 1{,}05$) является актуальной задачей, так как воздействие внешнего магнитного поля, температур, пластических деформаций могут существенно изменять их магнитную проницаемость μ за счет перехода некоторой части материала стали в ферромагнитную фазу, то есть в альфа–фазу.

На данный момент времени существуют различные методы определения процентного содержания ферромагнитной фазы, например, рентгеновский, металлографический, химический, магнитный. Из них только магнитный метод является неразрушающими и с менее трудоёмким процессом [1, 2], так как для реализации вышеизложенных методов необходимо вырезать образцы стали из контролируемых участков изделий и тщательно обрабатывать их поверхность до получения шлифов.

В основу магнитного метода положено относительное измерение магнитной проницаемости аустенитной стали в постоянном магнитном поле. Для его реализации используют наиболее распространённые средства неразрушающего контроля – стационарные магнитоизмерительные установки высшей точности и переносные феррозондовые приборы – ферритометры или α-фазометры. Магнитоизмерительные средства позволяют определять ферромагнитную фазу аустенитных сталей путём намагничивания контролируемого участка до насыщения с последующим измерением магнитных полей рассеяния от ферромагнитных неоднородностей.

Хотя магнитные измерительные средства и методики контроля аустенитных сталей показали себя с положительной стороны, однако существующие конструкции магнитомодуляционных датчиков имеют ряд существенных недостатков, ограничивающих возможности данного метода. В частности, относительная погрешность измерения по обработанной поверхности материала составляет 10–15 % и более.

Наибольшее распространение получили конструкции ферритометрических датчиков (преобразователей), работающих по схеме полемера [3] или градиентометра [4]. На рис.1. представлен датчик, работающий по схеме полемера [3]. Магниточувствительные элементы (МЧЭ) датчика расположены у краёв полюса магнита симметрично его продольной оси, в зонах, в которых на длине МЧЭ результирующая компонент H_z', H_y' поля, направленных вдоль каждого МЧЭ, ~ равна нулю. При взаимодействии магнита с ферромагнитным материалом сканируемого изделия, вектор магнитного поля, воздействующего на элементы датчика, изменяется по направлению и величине.

В результате появляется продольная относительно МЧЭ компонента магнитного поля, а, следовательно, и пропорциональный ей электрический выходной сигнал с датчика. Благодаря промагничиванию материала аустенитной стали на значительную глубину (~10 мм), снижается чувствительность датчика к её микроструктурной неоднородности, неровностям поверхности и к изменениям физико-химических свойств поверхностного слоя металла, вызванным окислением и наклёпом.

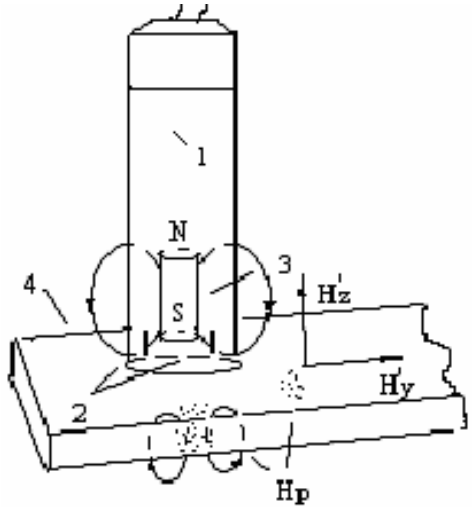


Рис.1. Сканирование поверхности изделия: 1 – ферритометрический датчик; 2 – МЧЭ; 3 – магнит; 4 – изделие; H_p – магнитное поле рассеяния α-фазы.

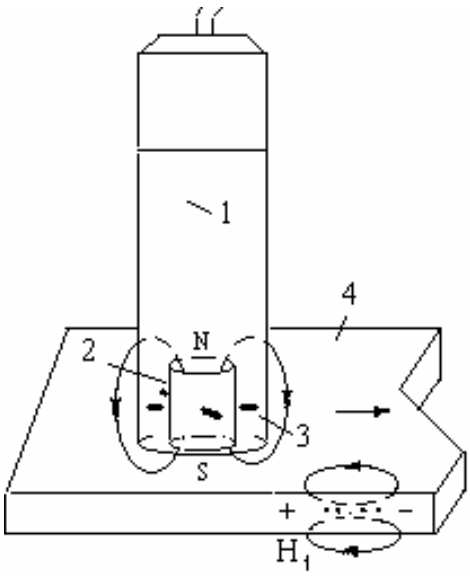


Рис.2. Сканирование поверхности изделия: 1-ферритометрический датчик; 2 – магнит; 3 – две пары МЧЭ; 4 –изделие; H_1 – магнитное поле рассеяния α-фазы.

Относительная ошибка измерения по обработанной поверхности ±10%, по «чёрной» поверхности ±15 %. Размеры МЧЭ – 2х0,1 мм. Диаметр датчика – 15 мм.

Известно применение однокомпонентных градиентометрических датчиков, МЧЭ которых установленные соосно друг другу в плоскости нейтрального сечения магнита [4]. Датчики измеряют локально тангенциальную компоненту H_y магнитного поля неоднородности материала изделия.

Сканирование ферромагнитной фазы изделия и измерение от её магнитных полей рассеяния проводится вдоль одного направления, направления магнитных осей элементов датчика, то есть вдоль его магнитной оси. Ферромагнитные включения могут иметь случайную ориентацию по отношению к внешнему намагничивающему полю или сложную форму, например, игольчатую, располагаться на значительной глубине и так далее. Поэтому магнитные поля рассеяния от этих включений будут различны, если измерять их в одном месте, но в разных направлениях. Для обеспечения достоверности и точности контроля необходимо одновременно проводить измерения в двух направлениях, например, взаимно ортогональных.

В данной работе представлена конструкция датчика, в которой частично устранены перечисленные выше недостатки, присущие аппаратуре этого класса [5].

Датчик имеет две пары магниточувствительных элементов, которые установлены в плоскости нейтрального сечения встроенного магнита (см. рис. 2). МЧЭ расположены соосно друг другу и ортогонально другой паре МЧЭ, (в случае использования датчика для фазового анализа сварных швов, пластинчатых конструкций и других изделий с неширокими участками поверхности, одна пара магниточувствительных элементов может быть установлена под углом 30° или 45° к другой паре.) МЧЭ работают в основном режиме по градиентометрической схеме и являются мерой продольного градиента тангенциальной составляющей магнитного поля рассеяния от ферромагнитной неоднородности материала, и по схеме полемера при измерении материала или изделий имеющих небольшую толщину, например, 2–4 мм. Поскольку измерение магнитных полей рассеяния от ферромагнитных включений проводится одновременно по двум направлениям *X* и *Y*, то сканируется значительный участок поверхности. При появлении выходного сигнала от одного из МЧЭ, измеряемый участок дополнительно контроли-

руется, путём поворота датчика и установления на это место другого магниточувствительного элемента.

Сравнение полученных показаний от МЧЭ первой и второй пары позволяет с достоверностью и повышенной точностью определить процентное содержание ферромагнитной фазы в сталях аустенитного класса.

Поскольку показания ферритометра в существенной мере зависят от магнитных характеристик контролируемого материала, поэтому его градуировка осуществляется с помощью специального набора стандартных рабочих образцов, имеющих различные процентные содержания ферромагнитных альфа-фаз. Необходимо отметить, что датчик ферритометра может работать в двух пределах измерений – от 0,5 до 12 % содержания альфа-фазы и от 0,5 до 25 %. Это обусловлено тем, что при содержании ферромагнитной фазы более 12 % магниточувствительные элементы датчика приходят условно в "магнитное насыщение", то есть индикатор прибора зашкаливает, при этом естественно ограничивается чувствительность к магнитным полям рассеяния и возрастает погрешность измерений.

Эту проблему можно решить электронным путём, то есть созданием дополнительного предела измерений или более простым способом, с помощью дополнительной насадки–наконечника. В обоих случаях есть положительные и отрицательные стороны, но не углубляясь в подробности заметим, что в данном случае был использован при измерениях второй вариант, как вносящий в измерения меньшую величину от собственной погрешности. В частности, при втором пределе измерений на датчик одевается дополнительная насадка–наконечник, с помощью которой магниточувствительные элементы и встроенный магнит удаляются от поверхности контролируемого изделия. При этом магнитные поля рассеяния от ферромагнитных включений уменьшаются и появляется возможность измерения α-фазы до 25 % и более.

Как показывают исследования относительная погрешность измерений ферромагнитной фазы в сталях аустенитного класса не превышает ±5 % [6].

Таким образом, предложенная конструкция ферритометрического магнитомодуляционного датчика, позволяет при сканировании поверхности материала проводить локализацию и измерения ферромагнитных включений в сталях аустенитного класса одновременно по двум взаимно ортогональным направлениям, то есть в пределах ±180°, и одновременно перепроверять полученные по разным направлениям результаты измерений, что существенно повышает достоверность и точность локальных ферритометрических исследований, а, следовательно, и эффективность применения магнитных методов при неразрушающем контроле материалов и изделий.

Список литературы

1. ГОСТ 26364–84. Ферритометры для сталей аустенитного класса. – М., 1984. –8с.
2. Приборы для неразрушающего контроля материалов и изделий. Справочник. Кн. 2. Под. ред. Клюева В.В. – М.: Машиностроение, 1976. – 328 с.
3. Есилевский В.П., Пеликан А.Г., Еремеева И.Ю. Магнитный ферритометр ФМ-2. // Дефектоскопия. –1971.– № 6. – С. 123–124.
4. Ригмант М.Б., Горкунов Э.С., Пономарёв В.С., Чернова Г.С. Измеритель содержания ферритной фазы ферритометр ФМ-3 ИФМ. // Дефектоскопия. – 1996. – № 5. – С. 78-83.
5. Пудов В. И., Ригмант М. Б., Горкунов Э. С. Патент РФ № 2130609. Устройство для локального измерения ферромагнитной фазы аустенитных сталей. – Бюл. изобр. – № 14, III ч.–1999.
6. Пудов В.И., Ригмант М.Б. О повышении эффективности определения ферромагнитных включений в сталях аустенитного класса. //Дефектоскопия. – 2002. – №5. – С. 41-45.

ПРОБЛЕМА СТРУКТУРНОЙ И ФАЗОВОЙ УСТОЙЧИВОСТИ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Колосков В. М., Пудов В. И., Соболев А. С.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
valerie_kol@mail.ru

В настоящее время использование интенсивной пластической деформации (ИПД) преимущественно сосредоточено на направлении синтеза новых материалов с уникальными свойствами. Однако достигнутые на этом направлении успехи оказались достаточно скромными. Более важным результатом исследования поведения материалов при ИПД, на наш взгляд, является установление фундаментальных фактов, что концентрационные и фазовые превращения контролируются потоками неравновесных вакансий и соотношением диффузионной подвижности компонент сплава. Источниками и стоками неравновесных вакансий являются структурные дефекты дисклинационного типа, которые существенно активизируются при доминировании механизма зернограничного проскальзывания при деформации [1].

Постоянно возрастающие требования к сохранению приемлемого уровня базовых свойств материала при наложении интенсивного воздействия, либо сохранение длительное время заданных свойств в условиях интенсивной эксплуатации изделий ставит задачу формулировки критериев фазовой и структурной устойчивости сплавов при ИПД. Принципиальным является именно определяющее влияние неравновесных вакансионных потоков на эволюцию структуры и фазового состава сплава.

В этой связи основным условием реализации возможности эволюции сплава без нарушения сплошности является условие обеспечения релаксационных диффузионных потоков между источниками и стоками. Это условие определяется тремя параметрами:

- средним расстоянием между источником и стоком;
- энергией миграции вакансий;
- энергиями миграции атомов сплава.

Интенсивность диффузионных потоков должна быть достаточной для снятия уровня напряжений ниже границы предела прочности за время между циклами деформации данной области кристалла. Релаксационные процессы эффективно работают во всем кристалле на поздних стадиях деформации, когда формируется субмикронный ансамбль зерен. По экспериментальным данным [1] на этой стадии дистанция между упорядоченными источниками и стоками не превышает двух-трёх зерен. Условие эффективной релаксации напряжений по диффузионному механизму можно выразить через соотношение:

$$2d \le \sqrt{\omega\tau},$$

где: ω –диффузионная подвижность вакансий; τ – время между циклами нагружения (время релаксации); d – средний размер зерен.

Что фактически означает достижение генерируемых источником вакансий ближайшего стока за время релаксации. Подвижность вакансий определяется соотношением:

$$\omega \propto \exp\left[-\frac{E_m^v}{kT}\right].$$

В данном выражении E_m^v – энергия миграции вакансий, T – эффективная температура деформации поликристалла.

Формирование в сплаве квазистационарных концентрационных полей достигается, в соответствии с результатами машинного моделирования, при фильтрации выделенным объемом кристалла числа вакансий, близкого к числу атомов. Это соответствует условию:

$$2d \geq \sqrt{\omega t C_v},$$

под радикалом: t – эффективное время работы источника и стока в период ИПД, C_v – относительная безразмерная концентрация вакансий в источнике, приведенная на один узел решетки [2].

Устойчивость сплава под воздействием ИПД реализуется в том случае, если сохраняется средний концентрационный состав в объеме поликристалла вне зависимости от изменения локальной структуры.

Концентрационные перераспределения компонент сплава формируются вследствие различия в миграционной подвижности атомов, при движении навстречу потоку неравновесных вакансий от источника к стоку. Атомы сплава с наименьшей диффузионной подвижностью локализуется в области стока, а компоненты с наибольшей сегрегирует в области источника. Концентрационные неоднородности, обусловленные диффузионным перераспределением, наблюдаются экспериментально уже при различии энергий активации самодиффузии компонент сплава > 3 % при достижении абсолютной степени деформации $\epsilon \geq 2{,}8$ [1], [2].

В двойных и тройных сплавах, как правило, зависимость диффузионной подвижности от среднего концентрационного состава аналогична поведению коэффициентов взаимной диффузии и самодиффузии и носит параболический характер [3], [4]. При этом положение максимума купола зависимости коэффициентов самодиффузии и взаимной диффузии смещается по концентрационной шкале с температурой, что является следствием различия в поведении аррениусовских зависимостей коэффициентов диффузии. Поэтому соблюдение температурного режима деформации при ИПД важное экспериментальное условие достижения одно направленности и прогнозируемости диффузионных процессов.

Для ряда двойных и тройных сплавов это открывает возможность управления характером концентрационного перераспределения при ИПД. Скорость деформации может служить инструментом поддержания необходимой эффективной температуры процесса, достаточной для обеспечения миграционной подвижности вакансий на уровне, обеспечивающем релаксацию напряжений в поликристалле ниже уровня предела прочности между циклами воздействия. Для получения устойчивого к ИПД сплава соответственно этой рабочей температуре деформации следует подбирать концентрационный состав сплава, близкий по соотношению коэффициентов самодиффузии компонент сплава. Хотя формирование субмикронного ансамбля зерен и общего роста уровня напряжений приводит к уменьшению энергии миграции атомов и вкладу в общий массоперенос границ зерен, эти факторы легко учитываются.

Вторым важным условием формирования устойчивого к ИПД сплава является подбор компонент сплава с позиций взаимной растворимости и однотипности исходной структуры решетки чистых компонент. Вследствие начальных ликваций и флуктуации состава при ИПД возможны структурные превращения в локальных объемах, а соотношения диффузионной подвижности компонент сплава в этом случае претерпевает скачок [4]. Вследствие этого в области вновь образованных структурных центров концентрационные поля будут отличными от областей с исходной структурой.

В частности, в хромо-никелевых сталях аустенитного класса вероятность образования областей решетки с α - фазой сохраняется даже для составов, обогащенных никелем вплоть до 40 ат. %.

Склонность к структурным переходам при близости диффузионной подвижности компонент сплава при ИПД обусловлена обеспечением энергетического минимума областей кристалла, представляющих гетерогенные образования. Для ряда случаев неравновесная концентрация вакансий является «растворным» компонентом, стимулирующим к структурному переходу части кристалла к типу решетки поглощающей избыточный объем. Этот тип превращений предпочтителен при ИПД в условиях низких температур вблизи границы III стадии отжига вследствие наличия значительного градиента концентрации вакансий [2].

Экспериментально обоснованный подход к анализу фазовых и структурных превращений в тройных сплавах [1] после ИПД, может быть использован для рассмотрения поведения конструкционных материалов под нейтронным облучением на поздних стадиях, когда процессы контролируются преимущественно потоками вакансионных дефектов.

Список литературы

1. Колосков В.М., Дерягин А.И., Вильданова Н.Ф., Гапонцев В.Л. Концентрационные и структурные превращения в аустенитных хромоникелевых сплавах на основе железа при интенсивной пластической деформации. Физическая мезомеханика, 2006, т.9, № 5, с.97–105.
2. Гапонцев В.Л., Колосков В.М. Индуцированная диффузия ведущий механизм формирования активированных сплавов. МиТОМ, №11, 2007, с.3–15.
3. Угасте Ю.Э., Коденцов А.А., Ф. Ван Лоо. Концентрационная зависимость коэффициентов диффузии в системах Co-Ni,Fe-Ni, и Co-Fe. ФММ, 1999, т.88, № 6, с. 88-94.
4. Landolt-Börnstein. Numerical data and functional relationships in science and technology. New Series. V26. Diffusion in solid metals and alloys / ed. Mehrer H.
5. Springer-Verlag,1990.

РАЗВИТИЕ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКИХ ОСНОВ МАГНИТНОРЕЗОНАНСНОГО КОНТРОЛЯ И ДИАГНОСТИКИ ГЕТЕРОГЕННО-ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Соболев А. С.

ИФМ УрО РАН, Россия, г. Екатеринбург.

Магниторезонансные методы находят широкое применение в научных исследованиях, но они пока не нашли должного использования для целей контроля и диагностики материалов и изделий. Их применение для этих целей тормозится сложностью разработки необходимого аналитического аппарата и научно обоснованных и пригодных для практики методик. Вместе с тем, магниторезонансные методы позволяет получать уникальную информацию на глубинном атомно-молекулярном уровне о процессах структурообразования, структурном состоянии и внутренних взаимодействиях для широкого круга материалов и изделий. Перспективными объектами в этом случае являются гетерогенно-дисперсные системы, обладающие ядерным (протонным) и электронным парамагнетизмом.

Поэтому рассмотрение комплекса вопросов по развитию научно-практических основ применения магниторезонансных методов для контроля и диагностики гетерогенно-дисперсных материалов является актуальной проблемой и способствует формированию перспективного направления в неразрушающем контроле.

1. Развитие расчетно-экспериментального метода

В ряде наших работ [1–3] был развит аналитический аппарат, позволяющий расчетным путем получать промежуточные (между предельными Гауссовой и Лоренцевой формами) формы магнитнорезонансных монолиний. Его основные положения состоят в следующем. Функция формы спектральной линии $f(\omega)$ является обратным Фурье-преобразованием функции релаксации $G(t)$ и в приближении марковского процесса для линейно-поляризованного радиочастотного поля может быть представлена в виде:

$$f(\omega) \sim \int_0^{\infty} G(t) \cdot \cos(\omega t)\, dt;\ \left(G(t) \sim exp\left[i\omega t - \sigma^2 \int_0^t (t-\tau) K(\tau)\, d\tau \right]\right) \qquad (1)$$

где $K(\tau)$ – функция корреляции, $\tau = t_2 - t_1$ – интервал времени для марковского процесса, σ^2 – дисперсия ларморовых частот, связанных с разбросом локальных магнитных полей, формирующих спектральные линии магнитного резонанса (МР).

Для приближенного описания этого процесса с временем корреляции τ_c нами предложена функция корреляции вида [1,3]:

$$K(\tau) \sim \exp\left[-\frac{|\tau|}{\tau_c} \cdot \exp\left(\frac{\tau}{2\tau_c} \right) \right] \qquad (2)$$

При условии (2) формулу для f (ω) можно записать в виде:

$$f(\omega) \sim \int_0^{\infty} \cos(\omega t)\, dt \cdot \exp\left\{ i\omega_0 \cdot t - \sigma^2 \int_0^t (t-\tau)\, d\tau \cdot \exp\left[\left(-\frac{|\tau|}{\tau_c} \right) \cdot \exp\left(\frac{1}{2} \frac{\tau}{\tau_c} \right) \right] \right\}, \qquad (3)$$

Применение (2) позволяет на основе выражения (3) получать расчетным путем в области $\sigma\tau_c \sim 1$ промежуточные формы спектральных линий и их производные $f'(\omega)$ для ЯМР (ПМР) и ЭПР.

Для количественной оценки формы $f(\omega)$ по ее производной $f'(\omega)$ можно использовать безразмерный параметр формы $П_ф$, определяемым выражением [4]:

$$П_Ф = \frac{S}{y'_m \Delta H_{pp}^2} \qquad (4)$$

где y'_m, S, ΔH_{pp} – соответственно, амплитуда производной, площадь и ширина (между точками максимального наклона) спектральной линии МР.

Параметр $П_ф$ по (4) равен 1,0332 и 3,6276 соответственно для Гауссовой и Лоренцевой форм, то есть различается для этих форм более чем в 3,5 раза, и $П_ф$ можно использовать для количественной оценки параметра промежуточных форм линий МР.

Приведенные выражения (2–4) служат определенной научной основой для развития магнитнорезонансного контроля как перспективного направления в неразрушающем контроле.

2. Практические приложения магнитнорезонансного контроля и диагностики

Практические приложения магнитнорезонансного контроля основываются на построении для производных линий МР зависимостей: расчетной $П_ф = f(\sigma\tau_c)$ и экс-

периментальных зависимостей $П_ф$ от параметров, характеризующих гетерогенно-дисперсные системы. В качестве таковых могут быть влагосодержание, время протекания технологического процесса, концентрация парамагнитных центров и др.

Ниже приведены примеры применения магнитнорезонансного контроля.

2.1. Оперативный контроль и прогнозирование качества вяжущих материалов

Вопросы оценки качества цементного камня на ранней стадии формирования его структуры являются весьма актуальными. Рассмотрим возможности метода ПМР применительно к решению этой задачи.

На рис. 1 приведены для производных линий ПМР зависимости $П_ф = f(\sigma\tau_c)$: расчетная (P) и экспериментальная для двух затворенных водой цементных паст типа СА ($CaO \cdot Al_2O_3$) и C_4AF ($4CaO \cdot Al_2O_3 \cdot Fe_2O_3$) с контролем времени твердения $\tau_{тв}$ в интервале от ~ 3 минут до ~ 20 минут.

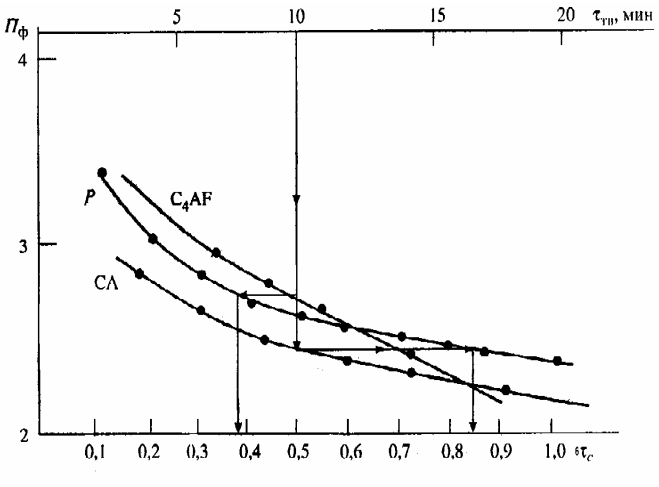


Рис.1

Из рис. 1 следует, что изменение τ_c, оцененного по расчетной зависимости (P) и связанного с ними параметра $П_ф$, происходит в процессе твердения более интенсивно для пасты C_4AF по сравнению с пастой СА. Например, за время твердения $\tau_{тв}$, равного 10 мин, времена корреляции для пасты C_4AF составили $\sim 1.10^{-5}$ с, а для пасты СА $\sim 2{,}5.10^{-5}$с , то есть увеличивались быстрее в 2,5 раза для первой пасты по сравнению со второй. Последующие испытания показали более высокие (~ на 30%) прочностные характеристики цементного камня, полученного из пасты СА по сравнению с полученным из пасты C_4AF.

Таким образом, применение метода ПМР открывает возможность прогнозирования свойств будущего цементного камня на самых ранних стадиях формирования его структуры.

2.2. Оперативный контроль литейных свойств шликеров

Надежных способов оценки литейных свойств шликеров пока не разработано Применение метода ПМР дает возможность произвести такую оценку. На рис. 2 приведены для производных линии ПМР зависимости: расчетная $П_ф = f(\sigma\tau_c)$ (P) и экспериментальные зависимости $П_ф$ от исходной (по условиям производства) влажности W (массовые доли в процентах) при разных значениях водородного показателя pH для шликеров, полученных из оксида алюминия (кривые 1–3) и циркония (кривые 4–6) при. pH : (1,4) – 7,0; (2,5) – 2,0 ; (3, 6) – 1,0.

Из рис. 2 следует, что параметр $П_ф$ зависит от исходной влажности шликеров и особенно от водородного показателя pH. Наибольшие и не зависящие от увлажнения значения $П_ф$ от 2,4 до 2,.5 свойственны шликерам с pH =7. Они характеризуются сравнительно медленным уменьшением близких к Лоренцевой форме $П_ф$, обусловленных медленным увеличением относительно малых $\tau_c \sim 10^{-6}$ с. Для шликеров с кислотной средой (pH от 1 до 2,5) максимальные $П_ф$ на уровне 2–2,2 имеют место

лишь при увлажнении более 0,25 массовых долей и значения $П_ф$ быстро падают до 1,2–1,5 с уменьшением влажности до 0,1 массовой доли.

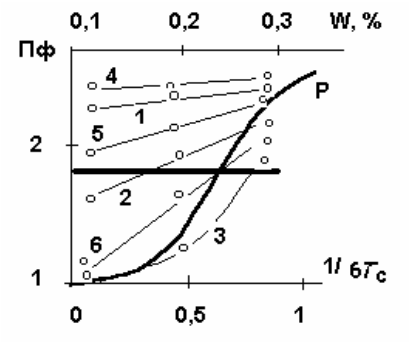


Рис. 2

Последующие испытания показали, что более высокой механической прочностью обладают керамические изделия, полученные из шликеров, имеющих для исходного состояния $П_ф > 1,8$ (кривые 1,4,5), то есть с pH = 7.

Таким образом, посредством экспериментальной оценки параметра $П_ф$ формы линии ПМР, связанного с временем корреляции, для исходных шликеров появляется возможность прогностической оценки характеристик, получаемых из них керамических изделий, высокие параметры которых обеспечиваются при $П_ф > 1,8$ в условиях нейтральной среды.

2.3. Оценка влияния формы линии ЭПР.

Оценка концентрации парамагнитных центров (КПЦ) методом ЭПР производится с применением эталонов–образцов (мер) с известным содержанием КПЦ. Значения КПЦ могут влиять на форму их линии ЭПР. В случае, если форма для эталона Лоренцовая, а объекта контроля Гауссовая, то погрешность оценки КПЦ превысит 100% и метод ЭПР становится не эффективным. На рис.3 приведены зависимости для производных линии ЭПР: расчетная $П_ф = f(\sigma\tau_c)$ и экспериментальная $П_ф = f$ (КПЦ) на примере трех эталонных образцов ДФПГ: $N_1 = 9,9 \cdot 10^{16}$; $N_2 = 1,06 \cdot 10^{15}$; $N_3 = 3,35 \cdot 10^{14}$.

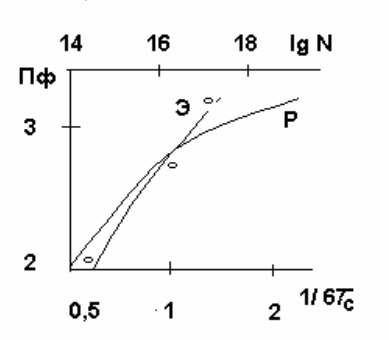


Рис. 3.

Из рис. 3 следует, что с уменьшением КПЦ $П_ф$ отклоняется от $П_ф$ =3,4, свойственного Лоренцевой форме (первый образец ДФПГ) к $П_ф$ = 2 , характерного для промежуточной формы (третий образец ДФПГ). Это отклонение обусловлено увеличением τ_c с ~ $2 \cdot 10^{-7}$с. до ~ $7 \cdot 10^{-7}$с., что связано со снижением эффективности обмена в третьем образце ДФПГ по сравнению с первым. Из этих данных следует, что оценку КПЦ методом ЭПР в объекте контроля $N_{ок}$ с применением эталона с $N_{эт}$ следует производить с учетом соотношения вида $N_{ок} = N_{эт}$ ($S_{ок}$ / $S_{эт}$) ($П_ф^{ок}$ /$П_ф^{эт}$). Учет различия параметров формы линии для эталона $П_ф^{эт}$ и объекта контроля $П_ф^{ок}$ позволяет снизить погрешность оценки $N_{ок}$ до приемлемого на практике уровня ~ 30%.

Таким образом, рассмотренные в работе научно-практические основы магнитнорезонасных методов свидетельствуют о перспективности их применения для целей оперативного неразрушающего контроля и диагностики достаточно широкого круга гетерогенно-дисперсных материалов.

Список литературы

1. Соболев А.С., Пудов В.И. Дефектоскопия, № 3, 2002
2. Соболев А.С., Пудов В.И. Дефектоскопия, № 4, 2002
3. Соболев А.С. Тезисы доклада. Международная научная конференция «Спектроскопия и кристаллохимия минералов 2007», г. Екатеринбург, 2007.
4. Пул Ч. Техника ЭПР-спектроскопии. –М.:Мир, 1970

МАГНИТНЫЙ КОНТРОЛЬ СТАЛЬНЫХ КАНАТОВ ГОРНО-ШАХТНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Воронина С. В., Вдовин Ю. А., Соболев А. С.*, Пудов В. И.*

ФГУП «Уральский научно-исследовательский институт метрологии, г. Екатеринбург
**Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*

Проблема контроля износа и диагностики стальных канатов, относится к сфере государственного контроля и надзора [1], т.к. связана с вопросами безопасности.



Рис.1. Общий вид пульта дефектоскопа типа УДК-3

Для систематического контроля износа стальных канатов, применяемых в составе подъёмного горно-шахтного оборудования разработаны магнитные дефектоскопы типа УДК-3 (рис.1) занесённые в Госреестр СИ под № 18118-99 для калибровки которых разрабатываются и применяются государственные стандартные образцы (ГСО) [2] .Эти дефектоскопы укомплектованы специальными датчиками и предназначены для контроля в условиях эксплуатации стальных канатов трёх типов: круглых, плоских и резинотросовых.

В дефектоскопах типа УДК-3 применяется магнитный метод контроля, состоящий в регистрации электродвижущей силы, наведённой в приёмной катушки его датчика переменным магнитным потоком в намагниченном материале каната. Намагничивание канатов осуществляется в намагничивающей катушке датчика УДК-3 переменным магнитным полем частотой 200 Гц

В данной работе рассмотрен комплекс вопросов, связанный с повышением эффективности дефектоскопов типа УДК на основе разработки, исследования и метрологической аттестации трёх типов ГСО магнитных свойств стальных канатов с изменяемым сечением.

Создание ГСО для магнитной дефектоскопии канатов, затрудняется тем, что практически невозможен расчётный учёт всего многообразия влияющих факторов в условиях контроля, таких как типо-размеры канатов, магнитные характеристики сталей и их изменения при эксплуатации. Поэтому при их разработке мы обратились к физическому моделированию (ФМ). Ключевым вопросом при ФМ является нахождение нетривиальных критериев подобия в виде специфической безразмерной комбинации физических величин. Нетривиальные критерии подобия позволяют в наиболее адекватной форме найти соответствие между моделью и натурой. На рис.2 приведена приближённая схема (модель) процесса взаимодействия низкочастотного магнитного поля с образцом применительно к магнитной дефектоскопии канатов.

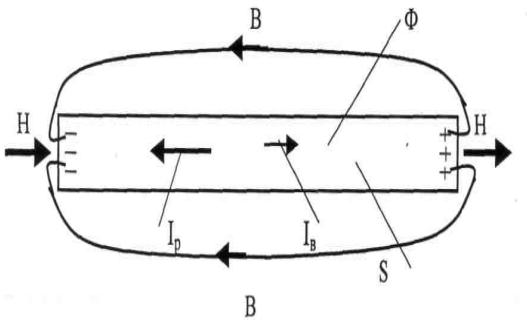


Рис. 2. Модель процесса
H – напряжённость воздействующего на объект магнитного поля; *Ip* – намагниченность от размагничивающего поля; *Iв* – намагниченность вещества; *B* – магнитная индукция; *S* – площадь поперечного сечения объекта (под объектом понимается как ГСО так и канат); Ф – магнитный поток.

Определяющие параметры процесса в единицах СИ:

H, $I_{об}$ [А/м] – напряженность магнитного поля и намагниченность объекта;

$B_{об}$ [Тл] = [кг/А* сек^2] – магнитная индукция объекта;

$S_{об}$ [м^2] – площадь поперечного сечения объекта;

$\Phi_{об}$[Тл*м^2] = [кг/А* сек^2 м^2] – магнитный поток;

$\mu_o = 4\pi*10^{-7}$ кг*м/А^2 * сек^2 – магнитная постоянная;

$N_р$ – размагничивающий фактор;

$\chi_{об}$ – магнитная восприимчивость объекта;

$\mu_{об}^{а}$ – амплитудное значение магнитной проницаемости объекта;

Установление нетривиального критерия подобия:

Нетривиальный критерий подобия $K_п$ можно установить из отношения энергий $K_п = W_{мп}^{уд} / W_{нам}^{уд}$ ($W_{мп}^{уд} = (1/2)\ \mu_o H^2$ – удельная энергия намагничивающего поля, $W_{нам}^{уд} = (1/2)\ \mu_o H^2 [1+(1- N_р) N_р \chi_{об}^{2}]$ – удельная энергия намагничивания объекта) и применения известных выражений [3]. После преобразований получаем:

$$K_п = [\ \Phi_{об} (1- N_р) N_р\ ] / [\mu_o S_{об} H] - \mu_{об}^{а}(1 - N_р) N_р$$

Из критерия подобия следует, что изменение сечения $S_{об}$ и амплитудного значения магнитной проницаемости каната $\mu_к^{а}$ в условиях эксплуатации канатов можно учесть при применении ГСО с $\mu_{гсо}^{\ а} < \mu_к^{а}$ ($\mu_{гсо}^{\ а}$ – амплитудное значение магнитной проницаемости ГСО) при калибровки УДК-3. В результате выполненных поисковых работ в качестве исходного материала для создания ГСО была выбрана высокоуглеродистая инструментальная сталь марки У-8 [4] в виде прутков, для которых амплитудное значение магнитной проницаемости $\mu_{пр}^{а}$ составило 40–45 ед.СИ. Диаметр прутков составлял 1 и 5 мм, а длина ≈ 1200 мм, что превышает линейные размеры рабочего объёма датчиков УДК-3 в 3-4 раза и обеспечивает практически полное исключение влияния краевых эффектов. После термообработки большой партии прутков по специальному режиму и их отбору на специальной установке были получены прутки с $\mu_{пр}^{а}$ на уровне 20–21 ед.СИ ($\mu_{гсо}^{\ а} < \mu_к^{а}$), что создаёт запас по чувствительности не менее 1,5 раз. Из этих отобранных прутков были сформированы для каждого из вышеуказанных трех типов стальных канатов 5 образцов, имитирующие исходное (без износа) сечение и сечения, уменьшенные примерно на 10, 15, 20 и 25% относительно исходного.

Общие сведения о формировании материалов из прутков и результаты определения суммарной площади поперечного сечения и его уменьшении (износа) для материала ГСО - имитаторов состояния круглых, плоских и резинотросовых канатов приведены в таблице 1. Из этой таблицы видно, что комбинацией прутков по числу и диаметрам могут быть получены необходимые площади поперечного сечения всех трех типов канатов. Причем отношения этих площадей соответствует износу 0% (исходный образец) и примерно 10, 15, 20 и 25% для образцов с измененным сечением. Сформированные таким образом образцы прошли метрологическую аттестацию по программе и методике, основанной на применении аттестованной методики выполнения измерений: «ГСИ. Комплекты Государственных стандартных образцов переменного магнитного потока (КГСО МП1, КГСО МП2, КГСО МП3). Методика выполнения измерений переменного магнитного потока в стандартных образцах», разработанной в соответствии с ГОСТ 8.563 [5].

В результате аттестации комплектов для каждого комплекта ГСО были установлены следующие метрологические характеристики:

а) Относительное уменьшение площади поперечного сечения ГСО. Номинальные значения аттестуемой характеристики – 0, 10, 15, 20 и 25%. Допускаемое абсолютное отклонение аттестованных значений находится в пределах ±2% от номи-

нального. Границы допускаемых значений абсолютной погрешности аттестованной характеристики ± 0,3 % при доверительной вероятности 0,95.

Таблица 1. **Сведения о формировании и параметрах поперечного сечения материала комплектов ГСО (круглых, плоских и резинотросовых канатов)**

Тип контролируемых канатов	Обозначение СО в составе комплекта	Число прутков в материале СО		Суммарная площадь поперечного сечения СО, мм^2	Уменьшение поперечного сечения СО (имитация износа)	
		d = 5мм	d = 1мм		Относит. единицы	%
Круглые	КГСО МП-1					
	МП1-1	20	-	392,8	1	0
	МП1-2	18	1	354,2	0,902	9,8
	МП1-3	17	1	334,6	0,852	14,8
	МП1-4	16	1	315,0	0,802	19,8
	МП1-5	15	-	294,5	0,750	25,0
Плоские	КГСО МП-2					
	МП2-1	38	-	746,1	1	0
	МП2-2	34	-	667,6	0,895	10,5
	МП2-3	32	-	628,3	0,842	15,8
	МП2-4	30	-	589,1	0,790	21,0
	МП2-5	28	-	559,6	0,750	25,0
Резинотросовые	КГСО МП-3					
	МП3-1	52	-	1021,0	1	0
	МП3-2	47	-	922,8	0,904	9,6
	МП3-3	44	-	863,9	0,846	15,4
	МП3-4	42	-	824,7	0,808	19,2
	МП3-5	40	-	765,7	0,750	25,0

б) Отношение амплитуды переменного магнитного потока в ГСО к амплитуде переменного магнитного потока в ГСО, имитирующего канат без износа. Номинальные значения аттестуемой характеристики: 1; 0,90; 0,85; 0,80 и 0,75 относительных единиц. Допускаемое относительное отклонение аттестованных значений находится ±2% от номинального. Границы допускаемых значений относительной погрешности аттестованной характеристики ±0,3 % при доверительной вероятности 0,95. Результаты метрологических исследований и полученные метрологические характеристики послужили основанием для внесения этих образцов в Госреестр России (№№ 8730, 8731,8732).

Разработанные комплекты этих образцов в течение более 5 лет применяют для настройки и поверки дефектоскопов УДК-3, используемых в различных регионах России и Казахстане для контроля канатов горно-шахтного оборудования.

Список литературы

1. РД 03-348-00 «Методические указания по магнитной дефектоскопии стальных канатов»;
2. ГОСТ 8.315-97 «ГСИ. Стандартные образцы состава и свойств веществ и материалов»;
3. Аркадиев В.К«Электромагнитные процессы в металлах,часть I»,ОНТИ М.-Л.1984;
4. Сорокин В.Г. «Марочник сталей и сплавов»М.: Машиностроение, 1989;
5. ГОСТ 8.563-96 «ГСИ. Методики выполнения измерений».

ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М. Х., Лутфуллин Р. Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
MSIA@mail.ru

Введение

Развитие машиностроения и авиационного, в частности, требует создания новых ресурсосберегающих, экологически безопасных технологических процессов, использующих прогрессивные материалы с высокими эксплуатационными свойствами. Повышение прочности твердофазного соединения (ТФС) за счет снижения дефектов остается актуальной задачей. Целью данной работы является исследование дефектов соединения и их распределения в зависимости от исходной структуры материала.

Известно [1], что диффузионная сварка (ДС) является структурно-неконтролируемым технологическим процессом. Это обстоятельство накладывает существенные ограничения на применение ДС при изготовлении силовых конструкций ответственного назначения. Одной из причин, сдерживающих широкое применение ДС при изготовлении конструкций из титановых сплавов, является трудность получения качественного соединения при малой накопленной деформации свариваемых элементов. Связано это с тем, что в процессе сварки под действием сжимающих усилий, обеспечивающих формирование физического контакта и активацию свариваемых поверхностей, деформируется весь объем соединяемых элементов. Факторами, влияющими на длительность стадии образования физического контакта и, как следствие этого, величины накопленной деформации свариваемых элементов является размер зерна и геометрия микровыступов на контактных поверхностях. Появление нанокристаллических (НК) материалов повышает актуальность использования ДС как одной из наиболее приемлемых технологий их обработки для достижения высоких механических свойств изделий, полученных твердофазным соединением.

Материал и методика исследования

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. Исходные заготовки сплавов имели микрокристаллическую (МК) структуру со средним размером зерен 3 мкм и крупнозернистую (КЗ) пластинчатую структуру со средним размером β- превращенных зерен более 300 мкм. В результате всесторонней ковки исходных заготовок в них была сформирована НК структура со средним размером зерен около 0,4 мкм [2].

Соединение промышленных заготовок с различными структурными состояниями осуществляли сваркой давлением в состоянии сверхпластичности (СП) на вакуумной установке на базе ИМАШ 20-78 при температуре 900^{o}С. НК заготовки соединяли в специальной оснастке за счет термонатяга в температурном интервале 700…800^{o}С в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16–ИЗ-УХЛЧ.1 при остаточном давлении воздуха $2{,}0^{\times}10^{-3}$ Па.

Качество соединения оценивали как металлографически по относительной объемной доле пор в поперечном сечении зоны соединения, так и по результатам механических испытаний на растяжение.

Структурное состояние сплава изучали с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM – 2000 EX и на сканирующем электронном микроскопе JSM-840. Средний размер зерен определяли методом секущих [3].

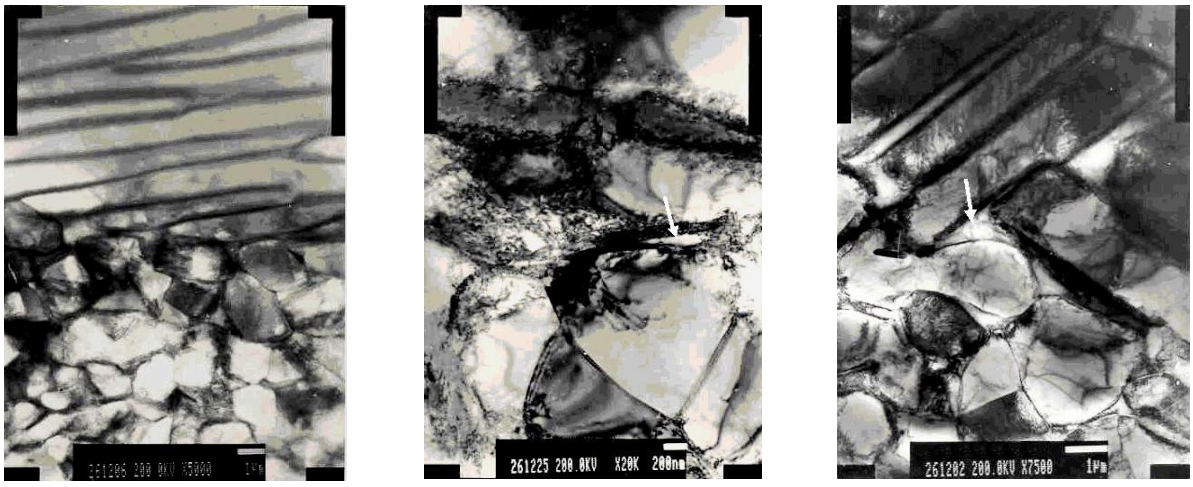
Результаты и их обсуждение

Для ответственных сварных конструкций необходима строгая регламентация их размеров. Поэтому для получения твердофазного соединения необходима реализация в зоне сварки минимально определенных степеней деформации.

При соединении заготовок с КЗ и МК структурами на качество сварных соединений оказывает влияние текстура материала. Известно, что анизотропия напряжений течения, обусловленная наличием металлографической текстуры [4], является отрицательным фактором при изготовлении и эксплуатации изделий.

Для изучения зоны сварного соединения были получены прицельные фольги из зоны сварного соединения. Металлографические исследования показали, что протяженность пор относительно межфазных границ в зоне ТФС с увеличением степени СП деформации уменьшается. Если кристаллиты ориентированы перпендикулярно действующей нагрузке, формоизменение при образовании физического контакта осуществляется главным образом, за счет внутризереного скольжения (рис.1.*а, б*). В рассматриваемом соединении присутствуют дефекты в виде мелких пор (указано стрелкой). Для обеспечения активизации контактирующих поверхностей кристаллы следует ориентировать с учетом действующих систем скольжения. С повышением угла разворота α- пластин относительно направления деформации в одинаковых условиях СП деформации повышается качество сварного соединения путем заполнения и деления пластичной β– фазой (рис.1. *в*).

Прочностные свойства сварного соединения промышленного сплава с увеличением степени СП деформации от 5% до 15% возрастают и достигают уровня основного материала.

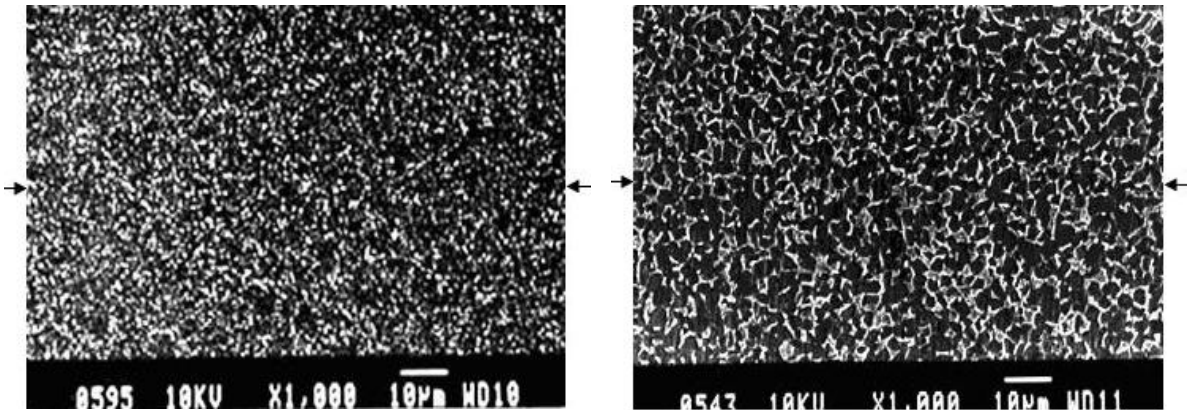


а *б* *в*

Рис. 1. Прицельные фольги из зоны сварного соединения между МК и КЗ структурами (ε = 20%).

По разработанной методике в режиме термонатяга были соединены заготовки из НК сплава ВТ6 с различным временем выдержки. Перевод сплава в НК состояние приводит к уменьшению размера зерен и к увеличению суммарных протяженностей неравновесных границ, что обеспечивается значительной активизацией диффузионных процессов. Это определяет повышенную роль механизма зернограничного проскальзывания в деформации.

Металлографическая оценка свариваемости сплава ВТ6 в твердом состоянии показала, что для НК сплава при температурах от 700 до 800°С и времени выдержки от 1200 до 2100 секунд интенсивно происходит залечивание микропор и это сопровождается ростом прочности соединения. С увеличением времени выдержки до 3600 секунд при тех же температурах в зоне твердофазного соединения наблюдались единичные поры. Увеличение времени выдержки отражается на характеристиках прочности, которые имеют тенденцию к снижению из-за интенсивного роста зерен.



а *б*

Рис. 2. Микроструктура зоны твердофазного соединения НК сплава после сварки давлением (ε =5%): *а*) 700°С, *б*) 800°С.

При сварке давлением в условиях низкотемпературной сверхпластичности в температурном интервале 700…800°С со степенью деформации в пределах 5% получили ТФС без пор (рис.2. *а, б*).

Металлографические исследования полностью согласуются с результатами испытаний на прочность. С уменьшением влияния температурно-временного фактора и температуры сварки возможно сохранить не только структуру, но и прочность НК сплава ВТ6 [5].

Из проведенных исследований следует, что количество пор и их распределение в зоне соединения сплава ВТ6 зависит от структурного состояния материала.

Вывод

На примере двухфазного титанового сплава ВТ6 показали, что формирование НК структуры приводит к улучшению свариваемости сплава, сопровождающемуся повышением качества и прочности сварного соединения.

Список литературы

1. Э.С. Каракозов, Л.М. Орлова, В.В. Пешков, В.И. Григорьевский. Диффузионная сварка титана. М.: Металлургия, 1977, 272 с.
2. 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.
3. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976, 272 с.
4. P.G. Partridge, D.S. McDarmaid, A.W. Bowen // Acta Metall. 33, №4, 1985 pp. 571-577.
5. Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х. Влияние исходной структуры на механические свойства соединенных в сверхпластическом состоянии образцов титанового сплава ВТ6. Металловедение и термическая обработка металлов, 2006, №2, с. 11-13.

ОБРАТИМЫЕ И НЕОБРАТИМЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С КАНАЛАМИ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ

Андронов И. Н.

Ухтинский государственный технический университет, Ухта

Отличительной чертой материалов с каналами мартенситной неупругости является их способность демонстрировать большие обратимые деформации в процессе циклического изменения величин термодинамических параметров, ответственных за протекания фазового перехода. В качестве термодинамических параметров могут выступать такие величины как температура – T; механические напряжения σ_{ij}; гидростатическое давление – p; напряженности электрического и магнитного полей E_i и H_i. Считается, что изменение названных параметров обеспечивает изменение фазы согласно соотношения Клаузиуса-Клапейрона [1], что и приводит к обратимому изменению фазы и соответствующих деформационных откликов. Величины деформационных откликов обратимого формоизменения зависят от уровня действующих напряжений и числа циклов. Как правило циклирование осуществляют путем изменения температуры. Причем эксперименты показывают, что справедливы, следующие дифференциальные неравенства $d\varepsilon_O/d\sigma \geq 0$; $d^2\varepsilon_O/d\sigma^2 \leq 0$ и $d\varepsilon_O/dN \geq 0$; $d^2\varepsilon_O/dN^2 \leq 0$; где ε_O – обратимые деформации, обусловленные эффектами памяти формы и пластичности превращения имеющими место в процессе термоциклирования; σ – действующее напряжение; N – число циклов. Однако, согласно экспериментальным данным процессы термоциклирования, сопровождаются не только обратимыми деформациям, но имеют и необратимые составляющие деформации проявляющиеся как в процессе термоциклирования под нагрузкой $\varepsilon_{\text{ТП}}$ – деформации термоциклической (неизотермической) ползучести (ТП), так и в разгруженном состоянии $\varepsilon_{\text{нф}}$ – деформации необратимого теплового формоизменения (НФ). Деформации ползучести, как правило, направлены в сторону внешней нагрузки и для них справедлива система следующих дифференциальных неравенства $d\varepsilon_{\text{ТП}}/d\sigma > 0$; $d^2\varepsilon_{\text{ТП}}/d\sigma^2 > 0$; $d\varepsilon_{\text{ТП}}/dN > 0$; $d^2\varepsilon_{\text{ТП}}/dN^2 < 0$. Если от процесса термоциклирования под нагрузкой перейти к термоциклированию в свободном состоянии то, как правило возникает эффект обратимой памяти формы (ОПФ), характеризуемой обратимой деформацией $-\varepsilon_{\text{опф}}$. Для деформации $\varepsilon_{\text{опф}}$ справедливы следующие дифференциальные неравенства $d\varepsilon_{\text{опф}}/d\sigma \geq 0$; $d\varepsilon_{\text{опф}}/dN \approx 0$. Кроме того, как отмечалось выше, часто появляется деформационный эффект необратимого теплового формоизменения – $\varepsilon_{\text{нф}}$ направленный, как правило, в сторону, противоположную предшествующей нагрузки. Для деформации необратимого теплового формоизменения будет справедливо следующее соотношение $d\varepsilon_{\text{нф}}/dN < 0$. Вышесказанное свидетельствует о том, что при описании деформационного поведения в материалах с каналами мартенситной неупругости наряду с обратимыми деформациями, обусловленными собственно фазовым переходами – ε_O, следует так же учитывать необратимые деформации, обусловленные ТП и НФ, что особенно важно при

проектировании сложно функциональных механизмов многоразового действия, таких как, например, “мартенситные двигатели”, подъемные устройства, тепловые реле. Предлагаемые дифференциальные неравенства могут быть использованы при феноменологическом описании деформационного поведения материалов с каналами мартенситной неупругости. Приведенные выше соотношения для термоциклирования, могут быть обобщены на случаи, механоциклирования, бароциклирования, электроциклирования и магнитоциклирования.

Список литературы

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно - аналитическая теория прочности. Изд. Санкт-Петербург. 1993. 471 с.

УДК 622.692.4.0.1: 539.4

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТРУБОПРОВОДА С УЧЕТОМ НАЛИЧИЯ МАКРОДЕФЕКТОВ

Андронов И. Н.[1], Алиев Т. Т.[3], Богданов Н. П.[1], Гаврюшин С. С.[2], Пронин А. И.[3]

[1] *Ухтинский государственный технический университет, Ухта,*
[2] *Московский государственный технический университет им. Э. Баумана, Москва,*
[3] *ООО “Газпром трансгаз Ухта”, Ухта*

Высокий уровень напряжений в стенках трубопроводов $(0.6-0.7)\sigma_T$, большие сроки эксплуатации (20–30 лет и более), воздействие природно-климатических факторов приводят к появлению дефектов на макро и межзёренном уровне, а также к развитию неизбежно имеющихся в металле скрытых дефектов и трещин. Вопросы, связанные с определением реальной опасности выявленных дефектов и предельными сроками их устранения пока разработаны не в полной мере. В этой связи актуальной задачей остается дальнейшего развития и совершенствования численных методик, с конечной целью создания единой обобщённой методики применимой в производственной практике и позволяющей оценивать степень опасности дефектов.

В рамках данного сообщения рассмотрена численная методика оценки опасности дефектов трубопроводов, возникающих в районе сварных швов на основе феноменологического критерия прочности. Данный критерий, в определенной степени, обобщает известные критерии предельного напряжения и предельной деформации и обеспечивает хорошую корреляцию теоретических расчетов с известными экспериментальными данными. Методика позволяет промоделировать процесс роста трещины и дать комплексную оценку опасности для конкретного типа дефекта.

Использовалась достаточно общая упруго-пластическая модель нелинейного материала с изотропным упрочнением. Причем физико-механические характеристики материалов определялись на основе реальных диаграмм деформирования.

В качестве геометрической модели рассматривается конструкция, состоящая из двух труб, соединённых сварным швом. В процессе геометрического моделирования ставилась задача реалистично отразить геометрию сварного соединения (рис. 1).

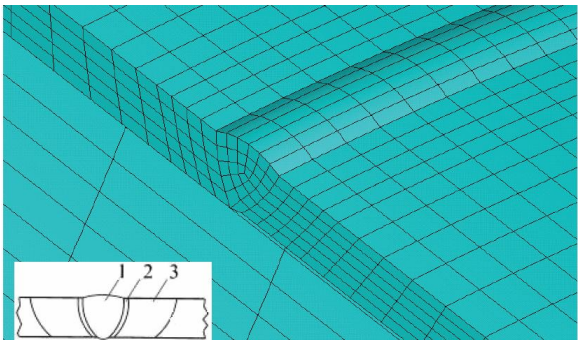


Рис. 1. Модельная часть трубы со сварным соединением в изометрии и схема строения сварного соединения: 1 – сварной шов; 2 – зона сплавления; 3 – зона термического влияния

Сварной шов имеет структуру литого металла, которая сформировалась в результате развития первичной и вторичной кристаллизации. Свойства металла в зоне сплавления близки к свойствам сварного шва, поэтому, при геометрическом моделировании сварной шов и зона сплавления объединяются.

При расчетах изменение свойств металла в зоне термического влияния по мере удалению от сварного шва не учитывали. Считали, что физико- механические свойства материала постоянны в пределах зоны термического влияния, однако отличаются от свойств сварного шва и свойств материала основной трубы.

Для моделирования микродефектов была разработана специальная подпрограмма, составленная на языке ADPL, позволяющая реалистично описывать геометрическую форму и расположение дефекта относительно сварного шва. В качестве примера на рис. 2 показана твердотельная модель сварного шва с неперфорированной трещиной.

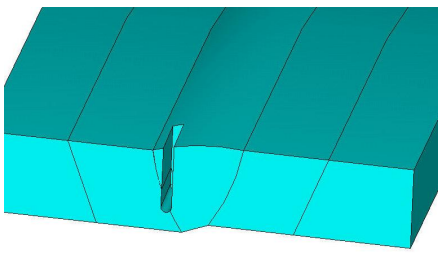


Рис.2. Моделирование трещины в зоне сварного шва.

Для исследования процесса разрушения необходимо располагать информацией о напряженно-деформированном состоянии трубопровода в целом. Следует отметить, что существенная неоднородность напряженно-деформированного состояния в районе сварного шва усугубляется в случае наличия макродефектов, например радиального и углового смещение между двумя сваренными встык трубами [1]. Расчет влияния макродефектов на напряженно-деформированное состояние носил предварительный характер. Полученное решение, в соответствии с методом подконструкций, использовалось в дальнейшем для формирования граничных условий на границах зоны возникновения дефекта.

Для расчета НДС в зоне сварного шва ослабленного трещиной в настоящей работе использован прием «смерти» элементов (the element death), основанный на деактивации, элементов в случае превышения ими некоторого заданного критерия. «Смерть» элемента представляет не физическое удаление его из модели, а сведение его участия в работе конструкции к минимуму. Технически это производится посредством умножения матрицы жесткости элемента на малое число ($10^{-6} \div 10^{-8}$). В дальнейшем данный элемент хотя и присутствует в конечно-элементной аппроксимации конструкции, но фактически не оказывает влияния на НДС оставшихся элементов. На следующем шаге производится новый этап расчета с сохранением напряженно-деформированного состояния, вычисленного на предыдущем шаге. На деактивированных элементах деформации, нагрузки и т. д. обнуляются.

При выборе критерия деактивации (смерти) были учтены результаты испытаний образцов трубной стали на растяжение, проведенные [2], где показано, что рабо-

та разрушения практически равна величине произведения $\sigma_в \cdot \delta$. На основании этого было сделано предположение, что чем больше величина указанного произведения, тем выше ресурс прочности материала. В качестве критерия «смерти» элемента принято произведение $\sigma_в \cdot \delta$, показавшее наилучшую корреляцию с экспериментальными данными.

На рис. 3. представлена, полученная по данной расчетной методике зависимость величины предельного давления в трубопроводе от длины локального дефекта (трещины). Зависимость получена для дефекта глубиной 4 мм, ориентированного в осевом направлении. Кривая 1 соответствует упругому решению, полученному по критерию хрупкого разрушения. Кривая 2 соответствует процессу упруго-пластического разрушения.

Сопоставление результатов показывает, что расчет по критерию хрупкого разрушения дает заниженное (примерно на 5-10%) значение предельного давления. Уточненный расчет в упруго-пластической постановке позволяет дать более точную оценку опасности микродефекта.

Используя разработанную методику, аналогичные зависимости могут быть получены для любой формы и размеров локальных дефектов.

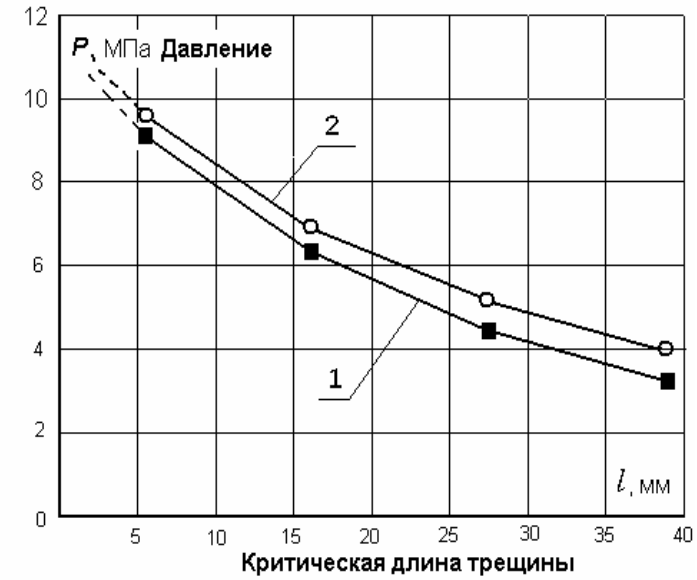


Рис. 3. Зависимость величины предельного давления в трубопроводе от длины трещины для дефекта глубиной 4 мм, ориентированного в осевом направлении. Кривая 1 – расчет в упругой постановке, кривая 2 – расчет в упруго пластической постановке.

Проведенные численные исследования показывают, что при реализации модельных расчетов методом конечных элементов, весьма перспективным является комплексный подход к оценке прочности дефектных труб, использующий процедуру численного моделирования процесса разрушения с использованием опции «смерть» элементов.

Комплексный подход позволяет учесть влияние макродефектов и сложный вязко-упруго-пластический процесс деформирования материала в районе вершины трещины. Подход может быть рекомендован для оценки прочности труб с любым видом локальных дефектов.

Список литературы

1. Алиев Т.Т., Гаврюшин С. С., Андронов И. Н. Анализ влияния макро геометрии сварного соединения на прочность магистральных газопроводов. Труды IV Международной конференции “Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения ”. 14-17- июня 2005. Санкт-Петербург. 2005. С.28-33
2. Алиев Т.Т., Андронов И.Н.Богданов Н.П., Теплинский Ю.А. Энергетический критерий оценки остаточного ресурса прочности металлов. Технология металлов. 2005. №10. - С. 43-45.

УДК 539.4

АНАЛИТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОПИСАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЧЕРЕЗ ИНТЕРВАЛЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПОД НАГРУЗКОЙ

Андронов И. Н., Богданов Н. П., Уляшева Л. А.

Ухтинский государственный технический университет, Ухта

Расчет напряжений и деформаций в материалах с мартенситной неупругостью является сложной задачей. Существующие модели расчета свойств материалов с фазовыми превращениями позволяют решить проблему только в частных случаях. Открытым остается вопрос и о выборе структурных параметров, задающих состояние материала. В данной работе предлагается вариант одноуровневого феноменологического подхода, позволяющего ставить задачи мартенситной неупругости, реализуемой при термоциклировании материала под нагрузкой в терминах инженерной механики. В основу феноменологической модели положены следующие гипотезы и допущения, соответствующие экспериментальным фактам и предложенные ранее в работе [2] .

1. Предлагаемая модель рассматривает управление фазой мартенсита посредством изменения температуры и (или) напряжения. Предполагается, что наличие мартенситной фазы при термоциклировании через интервалы мартенситных переходов определяется температурным гистерезисом с учетом соотношения Клаузиуса-Клапейрона [1]. Предполагается, что приращение величин деформационных откликов пропорционально приращению фазы $d\varepsilon_{ij} : f(\sigma_{ij})d\Phi$.

Из многочисленных литературных данных известно, что мартенситная фаза изменяется обратимо в процессе теплосмен через интервалы мартенситных переходови хорошо описывается дифференциальным уравнением

$$\Phi'(T) = K \cdot \Phi \cdot (1 - \Phi), \quad (1)$$

где К - некоторая константа, не зависящая от температуры, а определяемая свойствами материала - характеристическими температурами фазового перехода, переменные Ф, Т- соответственно фаза (доля мартенсита) и температура.

Решение уравнения, дающее значения Ф от 0 до 1 выражается зависимостью

$$\Phi(T) = \left[1 + \exp(-K \cdot T)\right]^{-1}. \quad (2)$$

Со следующими параметрами

$$K_M = -4/(M_H - M_K),\ K_A = 4/(A_K - A_H), \quad (3)$$

K_M и K_A – значения К для кривых роста фазы и уменьшения фазы.

Уравнение, описывающее изменение доли мартенсита от температуры Ф = Ф(Т) при полном термоциклировании через интервал характеристических температур выражается следующей зависимостью:

$$\Phi(T) = H(-\dot{T}) \cdot \left\{1 + \exp(K_M \cdot (T - M_0)\right\}^{-1} + H(\dot{T}) \cdot \left\{1 + \exp(K_A \cdot (T - A_0)\right\}^{-1}, \quad (4)$$

H(x) – функция Хевисайда, $H(x)=\begin{cases}1, & x\ge 0,\\ 0, & x<0,\end{cases}$ $\dot{T}$ – производная температуры по времени. $M_0=(M_К+M_Н)/2$ и $A_0=(A_К+A_Н)/2$.

Предлагаемая кинематическая модель расчета фазы мартенсита при неполных фазовых превращениях имеет аналитическое выражение:

$$\Phi(T)=H(-\dot{T})\cdot\left[\Phi_1+(1-\Phi_1)\cdot\left\{1+\exp(К_М\cdot(T-M_0)\right\}^{-1}\right]+ \\ +H(\dot{T})\cdot\Phi_1\cdot\left\{1+\exp(К_А\cdot(T-A_0)\right\}^{-1} \qquad (5)$$

Модель предполагает, что кривая Ф(Т), проходящая через точку (T_1,$Ф_1$), получается из соответствующей граничной кривой сжатием в $(1 – Ф_1)$ раз и сдвигом вверх на $Ф_1$ при убывании Т и сжатием в $Ф_1$ раз при увеличении Т, где $Ф_1$ – начальная фаза, T_1 и T_2 – соответственно, начальная и конечная температура внутри интервала мартенситного перехода. Расчетные зависимости изменении фазы в неполном интервале мартенситных переходов показаны на рис.1.

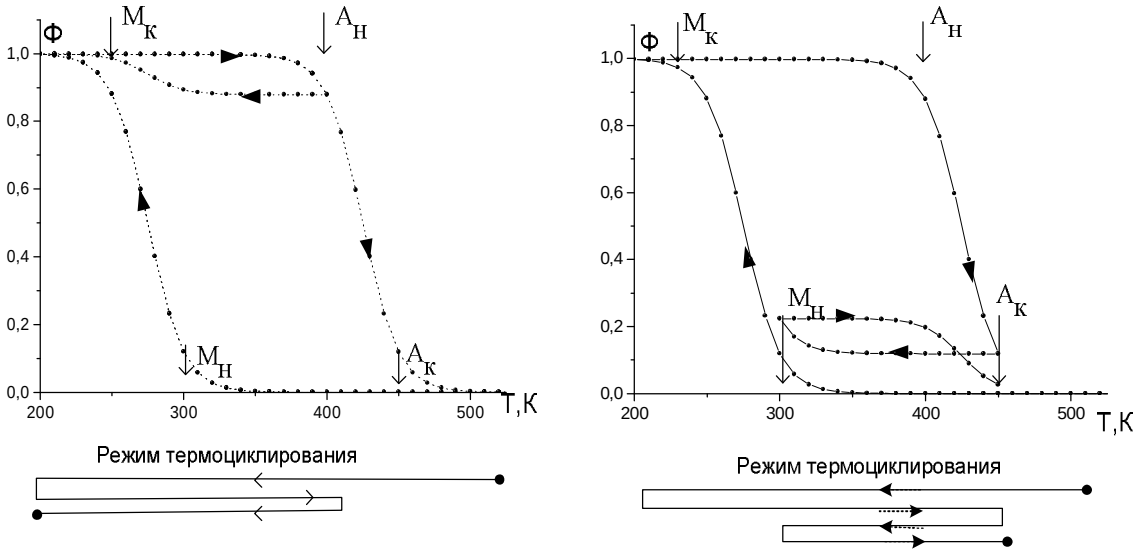


Рис. 1. Расчетные зависимости изменении фазы в неполном интервале мартенситных переходов для модельного материала.

Модель, описывающая изменения мартенситной фазы Ф при термоциклировании под нагрузкой.

$$\Phi(T)=H(-\dot{T})\cdot\left[\Phi_1+(1-\Phi_1)\cdot\left\{1+\exp(К_М\cdot(T^*-M_0)\right\}^{-1}\right]+ \\ +H(\dot{T})\cdot\Phi_1\cdot\left\{1+\exp(К_А\cdot(T^*-A_0)\right\}^{-1} \qquad (6)$$

где $T^*=T-T_0\frac{D_{ij}}{q}\sigma_{ij}$ – эффективная температура, определяемая, согласно соотношения Клаузиуса – Клапейрона, $T_0=(M_К+M_Н+A_К+A_Н)/4$, D_{ij}, σ_{ij} – соответственно, тензор макроскопической дисторсии и тензор напряжений.

Из экспериментальных данных о влиянии механических растягивающих напряжений на характеристические температуры мартенситных переходов [3] можно оценить параметр для никелида титана ($K_{11} \approx 0,14\ К \cdot МПа^{-1}$).

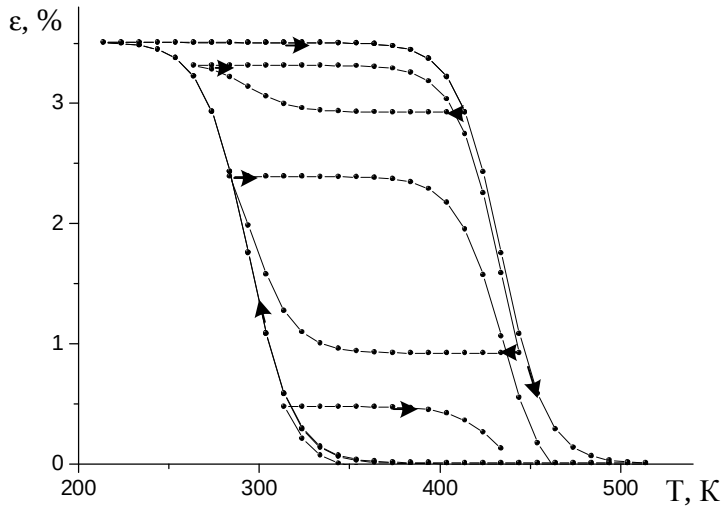


Рис. 2. Расчетные зависимости деформации от температуры для модельного материала при последовательных охлаждениях и нагревах под напряжением σ в неполном интервале мартенситных превращений.

Приращение деформации $d\varepsilon_{ij}$ пропорционально приращению фазы и нагрузке σ_{ij}:

$$d\varepsilon_{ij} = a_i \cdot \sigma_{ij} \cdot d\Phi .$$

В расчетах коэффициент a_i – скалярный параметр, отвечающий по смыслу деформационной податливости при термоциклировании материала через интервалы мартенситных переходов в нагруженном состоянии, берется равным $1 \cdot 10^{-1}$ $Па^{-1}$. Учитывая, что деформации, обусловленные эффектами памяти формы и пластичности прямого превращения практически равны, можно полагать, что $a_1 = a_2 = a$.

Таким образом, предложенная модель расчета мартенситной фазы позволяет достоверно описывать деформационное поведение материала при термоциклировании через интервалы мартенситных переходов, включая неполные фазовые превращения [4] .

Список литературы

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно - аналитическая теория прочности. Изд. Санкт-Петербург. 1993. 471 с.
2. Андронов И.Н., Крючков С.В., Овчинников С.К. Одноуровневая модель явлений мартенситной неупругости // Труды VI Международного Симпозиума “Современные проблемы прочности” имени В.А. Лихачева. 20 – 24 октября 2003 г. Великий Новгород. Т. 2. С. 167 – 172.
3. Андронов И. Н., Крючков С. В. Компьютерное моделирование деформационных свойств мартенситной неупругости при термоциклировании. Материалы II Международного семинара. Физико-математическое моделирование систем.
4. Ч.1 Моделирование физических процессов в конденсированных средах системах многих частиц. Воронеж 1-2 декабря 2005. С.3-12.
5. Материалы с эффектом памяти формы. (Справочное издание) под общей редакцией В.А. Лихачёва. Санкт – Петербург. 1998г.Т.2.

ПРИНЦИПЫ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРО- И СВОЙСТВООБРАЗОВАНИЕМ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ ПОД МЕТАЛЛОКОРД

Радионова Л. В., Бужланова Ю. В.

ГОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им.Г.И.Носова», Магнитогорск

yuliabuzh@mail.ru

Получение металлокорда повышенной прочности на сегодняшний день – одно из перспективных направлений развития автомобилестроения. Значительные преимущества высокопрочного металлокорда заключаются в улучшении его эксплуатационных и потребительских свойств, сокращении массы армирующих материалов и самих автомобильных шин.

Обеспечение высокого предела прочности кордовой проволоки свыше 3600–4000 МПа может достигаться различными способами. Наиболее распространенные из них следующие: повышение содержания углерода в стали, увеличение суммарной степени деформации при волочении проволоки и т.д. Немаловажную роль при производстве высокопрочной проволоки играет и исходная заготовка – катанка, от степени качества которой во многом зависит структура и механические свойства готовой проволоки. В связи с этим, к катанке помимо требований по чистоте стали, предъявляются жесткие требования по микро- и макроструктуре, механическим свойствам, которые должны обеспечить технологичность при последующем метизном переделе. Использование современного прокатного оборудования, а также создание новых и совершенствование уже существующих технологических режимов путем оптимизации температурно-скоростного режима горячей прокатки катанки и регулируемого охлаждения позволит обеспечить формирование однородной дисперсной перлитной структуры, при отсутствии избыточной фазы феррита, а также непластичных структур и, как следствие, повысить уровень механических и эксплуатационных характеристик. Это, в свою очередь, обеспечит последующее волочение катанки в проволоку с достаточно высокими суммарными обжатиями без обрывов и расслоений. А использование ресурсосберегающих технологий волочения проволоки во многом ведет к сокращению энергозатрат и исключению промежуточной термической обработки – патентирования, не ухудшая при этом качественные характеристики проволоки.

В настоящей работе ставилась задача по разработке технологии производства высокоуглеродистой катанки в условиях проволочного стана 170 ОАО «ММК» и последующего метизного передела катанки в проволоку под металлокорд с гарантированным запасом прочности в условиях ЗАО «Уралкорд».

Оптимизация технологических параметров непрерывной прокатки катанки осуществлялась с помощью разработанной модели температурно-скоростного режима, реализованной в математической таблице Excel. Высокая сходимость расчетных и экспериментальных данных в ходе проверки модели на адекватность подтверждает, что модель достаточно точно описывает технологический процесс горячей прокатки. Модель температурно-скоростного режима была адаптирована к условиям проволочного стана 170 ОАО «ММК» и позволила рассчитать температуру катанки после каждого прохода, а также контролировать один из ведущих параметров, определяющий качество проката - температуру конца прокатки.

Изучение многочисленных публикаций, касающихся проблемы выбора режимов горячей прокатки, а также проведенные исследования на модели позволяют сде-

лать вывод о достаточно ограниченном числе варьируемых технологических параметров на высокоскоростном проволочном стане. В частности, управление структурой и свойствами при горячей прокатке возможно осуществлять путем изменения температуры нагрева, скорости или количества рабочих клетей, а также распределением общей деформации по клетям стана. На наш взгляд, наиболее эффективное управление структурой и свойствами катанки на этом этапе производства достигается при одновременном регулировании температуры нагрева и скорости катанки. Поскольку изменение одного технологического параметра, к примеру, понижение температуры нагрева, несмотря на экономию энергозатрат в условиях стана в большинстве случаев приводит к увеличению усилий прокатки, механических и электрических нагрузок на весь стан, что вызывает интенсивный деформационный разогрев и повышает тем самым температуру конца прокатки. А это, в свою очередь, ухудшает структуру и понижает механические свойства катанки.

В процессе охлаждения температура по сечению катанки часто распределяется неравномерно, а при сильном переохлаждении может составить высокий перепад температур между поверхностью и центром катанки, что влечет за собой ухудшение микроструктуры и разброс механических свойств по сечению катанки. С помощью математической модели «распределение температурного поля по сечению катанки» были проведены аналитические исследования, с целью определения наиболее оптимальных условий охлаждения.

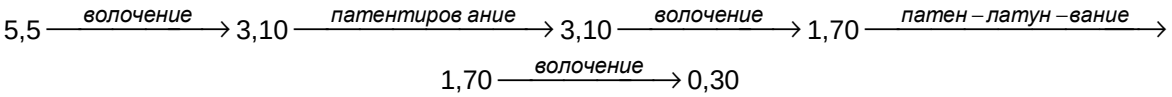
При исследовании рассматривалось влияние основных технологических параметров охлаждения: давления воды в охлаждающих форсунках, скорости прокатки, температуры охладителей, регламентированной разницы температур по сечению катанки. Результаты аналитических исследований, полученные на математической модели, позволяют дать некоторые рекомендации по выбору оптимальных параметров охлаждения, способствующие наиболее равномерному охлаждению проката.

В случае интенсивного охлаждения водой при давлении более 0,6 МПа катанка характеризуется формированием неоднородной структурой по сечению с наличием непластичных структурных составляющих, что влечет за собой снижение пластичных характеристик.

На модели также рассматривался случай, часто встречаемый на производстве, при котором рабочие форсунки первой охлаждающей секции были отключены с целью более равномерного охлаждения и избежания возможной подкалки поверхности катанки. Однако, как выяснилось, такие условия охлаждения не являются рациональными, поскольку на протяжении всего участка (после выхода катанки из последней клети и до водоохлаждающей секции) сохраняется высокая температура катанки, вызывая развитие процессов рекристаллизации, приводящие к потере прочности. Оптимальный перепад температуры по сечению катанки, полученный на основе исследований, составляет 30 ^{o}C. Регламентируя на модели разность температур между поверхностью и центром катанки в 30 ^{o}C, выявили, что необходимое и достаточное давление в охлаждающих форсунках не превышает 0,4МПа, при этом обеспечивается получение требуемой микроструктуры и механических свойств катанки.

Производство высококачественной катанки с высоким комплексом механических свойств позволяет значительно усовершенствовать технологический процесс производства проволоки, путем исключения операции термической обработки - патентирования, поскольку катанка сорбитизированная с прокатного нагрева уже сочетает в себе прочность, пластичность и хорошую способность к деформации с большими обжатиями.

На предприятии ЗАО «Уралкорд» производство металлокорда марки 5Л30 осуществлялось первоначально по следующему технологическому маршруту:



То есть заготовка диаметром 5.5 мм протягивалась до диаметра 3,1 мм на участке грубого волочения в 5 проходов со степенью единичной деформации не более 26 %. Затем проволока подвергалась патентированию с целью восстановления пластичности, обеспечивая тем самым дальнейшие операции волочения. С диаметра 3,1 мм проволока протягивалась до диаметра 1,7 мм в 6 проходов при степени единичной деформации не более 19 %, после чего опять осуществлялась патентирование и латунирование заготовки с последующим волочением до конечного диаметра 0,3 мм.

Производство сорбитизированной высококачественной катанки с прокатного нагрева в условиях высокоскоростного проволочного стана во многом позволила изменить традиционный подход к технологии производства кордной проволоки. Это связано с тем, что такая катанка имеет в запасе уже достаточную пластичность, что позволяет выбирать маршрут волочения с большими степенями единичных деформаций. Это привело к созданию новой ресурсосберегающей технологии волочения проволоки, обеспечивающей снижение энергозатрат, сокращение кратности маршрута волочения, исключение промежуточной термической обработки. Ресурсосберегающая технология заключалась в волочении проволоки диаметра 5,5 мм до диаметра 3,1 мм в 3 прохода при степени единичной деформации 30–35 %, далее с диаметра 3,1мм до 1,7 мм в 4 прохода при степени единичной деформации 24–29% без промежуточной термообработки. Патентирование – латунирование проволоки диаметром 1,7 мм осуществляли на термотравильном гальваническом агрегате в печи с защитной атмосферой, с последующим охлаждением в свинцовой ванне. На участке мокрого волочения проволоку протягивали на конечный диаметр 0,3 мм при снижении кратности маршрута волочения и изменении рабочего угла волоки. Оценка эффективности разработанной ресурсосберегающей технологии была подтверждена экспериментом, проведенным в условиях предприятия «Уралкорд» и последующим анализом механических свойств проволоки, полученных по действующим и рекомендованным маршрутам волочения. Исследования показали, что уровень прочностных и пластических свойств при этом нисколько не уступает по свойствам проволоке, полученной по традиционной технологии волочения. Полученные результаты подтверждают, что такая технология позволяет не только сокращать расходы, связанные с электроэнергией, а также повышать качественные характеристики проволоки.

Вышеуказанная ресурсосберегающая технология производства высокопрочной проволоки уже внедрена на предприятии «Уралкорд» для изготовления серийного производства проволоки под металлокорд.

Список литературы

1. Иводитов А.Н., Горбанев А.А. Разработка и освоение производства высококачественной катанки. -М.: Металлургия, 1989.-256 с.
2. В.В.Парусов, А.Б. Сычков, М.А.Жигарев, А.В.Перчаткин. Формирование оптимальной микроструктуры в высокоуглеродистой катанке // Сталь.- 2004. №.7.- С.181-183.
3. Алексеев Ю.Г., Кувалдин Н.А. Металлокорд для автомобильных шин. – М.: Металлургия, 1992.
4. Потемкин К.Д. Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки. - М.: Металлургиздат, 1963.-188 с.

КРИОГЕННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В ТИТАНЕ

Даминов Р. Р.[1], Салищев Г. А.[1,2]

[1] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа;*
[2] *Центр наноструктурных материалов и нанотехнологий Белгородского государственного университета, г. Белгород*
Daminov@imsp.da.ru

Введение

Измельчение микроструктуры металлов методами больших пластических деформаций до нанокристаллического состояния (размер кристаллитов меньше 100 нм) позволяет резко повысить их прочность, предел выносливости, износостойкость [1]. Такие изменения механических свойств делают их привлекательными для практического применения в машиностроении. Однако получаемый размер зерен, например, при использовании РКУ или всесторонней ковки, обычно существенно больше 100 нм, а микроструктура материала неоднородная. Так как величина формирующихся в ходе большой деформации зерен зависит от температуры обработки, то ее снижением можно получить меньшую величину кристаллитов. Для металлов с ГЦК и ГП решетками снижение температуры до криогенных не ведет к уменьшению пластичности, что позволяет проводить большую деформацию.

Целью данной работы являлось исследование влияния криогенной деформации на структуру и механические свойства образцов титана технической чистоты.

Материал и методики исследований

В качестве материала исследования использовали титан технической чистоты марки ВТ-1-0 следующего химического состава, мас. %: Ti – основа, Al–0.3; Fe–0.3; Si–0.1; O–0.20; C–0.07; N–0.04; H–0.01; прочие 0.3 и кислородным эквивалентом $O_{экв}$ = 0.33 мас %. Исходная субмикрокристаллическая структура была получена теплой всесторонней изотермической деформацией с постепенным снижением температуры в интервале 800…600 °С и при скорости деформации около 10^{-3} $с^{-1}$ [2]. Из полученных заготовок вырезали образцы размером 45х25х5 мм для последующей криогенной деформации. В качестве метода деформации использовали криогенную прокатку.

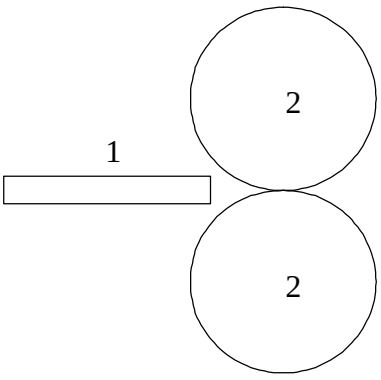
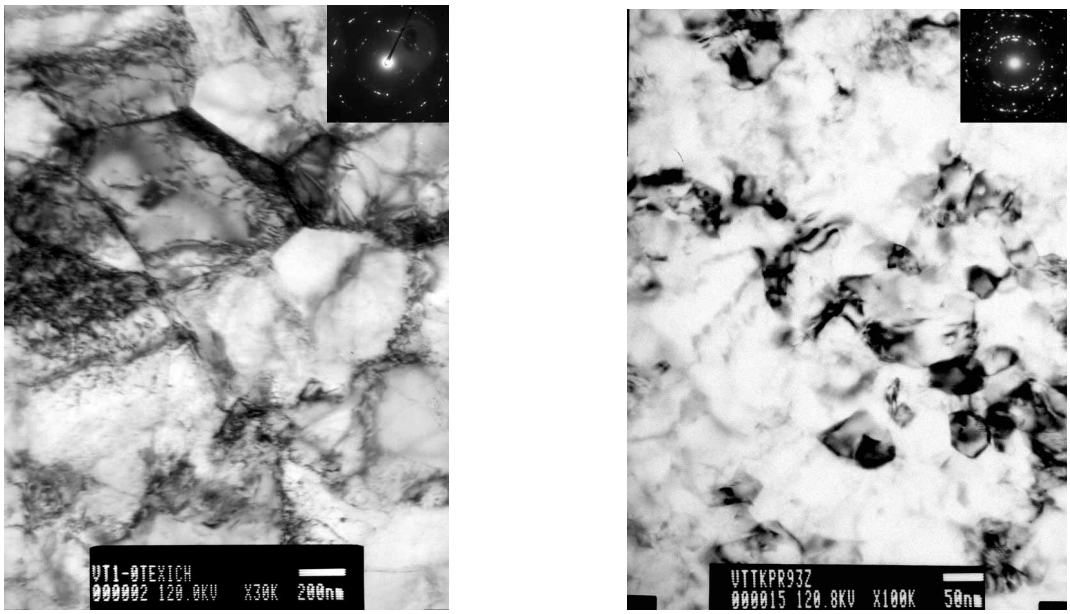


Рис. 1. Схема криогенной прокатки: 1 – образец, 2 – валки, образец и валки предварительно охлаждали до температуры жидкого азота

Прокатку осуществляли на прокатном стане ЛИС6/200 с диаметром рабочих валков 200 мм и постоянной скоростью прокатки 100 мм/сек, образцы и валки предварительно замораживали до температуры жидкого азота. Степень обжатия на каждом проходе составляла около 10%. Структурные исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2000EX при ускоряющем напряжении 120 кВ. Механические свойства определяли растяжением плоских образцов с размерами рабочей части 12х3х2 мм и 12х3х0,4 мм на установке Инстрон при комнатной температуре со скоростью нагружения 1мм/мин.

Результаты и обсуждение

Микроструктура исходного состояния представлена равноосными зернами со средним размером 0,6 мкм, данная структура субмикрокристаллическая, полностью рекристаллизованная (рис. 2). Внутри зерен наблюдается повышенная плотность дислокаций, дифракционная картина характеризуется большим количеством отдельных рефлексов, что свидетельствует о высокоугловой разориентировке зерен.

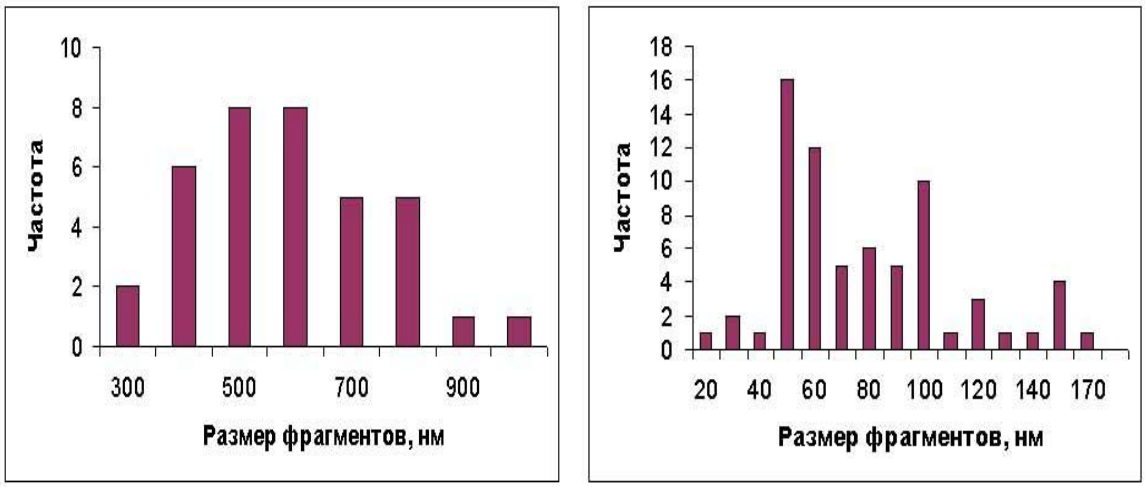


а) *б*)

Рис. 2. Микроструктура титана: *а*) исходное состояние, *б*) состояние после криогенной прокатки ε = 3

Исследование тонкой структуры титана технической чистоты после криогенной прокатки при достижении истинной логарифмической деформации *e* =3 характеризуется формированием однородной нанокристаллической структуры со средним размером зерен 80 нм (рис. 2). В структуре наряду с мелкими зернами присутствует малое количество крупных зерен (рис. 3). Внутри зерен практически не наблюдается развитой субструктуры, однако присутствуют сильные упругие искажения. Следует отметить, что двойников деформационного происхождения в исследуемых образцах после криогенной прокатки обнаружено не было. В связи с этим измельчение исходной структуры с увеличением степени криогенной деформации, вероятно, протекает по механизму внутризеренного дислокационного скольжения [3]. Можно предположить, что реальный механизм измельчения более сложен.

По результатам механических испытаний образов титана после криогенной прокатки определено увеличение предела прочности и предела текучести с одновременным снижением пластических свойств по мере увеличения степени деформации. Подобная комбинация механических свойств определяется структурой формирующейся в ходе криогенной прокатки. Сравнением данные механических испытаний (табл. 1) с литературными данными [4], установлено, что прочностные характеристики отличаются несущественно, а пластичность резко снижается. Наблюдаемое после криогенной прокатки до ε = 3 снижение пластичности, вероятно, связано с малой толщиной испытываемых образцов.



а) $D_{ср}$ = 600 нм. *б*) $D_{ср}$ = 80 нм.

Рис. 3. Гистограммы распределения зерен по размерам титана: *а*) исходное состояние, *б*) состояние после криогенной прокатки ε=3.

Таблица 1. **Механические свойства титана**

состояние	Размер зерна $D_{ср}$, нм	ε	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ, %
Крупнозернистое состояние	50 мкм	0	275	420	73
Горячекованное состояние	600	0	320	558	41
Криогенная прокатка	80	3	900	1000	2

Выводы

1. Разработана методика криогенной прокатки для получения предельных прочностных характеристик в металлах. Полученные результаты демонстрируют принципиальные возможности получения сверхпрочных металлов, что представляет большой интерес для практического применения.

2. Показано, что с увеличением деформации до ε = 3 при криогенной прокатке в титане происходит формирование нанокристаллической структуры со средним размером зерен/фрагментов 80 нм с высоким уровнем внутренних напряжений.

3. Установлено, что в титане прочностные свойства после криогенной прокатки увеличиваются в 2–5 раз по сравнению с крупнозернистыми материалами.

Список литературы

1. Gleiter H. Nanocrystalline Materials. - Progress in Material Science. 1989. V.33. P.224-302.
2. Салищев Г.А., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Малышева С.П. Формирование субмикрокристаллической структуры в титане при пластической деформации и ее влияние на механические свойства. - Металлы, 1996, № 4 с. 86-91.
3. Гудкин М.Ю., Овидько И.А. Предел текучести и пластическая деформация нанокристаллических материалов. - Успехи механики, 2003, № 1 с. 68-125.
4. Salishchev G.A., Malysheva S.P., Yakushina E.B., Formation of submicrocrystalline structure in titanium sheets by cold rolling and their mechanical properties. - Вопросы материаловедения, 2007, № 4 (52), с. 211-216.

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ УПРУГОЙ ТРУБЫ ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ ОСЕВОЙ СИЛЫ И ДАВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННЫХ СРЕД

Пронина Ю. Г.

Санкт-Петербургский государственный университет
DearJuly@gmail.com

При химическом или электрохимическом воздействии окружающей среды может происходить самопроизвольное разрушение материалов, интенсивность которого зависит от механических напряжений – механохимическая коррозия. В настоящей работе исследована равномерная поверхностная механохимическая коррозия полого цилиндра.

Постановка задачи. Рассматривается толстостенная труба, находящаяся под действием продольной силы Q, а также постоянного внутреннего p_r и внешнего p_R давления коррозионных сред. Внутренний и внешний радиусы трубы в начальный момент времени $t = 0$ обозначим, соответственно, через r_0 и R_0. Под влиянием среды материал цилиндра корродирует равномерно по обеим поверхностям. По истечении промежутка времени t его внутренний радиус увеличивается от r_0 до $r = r_0 + d_r$, а внешний радиус уменьшается от R_0 до $R = R_0 - d_R$.

Обозначим скорость коррозии с внутренней стороны трубы через v_r, а с наружной – через v_R. Согласно [1], наилучшее совпадение с экспериментальными данными обеспечивается следующими выражениями для скоростей коррозии:

$$v_r = \frac{dr}{dt} = [a_r + m_r s_1(r)]\exp(-bt) \qquad \text{при} \quad |s_1(r)| \ge |s_r^{th}|, \tag{1}$$

$$v_R = -\frac{dR}{dt} = [a_R + m_R s_1(R)]\exp(-bt) \quad \text{при} \quad |s_1(R)| \ge |s_R^{th}|. \tag{2}$$

Здесь b, a_r, a_R, m_r, m_R – константы, определяемые опытным путем, причем $a_r = v_r^0 - m_r s_r^{th}$, $a_R = v_R^0 - m_R s_R^{th}$; s_r^{th}, s_R^{th} – пороговые напряжения (вообще говоря, различные для сжимающих и растягивающих усилий); v_r^0, v_R^0 – начальные скорости коррозии при $|s_1(r)| < |s_r^{th}|$, $|s_1(R)| < |s_R^{th}|$; s_1 – максимальное нормальное напряжение.

Сведение задачи к решению дифференциального уравнения. Решение задачи о толстостенной трубе, находящейся под действием наружного и внутреннего давления, принадлежит Ламе. Из его решения видно, что в случаях, когда $r_0 = 0, p_r = 0, p_R = p$ или $p_r = p_R = p$, в рассматриваемом теле реализуется однородное напряженное состояние: $s_{qq} = s_{rr} = -p$, на которое коррозия не оказывает влияния вплоть до потери несущей способности тела. Здесь r, q, z – цилиндрические координаты. Исследуем ситуацию при $s_{qq} \ne s_{rr}$. Считаем, что наличие продольной силы Q не изменяет величины окружных и радиальных напряжений и сказывается только на осевом напряжении. Полные напряжения определяются суммой напряжений, обусловленных действием давления и осевой силы:

$$s_{qq}(r)=\frac{(p_r-2p_R)R^2+p_r r^2}{R^2-r^2},\ s_{qq}(R)=\frac{(p_R-2p_r)r^2+p_R R^2}{r^2-R^2}, \qquad (3)$$

$$s_{rr}(r)=-p_r,\ s_{rr}(R)=-p_R,$$

$$s_{zz}(r)=s_{zz}(R)=\frac{p_r r^2-p_R R^2+Q/p}{R^2-r^2}. \qquad (4)$$

Формула (4) справедлива при плоской деформации достаточно длинной трубы.

В зависимости от физических параметров задачи максимальными нормальными напряжениями (которые влияют на скорость коррозии) являются напряжения s_{qq} или s_{zz}. Если $s_1=s_{qq}$, то, как видно из (3), решение данной задачи совпадает с решением для трубы под действием равномерного давления без учета осевой нагрузки. Оно представлено в работе [2]. В случаях, когда $p_r=p_R=0$ или же труба имеет возможность свободно удлиняться и $s_{zz}>s_{qq}$ (или $s_{zz}<s_{qq}<0$), напряжение s_{zz} не зависит от величины давления, и решение задачи сводится к решению, приведенному в [3]. Если напряжения не влияют на скорость коррозии, то они вычисляются по формулам (3)–(4) при заданном законе изменения радиусов $r(t)$ и $R(t)$.

Перейдем к ситуации, когда s_{zz} зависит от p_r, p_R и оказывает решающее влияние на скорость коррозии. Из соотношений (1) и (2) можно получить

$$Rm_r+rm_R=m_R\left(r_0+\frac{a_r}{-b}[\exp(-bt)-1]\right)+m_r\left(R_0-\frac{a_R}{-b}[\exp(-bt)-1]\right). \qquad (5)$$

Внося в зависимость (1) вместо s_1 выражение (4), с использованием (5) приходим к дифференциальному уравнению роста внутреннего радиуса трубы

$$\frac{dr}{dt}=a_r\exp(-bt)-m_r\exp(-bt)\times$$

$$\times\frac{p_R\left[\frac{m_R}{m_r}\left(r_0+\frac{a_r}{-b}[\exp(-bt)-1]-r\right)+R_0-\frac{a_R}{-b}[\exp(-bt)-1]\right]^2-p_r r^2-Q/p}{\left[\frac{m_R}{m_r}\left(r_0+\frac{a_r}{-b}[\exp(-bt)-1]-r\right)+R_0-\frac{a_R}{-b}[\exp(-bt)-1]\right]^2-r^2}. \qquad (6)$$

Аналогично (подстановкой (4), (5) в (2)) выводится уравнение уменьшения радиуса R. При односторонней коррозии уравнения изменения радиусов имеют более простой вид: для $v_R=0$

$$\frac{dr}{dt}=\left(a_r+m_r\frac{p_r r^2-p_R R_0^2+Q/p}{R_0^2-r^2}\right)\exp(-bt) \qquad (7)$$

и для $v_r=0$

$$\frac{dR}{dt}=-\left(a_R+m_R\frac{p_r r_0^2-p_R R^2+Q/p}{R^2-r_0^2}\right)\exp(-bt). \qquad (8)$$

Решение задачи. Интегральные кривые уравнений (6) или (7) позволяют для каждого t определить r, далее из (5) находится R. После этого компоненты напряжения вычисляются с помощью решения Ламе. В общем случае решение дифференциального уравнения легче построить численно. При односторонней коррозии можно получить аналитические решения. Разделяя переменные, находим интеграл уравнений (7) и (8) в виде

$$t = -\ln[1 - bJ]/b, \tag{9}$$

где при $v_R = 0$ $\quad A = -(a_r - m_r p_r),\ B = (a_r - m_r p_R)R_0^2 + m_r Q/p,$

$$J = J(R_0, r) - J(R_0, r_0); \tag{10}$$

при $v_r = 0$ $\quad A = a_R - m_R p_R,\ B = -(a_R - m_R p_r)r_0^2 + m_R Q/p,$

$$J = J(r_0, R) - J(r_0, R_0) \tag{11}$$

и $$J(R_0, r) = \begin{cases} -\dfrac{r}{A} + \left(R_0^2 + \dfrac{B}{A}\right)\dfrac{1}{\sqrt{AB}}\ \mathrm{arctg}\left(r\sqrt{\dfrac{A}{B}}\right), & A > 0, B > 0 \\ -\dfrac{r}{A} - \left(R_0^2 + \dfrac{B}{A}\right)\dfrac{1}{\sqrt{|AB|}}\ \mathrm{arctg}\left(r\sqrt{\dfrac{|A|}{|B|}}\right), & A < 0, B < 0 \\ -\dfrac{r}{A} - \left(R_0^2 + \dfrac{B}{A}\right)\dfrac{1}{2\sqrt{A|B|}}\ \ln\dfrac{\sqrt{|B|} + r\sqrt{A}}{\sqrt{|B|} - r\sqrt{A}}, & A > 0, B < 0 \\ -\dfrac{r}{A} + \left(R_0^2 + \dfrac{B}{A}\right)\dfrac{1}{2\sqrt{|A|B}}\ \ln\dfrac{\sqrt{B} + r\sqrt{|A|}}{\sqrt{B} - r\sqrt{|A|}}, & A < 0, B > 0 \end{cases}$$

Здесь нужно выбирать положительные значения квадратных корней.

Долговечность трубы определяется минимальным из всех моментов времени наступления предельного состояния по различным критериям: при достижении предела прочности, при потере устойчивости (когда $Q < 0$ или $p_R > p_r$), при критическом разуплотнении и пр.

Для примера рассмотрим хрупкое разрушение трубы при односторонней коррозии. В качестве критерия разрушения принимаем критерий максимального нормального напряжения: $s_1 = s_s$, где s_s – предел прочности материала. Тогда долговечность находится по формуле (9), где для $v_R = 0$ значение J вычисляется с помощью соотношения (10) при $r = r^*$, а для $v_r = 0$ – с помощью (11) при $R = R^*$. Здесь r^* и R^* – критические значения радиусов, соответствующие предельному напряжению $s_{zz} = s_s$, определяемые из (4):

$$r^* = \sqrt{\frac{(s_s + p_R)R_0^2 - Q/p}{s_s + p_r}}, \quad R^* = \sqrt{\frac{(s_s + p_r)r_0^2 + Q/p}{s_s + p_R}}.$$

При переменном пределе прочности $s_s(t)$ величины r^* и R^* также меняются со временем. В таком случае долговечность определяется точкой пересечения кривых $r^*(t)$ или $R^*(t)$ с кривой, задаваемой уравнением (9) при надлежащем выборе J. Для удобства при оценке срока службы детали по различным критериям можно ввести соответствующие функции состояний [2].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-01-00171).

Список литературы

1. Павлов П.А., Кадырбеков Б.А., Колесников В.А. Прочность сталей в коррозионных средах. Алма-Ата: Наука, 1987. 272 с.

2. Пронина Ю.Г. Оценка устойчивости упругой трубы под давлением коррозионных сред. Вестн. С.-Петербург. гос. ун-та. Сер. 10. 2006. Вып. 3. С. 53-61.
3. Петранов Э.Г., Пронина Ю.Г. Растяжение упругого полого цилиндра, подверженного общей коррозии // Нелинейные проблемы механики и физики деформируемого твердого тела. Вып. 9. СПб. 2005. С. 233-244.

К ВОПРОСУ О ДИНАМИЧЕСКОМ ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА

Холодарь Б. Г.

Брестский государственный технический университет. Брест, Беларусь,
hbg@bstu.by

Для описания поведения реономного упруго-пластического материала можно использовать уравнения Максвелла с переменной вязкостью η, которая предполагается зависящей от характеристик гидростатического и девиаторного напряженно-деформированных состояний. Упругие и неупругие деформации оказывают различное влияние на вязкость – упругие деформации (или напряжения) уменьшают ее, а остаточные увеличивают, отражая тем самым наличие упрочнения материала с ростом деформаций.

Если исключить из вязкости зависимость от деформаций, то в одномерном случае уравнения сводятся к виду

$$\frac{d\varepsilon}{dt}=\frac{d\sigma}{Edt}+\frac{\sigma}{\eta},\quad \eta=\eta_0\exp(-\gamma\sigma), \tag{1}$$

где σ и ε – напряжения и деформации, t – время, E – модуль упругости, η_0, γ – структурные параметры материала.

Используя обозначения $z=\gamma Ee=\gamma\sigma$, $s=\gamma E\varepsilon$ и $p=\gamma V\eta_0$ для режимов $\frac{d\varepsilon}{dt}=V\varepsilon=const$ и $\frac{d\sigma}{dt}=V\sigma=const$ получим при $V\sigma=E*V\varepsilon$, соответственно,

$$(a)\quad \frac{dz}{ds}=1-\frac{z\exp(z)}{p},\qquad (б)\quad \frac{dz}{ds}=\frac{1}{1+\frac{z\exp(z)}{p}} \tag{2}$$

Решение этих уравнений показано на рис.1. Из (2) видно, что при любых значениях s кривые строго выпуклы. При больших уровнях деформаций кривые для режима $V\varepsilon=const$ можно интерпретировать как диаграммы растяжения неупрочняющегося идеально-пластического материала, а для режима $V\sigma=const$ – как диаграммы растяжения упрочняющегося материала, хотя в данном случае вязкость материала не зависит от деформации. В режиме $V\varepsilon=const$ для предела текучести σ_T имеем уравнение $z_T\exp(z_T)=p$, а для режима $V\sigma=const$ предел текучести σ_T может быть определен только как условный, при котором достигается некоторый установленный уровень остаточной деформации. По (1) ползучесть материала соответствует установившейся стадии.

Представив аргумент экспоненты в выражении для вязкости как сумму гидростатической (пропорциональной напряжению) и девиаторной части (пропорциональной модулю напряжения) можно провести описание некоторых эффектов, свя-

занных с наличием нагрузок разного знака, а введя в вязкость зависимость от деформаций – описывать реальные материалы при одномерном нагружении, как это сделано, например, в [1], где проведено описание серии диаграмм растяжения для стали К20 при скоростях деформирования $1.66\cdot10^{-3} \le V\varepsilon \le 39.0$ (час$^{-1}$) и температуре T = 850°F (454°C) при одновременном учете процесса нарастания поврежденности материала. Результаты расчетов [1] показывают, что использованные уравнения с высокой точностью описывают данные испытания во всем указанном диапазоне скоростей деформирования. Поэтому представляет интерес применение уравнений и к высокоскоростным режимам нагружения.

Для исключения влияния фактора упрочнения на связь предела текучести со скоростью нагружения используем уравнение (1) с вязкостью, зависящей только от напряжений.

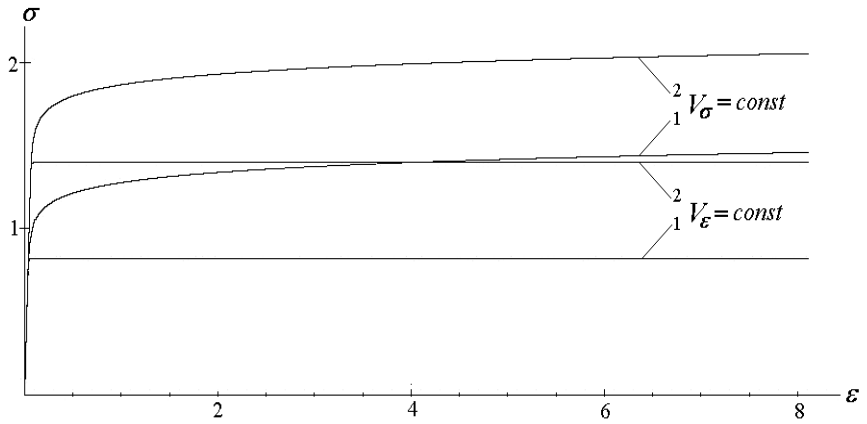


Рис. 1. Зависимости σ(ε) в режимах $V\sigma = EV\varepsilon = const$. Обозначено: 1 – $V\varepsilon$ = 1e-3, 2 – $V\varepsilon$ = 1e0. По оси абсцисс отложена деформация $\varepsilon*10^3$, по оси ординат – напряжения $\sigma*10^{-3}$

Имеющиеся экспериментальные данные по измерению динамического предела текучести материалов показывают, что возрастание его по сравнению со статическим значением тем больше, чем ниже значение статического предела [2–4]. Эти результаты описываются с помощью одномерного уравнения (1), если принять, что параметры γ и η_0 связаны между собой логарифмической зависимостью $\gamma = \gamma_0 + k\cdot\ln(\eta_0)$. Выбор такой зависимости объясняется тем, что начальная вязкость экспоненциально зависит от уровня U_0 потенциального барьера разрыва связей между частицами материала [$(\ln(\eta_0) \sim U_0)$], а коэффициент γ характеризует степень снижения этого уровня при нагружении связей внешним силовым полем $U=U_0 - \gamma\sigma$, т.е. γ и η_0 зависят от общих микроструктурных параметров материала, а коэффициент $k = const$ объединяет материалы одной группы.

На рис.2 показаны экспериментальные данные [3,4], полученные при ударном (падающим грузом) и скоростном (режим $V\sigma = const$ на упругом участке деформирования) способах нагружения образца. Видно, что расчетная кривая, весьма точно описывающая случай ударного нагружения, несколько отклоняется от опытных данных, соответствующих режиму $V\sigma = const$. Приведенные расчетные кривые построены для режима $V\varepsilon = const$, исходя из соотношения $\frac{\sigma_1 \exp(\gamma_1\sigma_1)}{V\eta_{01}} = \frac{\sigma_2 \exp(\gamma_2\sigma_2)}{V_0\eta_{02}}$, связывающего точки экстремума $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0$ двух любых испытаний материала в этом режиме. Расчеты проведены при числовых параметрах уравнения (2a), равных γ_0=1.0 , k=0.3 с целью проверки возможности применения используемых уравнений к обработке

результатов данного вида испытаний. Специальный расчет для режима $V\sigma = const$ не производился, поскольку на несовпадение расчетных и опытных данных влияют также особенности сложных испытательных методик [4].

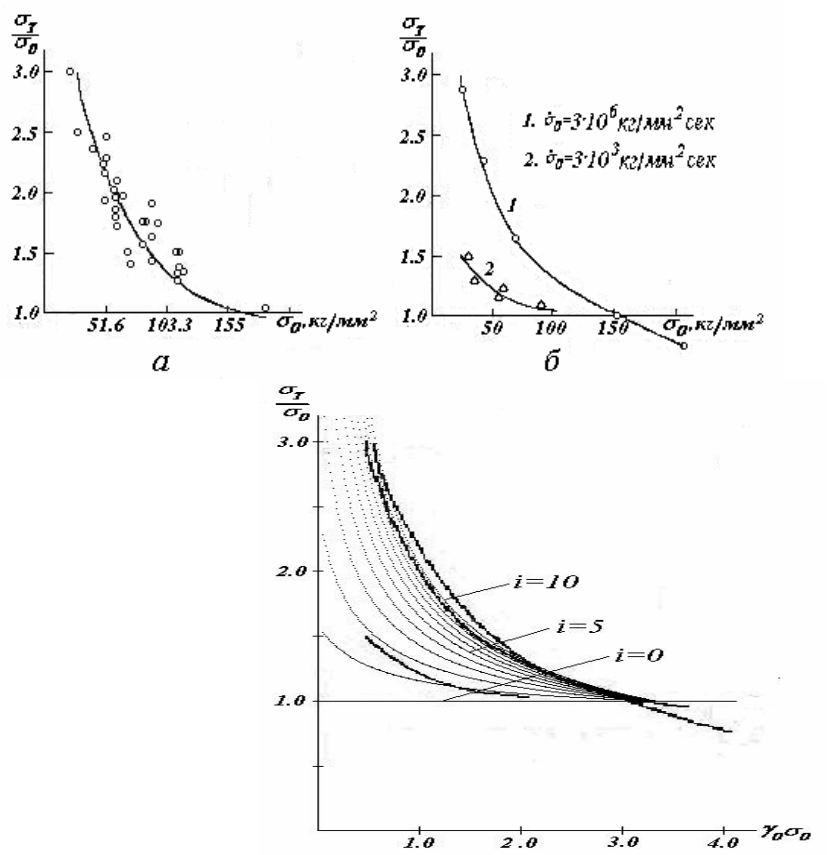


Рис. 2. Экспериментальные и расчетные данные по динамическому пределу текучести. На верхней части рисунка – эксперимент (*а* – [3], *б* – [4]), на нижней части – сравнение с расчетом ($\frac{V\eta_0}{V_0\eta_{00}}=10^{0.2\cdot i}$, i = 0, 1, , 10)

Как видно из рисунка, результаты расчетов адекватно отражают данные экспериментов по динамическому пределу текучести, поэтому можно заключить, что использованная при расчетах связь между структурными параметрами, характеризующими энергию активации процесса деформирования, имеет место для испытанных разнородных материалов.

Список литературы

1. Холодарь Б.Г. Описание процесса деформирования и разрушения растягиваемого стержня. Сборник статей Второй Международной конференции "Деформация и разрушение материалов и наноматериалов" DFMN2007 8-11 октября 2007г., г. Москва
2. Я.Б. Фридман. Механические свойства материалов. Изд.3-е. В 2-х частях. Часть 2. М., Машиностроение,1974, -368с
3. G.J. Taylor. The testing of materials at higt rates of loading. J. Inst. Civile Engrs., 1946, 26, №8, october. Русский перевод: Испытания материалов при высоких скоростях нагружения. – Механика, сб. переводов и обзоров иностр. период. лит., №3, 1950
4. Ю.Я. Волошенко-Климовицкий. Динамический предел текучести. Наука, М., 1965,-179с

ВКЛАД ПОЛОС ПЕРЛИТА В ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Порошков А. В.
Нижегородский Государственный Университет им. Н.И.Лобачевского
poroshkov@nifti.unn.ru

В настоящее время для строительства магистральных газопроводов применяется прокат из низкоуглеродистых малолегированных сталей. Используются стали четырех типов: стали горячей прокатки, стали нормализованного проката, термически улучшенные стали и стали контролируемой прокатки. Основой для указанного деления сталей является принципиальное различие в микроструктурах, формируемых в процессе изготовления листа. Основными параметрами, характеризующими структурные различия, являются: размер и форма зерна феррита, состояние и распределение перлита в образце.

В классической модели для расчета прочности стали используется модель Пикеринга [1]. В этой модели предполагается, что в предел прочности вносят вклад следующие структурные составляющие: размер зерна феррита, объемная доля перлита, количество легирующих элементов. Рассчитанные значения хорошо согласуются с экспериментальными данными в случае равномерной феррито–перлитной структуры. Вместе с тем, при переходе от равномерной феррито–перлитной структуры к полосчатой, различие между рассчитанным пределом прочности и его экспериментальным значением увеличивается.

Целью настоящей работы являются построение модели, позволяющей учесть вклад феррито-перлитной полосчатости в величину предела прочности и провести сопоставление результатов расчетов с экспериментальными данными.

В основе предложенной модели – подходы, развитые в теории композиционных материалов [2]. Предполагается, что перлитные полосы являются упрочняющими волокнами в пластичной ферритной матрице.

В качестве объекта для экспериментальной проверки модели были выбраны стали нормализованного проката и стали контролируемой прокатки. Микроструктура сталей нормализованного проката характеризуется широким интервалом полосчатости: от равномерной, до ярко выраженной полосчатой феррито–перлитной структуры. Микроструктура сталей контролируемой прокатки характеризуется широким интервалом геометрии полос: от коротких широких, до длинных узких.

Микроструктура стали выявлялась по стандартным методикам. Для определения параметров структуры (размер зерна феррита, объемная доля перлита в образце, его доля в полосах, диаметр и длина полос перлита) использовался оптический микроскоп Leica DM IRM. Предел прочности определяли по стандартным испытаниям на растяжение.

Сравнительный анализ результатов расчета предела прочности по предлагаемой модели и экспериментальных данных показал высокую эффективность предложенной модели для малоуглеродистой низколегированной трубной стали нормализованного проката и сталей контролируемой прокатки.

Список литературы

1. Ф.Б. Пикеринг Физическое металловедение и разработка сталей. Пер с англ. Под ред.Г.В. Щербединского.
2. Принципы создания композиционных полимерных материалов/Ал.Ал.Берлин, С.А.Вольфсон, В.Г.Ошмян, Н.С.Ениколопов.-М.:Химия, 1190.-240с.

ОДНО- И МНОГОПАРАМЕТРОВЫЙ МАГНИТНЫЙ КОНТРОЛЬ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Костин В. Н., Царькова Т. П., Сомова В. М., Сажина Е. Ю.

Институт физики металлов УрО РАН,
kostin@imp.uran.ru

За более чем столетнее развитие магнитной структуроскопии различными исследователями предложено очень большое число магнитных параметров контроля прочностных свойств изделий из ферромагнитных материалов. Однако использование значительной части предложенных параметров оказалась невозможным вследствие непреодолимых трудностей их измерения (например, измерение релаксационной намагниченности или потерь на перемагничивание в слабых полях при определенной амплитуде изменения намагниченности [1]).

Пригодные для практического применения магнитные параметры структуроскопии в соответствии со способом их измерения делятся на магнитные свойства тела и магнитные свойства вещества [1]. Две эти группы магнитных параметров принципиально различаются по структурной чувствительности и, как следствие, по возможностям практического использования для контроля. Применение магнитных характеристик тела, таких, например, как остаточная магнитная индукция после частичного размагничивания, ограничивается узким диапазоном размеров и форм контролируемых изделий [2]. Измерение магнитных свойств вещества позволяет получить наиболее достоверную информацию о свойствах контролируемых объектов, а также позволяет избавиться от влияния формы и размеров контролируемых изделий на результаты контроля.

Как известно, наиболее удобным для практического применения является однопараметровый контроль, при котором измеряется одна магнитная характеристика, по возможности, имеющая тесную линейную корреляцию с контролируемым прочностным параметром (нелинейная связь означает уменьшение чувствительности контроля при определенных значениях контролируемого параметра). Широкое распространение получили коэрцитиметрические методы структуроскопии [1].

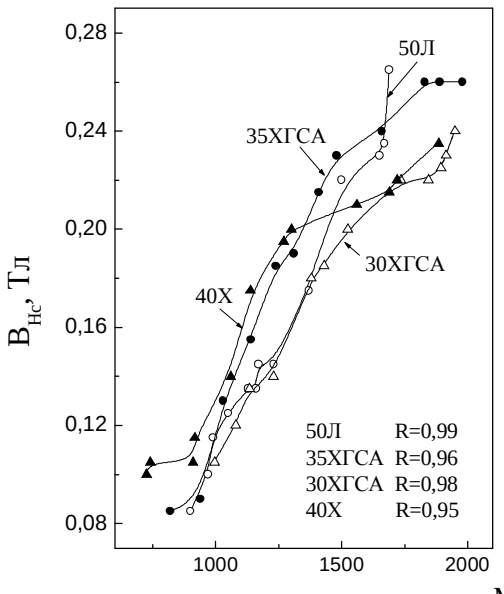


Рис. 1.

Проведенные в последние годы исследования [3] показали, что достаточно универсальным магнитным параметром контроля прочностных свойств стальных изделий является остаточная магнитная индукция B_{Hc}, получающаяся после отключения коэрцитивного поля. На рис. 1 приведены зависимости величины B_{Hc} от предела прочности (σ_B) для четырех закаленных и отпущенных при различных температурах сталей различного химического состава. Как видно из приведенных кривых и указанных значений коэффициента линейной корреляции (R), по величине B_{Hc} можно с высокой чувствительностью

(величина B_{Hc} увеличивается почти в 4 раза при увеличении σ_B в 2 раза) и достоверностью (минимальное значение коэффициента корреляции равно 0,95) оценивать прочность указанных термообработанных сталей.

Достаточно универсальным параметром магнитного контроля прочностных свойств стальных изделий является также остаточная намагниченность M_r, измеряемая на предельной петле гистерезиса. По величине M_r можно контролировать средне- и высокотемпературный отпуск закаленных сталей различного химического состава, а также определять величину упругих и пластических деформаций стальных изделий [3, 4] с большей чувствительностью по сравнению с используемым для этой цели коэрцитиметрическим контролем.

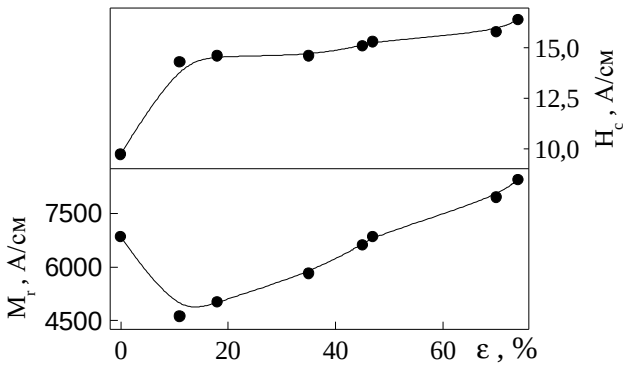


Рис. 2

Для примера на рис. 2 приведены зависимости коэрцитивной силы H_c и остаточной намагниченности M_r от степени холодной пластической деформации (ε) стали 70Г. Видно, что величина H_c интенсивно растет только при малых (до 10–15 %) деформациях, что связано с ростом плотности дислокаций. При деформациях более 15 % рост коэрцитивной силы резко замедляется в связи с образованием вторичной доменной структуры на окруженных дислокациями карбидах. Это значит, что оценивать деформационное упрочнение материала при ε>15 % по H_c невозможно.

Для остаточной намагниченности характерно уменьшение при малых степенях деформации. При более высоких деформациях (более 15–20 %) смещение границ образовавшихся зародышей обратной фазы и, как следствие, рост самих зародышей блокируется возникающими дефектами структуры, что приводит к замедлению спада, а затем к росту величины M_r. Росту остаточной намагниченности при высоких деформациях способствует также вытягивание кристаллических зерен вдоль направления прокатки, поскольку длинные оси зерен становятся осями легкого намагничивания. Как видно из рис. 2, при увеличении степени холодной деформаций от 10 до 75 % остаточная намагниченность стали 70Г практически линейно возрастает от 5000 до 8500 А/см, т.е. примерно на 70 %. Это значит, что величина M_r углеродистой стали 70Г обладает большей в сравнении с коэрцитивной силой чувствительностью к росту деформации более 10–15 %.

Для реализации контроля во всем диапазоне изменения ε необходимо привлечение дополнительного параметра, позволяющего отделить низкодеформированные изделия от высокодеформированных. Как видно из рис. 2, таким дополнительным параметром может быть коэрцитивная сила. Низкодеформированным изделиям соответствуют значения H_c< 14 А/см, а высокодеформированным – H_c>14 А/см. При измерении двух параметров M_r и H_c для оценки деформации можно использовать регрессионную модель вида:

$$\varepsilon = -170{,}1 + 0{,}0125\,M_r + 8{,}73\,H_c\ , \qquad (1)$$

для которой коэффициент множественной корреляции составляет R = 0,99; среднеквадратичная погрешность определения степени деформации S = 3,5 %.

Более наглядным примером необходимости измерения нескольких магнитных параметров является контроль прочностных свойств горячекатаных труб нефтяного сортамента из стали 37Г2С. Технологический разброс температур предварительного нагрева может приводить к отклонениям прочностных свойств от требуемых по ТУ.

На двух отличающихся по исходным магнитным свойствам группах образцов, вырезанных из готовых труб, было исследовано влияние температуры предварительного нагрева на магнитные и прочностные свойства. Образцы были попарно отожжены при различных температурах в диапазоне ($800 \le T_{отж} \le 1000$) ^{0}С и на них были измерены твердость по шкале Бринелля и комплекс магнитных свойств вещества.

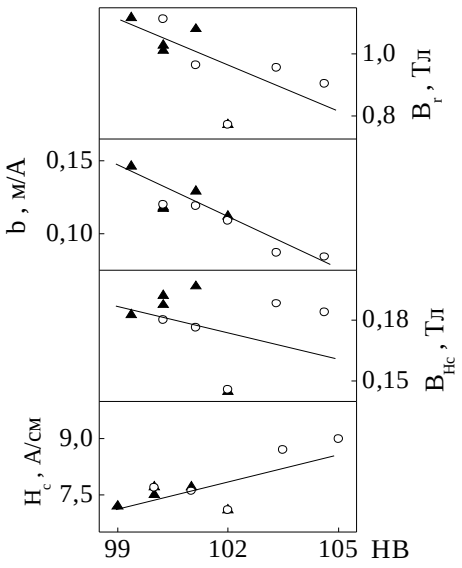


Рис. 3

Часть полученных результатов представлена на рис. 3, где $B_r = m_0 M_r$ – остаточная магнитная индукция (μ_0 –магнитная постоянная); $B_{H_c} = \mu_0 M_{Hc}$ – остаточная магнитная индукция после выключения поля коэрцитивной силы; b – коэффициент Рэлея вблизи размагниченного состояния. Видно, что за исключением коэффициента Рэлея для всех остальных магнитных свойств имеются существенные отклонения от корреляционных линий. Для коэрцитивной силы, используемой в настоящее время в качестве единственного параметра контроля прочности, коэффициент корреляции составил R_{H_c} = 0,72. Анализ результатов показывает, что двухпараметровый контроль с использованием величин H_c и B_r дает более надежную оценку прочностных свойств труб (коэффициент множественной корреляции R_{H_c,B_r} = 0,97; среднеквадратичная погрешность S = 0,39).

Разработана методика выбора оптимального набора магнитных параметров и созданы портативные компьютеризованные мультитестеры ММТ и СИМТЕСТ, предназначенные для реализации многопараметрового контроля [3].

Список литературы

1. Щербинин В.Е., Горкунов Э.С. Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 1996. - 266 с.
2. Горкунов Э.С., Сомова В.М., Булдакова Н.Б. Исследование возможности неразрушающего контроля изделий из конструкционных сталей с малым размагничивающим фактором. – Дефектоскопия, 1985, № 5, с.48-52.
3. Костин В.Н., Осинцев А.А., Сташков А.Н., Царькова Т.П. Многопараметровые методы структуроскопии стальных изделий с использованием магнитных свойств вещества. - Дефектоскопия, 2004, № 3, с. 69-82.
4. Костин В.Н., Кадров А.В., Кусков А.Е. Оценка упругих и пластических деформаций феррито-перлитных сталей по магнитным свойствам вещества. - Дефектоскопия, 2005, № 10, с. 13-22.

УДК621.357.7+666.233+621.96.02

УПРОЧНЕНИЕ РЕЖУЩИХ ДИСКОВ СОЗДАНИЕМ МНОГОСЛОЙНОГО АЛМАЗСОДЕРЖАЩЕГО ПОКРЫТИЯ

Цыбульская Л. С., Гайдук И. Л.*, Васильев В. Л.*, Гаевская Т. В., Пуровская О. Г.

Учреждение Белорусского государственного университета «НИИ физико-химических проблем», г. Минск. Беларусь
Gaevskaya@bsu.by
* *Унитарное республиканское предприятие «КБТЭМ-СО», г. Минск, Беларусь*

При существующей в последнее время мировой тенденции к уменьшению дорожек разделения (до 30–50 мкм) полупроводниковых пластин, особое значение приобретает производство инструмента с повышенным качеством резки, обеспечивающим минимальную ширину реза и исключающим сколы с планарной и не планарной стороны пластины. В качестве такого инструмента используют корпусные алмазные диски, режущее лезвие которых состоит из алмазных зерен в металлической связке (толщина 15–60 мкм), полученной методом электрохимического осаждения на поверхности корпуса из алюминия и его сплавов (ДТ16Т, АМГ и др.).

В радиоэлектронике и приборостроении в качестве функциональных элементов все более широкое применение находят приборы из материалов группы A_3B_5, в частности арсениды и фосфиды галлия и индия. Использование этих материалов позволяет повысить быстродействие интегральных схем, вследствие большей подвижности в них носителей заряда. На материалах группы A_3B_5 разработаны новейшие образцы приборов, эффективность действия которых значительно выше приборов на кремнии. Они выдерживают более высокие рабочие температуры и радиационностойки.

Полупроводниковые соединения A_3B_5 имеют структуру кристаллической решетки, которую можно представить как вставленные друг в друга гранецентрированные кубические решетки, построенные из атомов *A* и *B*, параллельных друг другу и сдвинутых на вектор $r = (a/4, a/4, a/4)$, где a – сторона куба решетки. Вследствие этого пластины соединений A_3B_5 имеют различные по строению и свойствам *A* и *B* поверхности, что обуславливает различные условия их механической обработки. Для разделения пластин из материалов группы A_3B_5 требуется создание специального инструмента, обеспечивающего качественную резку пластин по направлениям *A* и *B*. Такой инструмент должен обладать режущим лезвием, сочетающим в себе, с одной стороны, прочную основу для обеспечения производительной резки с высокой твердостью и износостойкостью, с другой стороны, достаточной мягкостью и пластичностью для обеспечения высокого качества реза и сведению к минимуму нарушенного слоя по граням, получаемых при разделении кристаллов.

Целью настоящего исследования является разработка конструкции и технологического процесса изготовления корпусных алмазсодержащих режущих дисков с синтетическим алмазным микропорошком диапазона зернистости 2–6 мкм, а также организация производства выпуска дисков.

Для достижения поставленной цели было предложено изменить конструкцию корпусного режущего диска. Вместо нанесения однослойного алмазсодержащего покрытия (размерность алмаза 6/4 мкм) предложено наносить на корпус диска многослойное композиционное покрытие, в котором внешний слой выполняет роль

демпфера, смягчающего воздействие сил резания, уменьшая тем самым размеры сколов и ширину реза при разделении полупроводниковых пластин, а внутренний слой обеспечивает высокую износостойкость дискам и хорошую производительность резки.

В качестве металлической связки внешнего алмазсодержащего слоя предложено использовать сплавы никель-кобальт (Ni–Co) или никель–железо (Ni–Fe) и алмаз размерности 4/2 мкм. Показано, что сплавы Ni–Co и Ni–Fe обладают более высокими значениями микротвердости и износостойкости по сравнению с никелем (табл.1). В качестве металлической связки внутреннего алмазсодержащего слоя предложено использовать композиционное покрытие из никеля, упрочненное ультрадисперсным алмазом (УДА), или покрытие никель-бор и алмаз размерности 6/4 мкм. Согласно данным таблицы 1 включение в никелевое покрытие 2 ат.% бора или 0,5 ат.% УДА приводит росту износостойкости (в 6–12 раз) и микротвердости (в 1,5–1,8 раза).

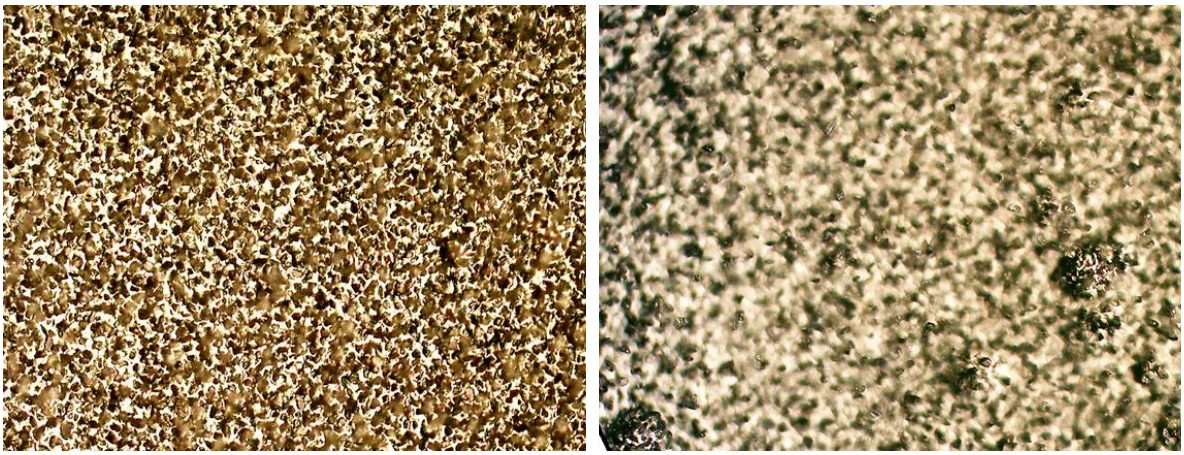
Следует отметить, что требования к композиционному алмазсодержащему покрытию не ограничиваются только их повышенной твердостью и износостойкостью. Очень важным фактором для получения качественного инструмента является отсутствие конгломератов в покрытии (рис.1 *а*), равномерное распределение алмаза в объеме и на поверхности покрытия со степенью заполнения поверхности алмазом не менее, чем на 80%, прочное удержание алмаза в металлической матрице. Для решения поставленных задач была разработана методика очистки алмазного порошка от микропримесей, а также методика защиты алмазных зерен тонкой полимерной пленкой во избежание их слипания при электрохимическом осаждении КЭП. Оптимизированы условия осаждения многослойных покрытий, а также скорость вращения подложки и скорость перемешивания электролита сжатым воздухом.

Таблица 1. **Химический состав покрытий на основе никеля, значения их микротвердости (H_μ) и интенсивности весового изнашивания (I_q)**

Покрытие	Химический состав, ат.%	Микротвердость, H_μ, МПа	Интенсивность весового изнашивания $I_q \cdot 10^{-2}$, г/м
Ni	100% Ni	3700	23,8
Ni–B	98% Ni + 2% B	6800	2,0
Ni–УДА	99,5% Ni + 0,5% УДА	5500	4,0
Ni–Fe	88% Ni +12% Fe	5200	10,2
Ni–Co	70% Ni+30% Co	4300	8,1

Для удаления с поверхности алмазного порошка микропримесей, которые могут способствовать образованию дендритов и ухудшать качество КЭП (рис.1 *б*), порошок кипятили в течение 30 минут в насыщенном растворе щелочи, обрабатывали горячей хромовой смесью и кипятили в течение 30 минут в «царской водке». После тщательной промывки порошка его вводили в аликвотную часть электролита (50 мл) и перемешивали в течение 20–30 минут возвратно-поступательным движением. В полученную суспензию вводили аликвотную часть предварительно подготовленного 5% раствора целлюлозы (из расчета 0,1 г/л) и выдерживали суспензию в течение 20–30 минут для образования тонкой пленки полимера по всей поверхности алмазных частиц. В приготовленную суспензию вводили при перемешивании электролит (750 мл), в котором осуществляли осаждение КЭП. Для прочного сцепления КЭП с материалом подложки предложена методика предварительной подготовки поверхно-

сти, которая включает ультразвуковое химическое обезжиривание, травление в 20% растворе NaOH, осветление в растворе HNO_3 и последующее оксидирование в смеси кислот H_3PO_4 и H_2SO_4 на переменном токе при температуре 20±2 ^oC. Осаждение КЭП (внутреннего и внешнего слоев) осуществляли при температуре 45±5 ^oC, катодной плотности тока 2,5±0,2 А/дм^2, скорости вращения заготовки 15±5 об/мин. и скорости подачи сжатого воздуха 1м^3/час под давлением 0,2±0,05 МПа для обеспечения хорошего перемешивания электролита-суспензии. Предложенная технология позволила получить качественные многослойные алмазсодержащие режущие диски для разделения полупроводниковых пластин, которые были испытаны на установке ЭМ-225 (скорость вращения 30000об/мин, глубина резки 450 мкм).



а *б*

Рис. 1. Микрофотографии поверхности КЭП никель–алмаз
а – конгломераты отсутствуют, *б* – присутствуют

Таблица 2. **Технические характеристики корпусных алмазсодержащих режущих дисков для разделения полупроводниковых пластин на кристаллы с однослойным и многослойным покрытием**

Технические характеристики	Однослойное КЭП	Многослойное КЭП
Ширина реза при разделении полупроводниковых пластин, мкм	d+20	d+10
Величина сколов с планарной стороны пластины, мкм	5-10	2-5
Износостойкость диска (совокупная длина реза до полного износа лезвия), м	750-1000	1000-1200
Скорость подачи, мм/с	40-50	50-65

Технические характеристики корпусных алмазсодержащих режущих дисков с однослойным и многослойным КЭП приведены в таблице 2. Из данных таблицы видно, что, используя многослойное КЭП при изготовлении режущих дисков, удается уменьшить ширину реза до (d+10) мкм, уменьшить величину сколов с планарной стороны пластины до 5 мкм, увеличить износостойкость инструмента на 20–25%, увеличить производительность резки на 12–13 %.

ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СОУДАРЕНИЯ УДАРНИКОВ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ С ПРЕГРАДАМИ И КОНСТРУКЦИЯМИ

Горельский В. А., Ерохин Г. А., Толкачёв В. Ф., Хорев И. Е.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники
khorev@main.tusur.ru

В докладе обсуждаются результаты широкомасштабных комплексных исследований по физико-математическому моделированию высокоскоростного взаимодействия металлических ударников различной формы с монолитными преградами, слоистыми и разнесёнными конструкциями. С использованием баллистического стенда на базе пороховых и легкогазовых ускорителей разработаны методики метания стержневых ударников различного удлинения и регистрации их угловых и кинематических параметров в процессе контактирования с мишенью и в запреградном пространстве. При отработке вопросов аэродинамики и стабилизации стержневых ударников большого удлинения применялся искровой генератор. Проведены систематические экспериментальные исследования процессов высокоскоростного взаимодействия стержневых элементов с массивными преградами, преградами конечной толщины и конструкциями при варьировании начальных условий удара: углов подхода, удлинения бойка, материала, толщины преград и состава конструкции в диапазоне скоростей встречи 0,5 – 4,5 км/с. В практике исследования вопросов высокоскоростного взаимодействия тел широко использовалась высокоскоростная оптическая и рентгеноимпульсная съемка

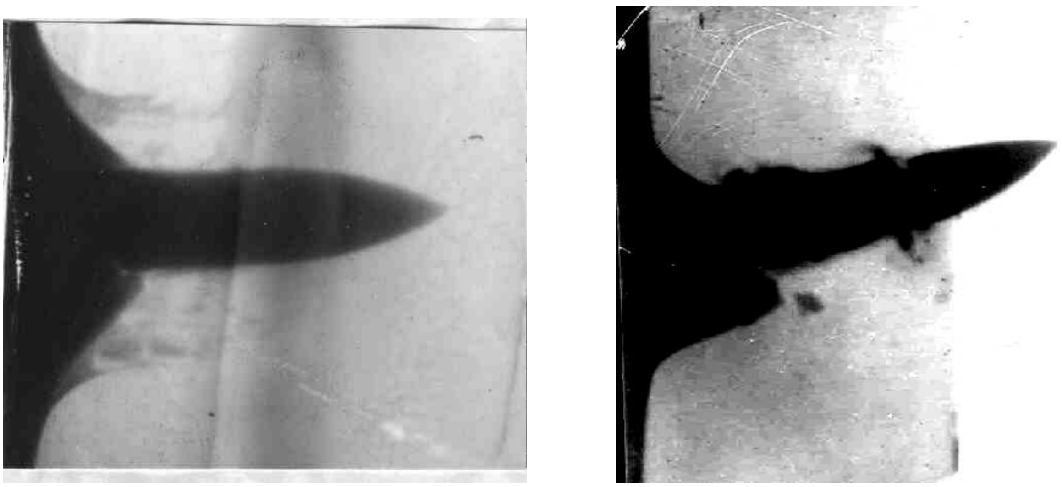


Рис. 1. Рентгенограммы процесса пробития стальных плит различной твердости высокопрочным ударником

Изложены оригинальные экспериментальные методики определения динамических физико-механических характеристик конструкционных материалов. Рассмотрены задачи по изучению потери динамической устойчивости стержней большого удлинения (до 60 калибров) в процессе проникания их в массивные преграды.

Описано обнаруженное в опытах новое физическое явление – «ударно-откольная асимметрия».

Математически в трёхмерной постановке исследовано ударное взаимодействие стержневых элементов с различными мишенями: монолитными, экранированными и разнесёнными.

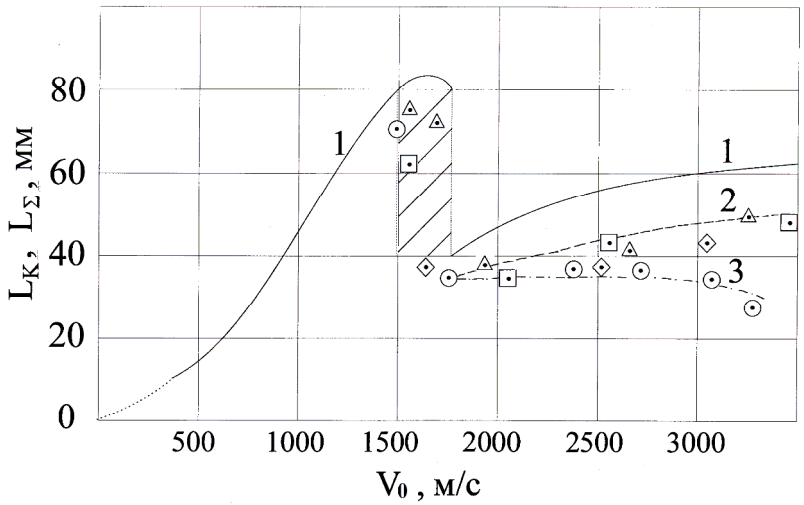


Рис. 2. Зависимости суммарной глубины внедрения высокопрочных стальных ударников с оживальной формой головной части от скорости удара в монолитные и экранированные преграды.

Компьютерное моделирование процесса взаимодействия ударников различной формы с преградами и конструкциями проводится численным методом конечных элементов, который достаточно эффективно и результативно проявил себя в решении широкого спектра задач в проблеме высокоскоростных ударных явлений. Наиболее сложной областью изучения высокоскоростного удара является диапазон скоростей встречи 2-5 км/с, где влияние прочности материалов, формы ударников, температуры, расположение преград в конструкции являются определяющими. Важным моментом изучения высокоскоростного удара является количественное описание параметров откольных явлений в преградах и особенно в конструкциях, где откольные явления образуют шрапнельный эффект.

В общем случае физико-математическая модель соударяющихся разномасштабных твердых тел описывается сжимаемой прочной средой, поведение которой при экстремальных ударных нагрузках описывается уравнением состояния, упруго-пластической моделью, динамическим пределом текучести, модулем сдвига и константами кинетической модели разрушения, описывающей зарождение, развитие и адресную эволюцию микроповреждений, которые непрерывно изменяют свойства контактирующих материалов, вызывают релаксацию напряжений и приводят в итоге к завершенному отколу.

Для исследования физических особенностей деформирования и разрушения при ударе по преградам нутирующих снарядов численно моделировалось взаимодействие стальных цилиндров разного удлинения: диаметром 7.6 мм, высотой 25.4 мм и 50,8 мм с керамической пластиной толщиной 10 мм с различными скоростями.

В процессе физико-математического моделирования высокоскоростных ударных явлений изучены физические особенности деформирования и разрушения ударников и мишеней в области скоростей встречи 0,5–4,5 км/с, где влияние плотности, прочности, температуры, формы головной части стержневых элементов, расположение преград в конструкции являются определяющими и взаимовлияющими, что приводит в итоге к различным вязко-откольно-сдвиговым механизмам пробивания мишеней в различных диапазонах скоростей.

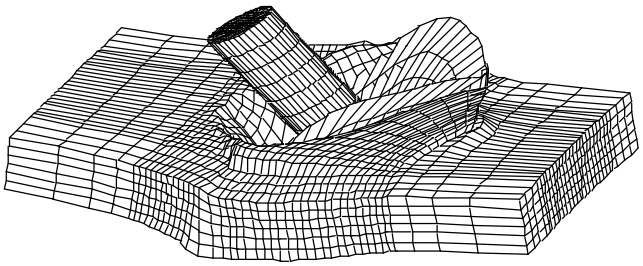


Рис. 3. Хронограмма процесса соударения стального цилиндра с керамической пластиной в момент времени 10 мкс при скорости встречи 4000 м/с, угле нутации 10^0 и угле встречи 45^0.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты: 06-01-96920 р_офи; 07-08-00759).

Список литературы

1. Хорев И.Е., Якушев В.К., Зелепугин С.А., Сидоров В.Н., Фортов В.Е. Метание и соударение группы высокоскоростных тел. Доклады РАН, 2003, т. 389, №2, с. 197-202.
2. Радченко А.В., Фортов В.Е., Хорев И.Е. Физические особенности высокоскоростного взаимодействия удлиненных техногенных осколков с конструкциями. Доклады РАН, 2003, т. 389 , ,№ 1, с.49-54.
3. Ерохин Г.А., Жаровцев В.В., Синяев С.В., Фортов В.Е., Хорев И.Е. Христенко Ю.Ф. Легкогазовые ускорители и физическое моделирование высокоскоростного соударения твердых тел при космических скоростях в лабораторных условиях. Доклады РАН. 2005, т.402,№2, с.197-202.
4. 4.. Хорев И.Е. Физическое и математическое моделирование разрушения материалов и конструкций по анализу предразрушения соударяющихся тел// Химическая физика, 2002, т.21,№9, с 17-21.
5. 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., т. 400, №5, с. 630-635.
6. 6.Хорев И.Е. Ударно-откольная асимметрия в проблеме высокоскоростного соударения твердых тел. Письма в ЖТФ.2005 г., Т.31, № 4, с.71-75.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni_3Al

Родионов Д. П., Филиппов Ю. И., Виноградова Н. И., Казанцева Н. В., Акшенцев Ю. Н., Степанова Н. Н., Давыдов Д. И.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
SNN@imp.uran.ru

Сплавы типа ВКНА относятся к современным жаропрочным никелевым сплавам на основе интерметаллида Ni_3Al (объемная доля 90 %) с рабочими температурами до 1200°С [1]. Цель данного исследования: оценка возможности расширения температурной области эксплуатации (свыше 1200°С) никелевых суперсплавов типа ВКНА. В докладе представлены результаты сравнительного исследования структуры

и механических свойств монокристаллических образцов сплавов ВКНА-1В и ВКНА-4У при испытаниях на растяжение в интервале температур 1200-1250°С.

Для исследования были выбраны монокристаллы суперсплавов в виде цилиндров диаметром 18 и длиной 95 мм, которые были выращены по методу Бриджмена со скоростью 10 мм/мин., ориентация образцов – вдоль оси <100>, температурный градиент составлял 100 град/см. Состав сплавов приведен в табл. 1.

Таблица 1. **Химический состав исследованных образцов**

№	Сплав	Состав, масс. %							
		Al	Cr	Mo	W	Ti	Co	C	Ni
1	ВКНА-1В	8,8	5,31	3,39	3,14	1,03	-	0,02	Ост.
2	ВКНА-4У	8,4	5,04	5,05	2,52	0,96	3,75	0,02	Ост.

Согласно электронно-микроскопическим исследованиям исходная структура литых сплавов типа ВКНА образована дендритами, имеющими двухфазный состав: интерметаллидная фаза на основе Ni_3Al (γ'-фаза) и твердый раствор на основе никеля (γ-фаза). Из-за сложного химического состава рекристаллизация сплава происходит с участием эвтектоидных и перитектоидных реакций. Морфологически структура сплава близка к сложнолегированной эвтектике γ'+γ и представляет собой естественный композит, имеющий сложное иерархическое строение: γ'-фаза наблюдается в виде частиц (от 200 до 600 нм), разделенных тонкими прослойками твердого раствора. Внутри прослоек твердого раствора выделяются более мелкие (порядка 50 нм) частицы γ'-фазы. Также крупные первичные выделения интерметаллидной γ'-фазы, размером 20-90 мкм (объемная доля их 10 об. %.), присутствуют и в междендритных промежутках. Внутри таких первичных выделений γ'-фазы наблюдаются изолированные включения твердого раствора (γ-фазы) толщиной от 0,4 до 2 мкм, длиной ≤5-12 мкм, внутри которых также возможно выделение дисперсной (порядка 50 нм) γ'-фазы.

В табл. 2 приведены результаты механических испытаний сплава ВКНА-4У после ступенчатой термообработки: 1280°С, 5 ч + 870°С, 27 ч. По данным высокотемпературной рентгенографии (методика описана в [2]) после термообработки сплава по мере нагрева образца непосредственно в вакуумной камере дифрактометра до 1250°С наблюдается последовательное снижение интенсивности линий γ'-фазы, что свидетельствует о растворении γ'-фазы. Для образцов сплава ВКНА-4У, как в литом состоянии, так и после ступенчатой термообработки, количество интерметаллидной γ'-фазы, не растворившейся при 1250°С, составило порядка 60 % от исходного.

Исследование тонкой структуры сплавов с помощью ПЭМ после нагрева до 1250°С показывает, что внутри дендритной ячейки появляются обширные области, в которых происходило растворение частиц γ'-фазы. Охлаждение до комнатной температуры привело к повторному выделению в них дисперсной (30-50 нм) γ'-фазы.

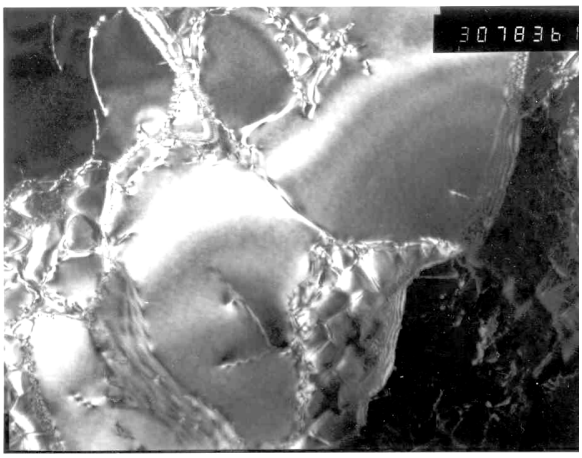
Таблица 2. **Механические свойства образцов сплава ВКНА-4У при 1200°С.**

Состояние сплава	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %
литой	130	136	20,8
1280°С, 5 ч + 870°С, 27 ч	118	127	22,4

Структурное состояние сплавов ВКНА-1В и ВКНА-4У вблизи поверхности разрушения образцов после испытаний их на кратковременную прочность при 1200°С оказывается близким. В том и другом случае наблюдается повышение плотности дислокаций. Крупные частицы интерметаллидной фазы остаются бездефектными (рис. 1). Релаксация напряжений происходит по механизму динамического возврата: присутствует большое число малоугловых границ, которые пронизывают весь образец, огибая крупные частицы и пересекая области твердого раствора, в которых после испытаний снова образуются мелкие частицы γ'-фазы (рис. 2). Границы эти очень широкие, с малой угловой разориентацией соседних областей (1–2°). Подробное электронно-микроскопическое исследование не выявило развития рекристаллизации вблизи поверхности разрушения.

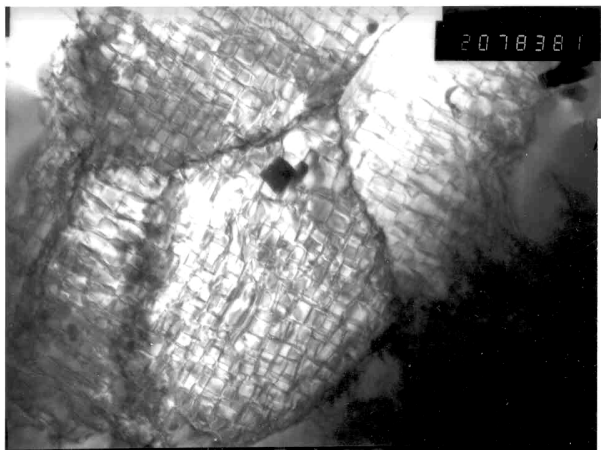
В структуре сплавов после испытаний при 1250°С обнаружено, что деформация захватывает как пространство между крупными частицами γ'-фазы, так и сами частицы. Характерной чертой деформации в двухфазной γ+γ′ структуре является перемещение дислокаций парами (сверхдислокациями). Развивается фрагментация γ'-фазы и теперь частица сама оказывается разделена внутри малоугловыми границами (Рис. 4). На темнопольных изображениях появляется характерный контраст, когда в одном и том же сверхструктурном рефлексе различные участки частицы светятся не одновременно, а последовательно при наклоне объекта.

Результаты испытаний на кратковременную прочность приведены в табл. 3.



330 нм

Рис. 1. Структура сплава ВКНА-4У, после испытаний при 1200°С. Темное поле в матричном рефлексе.

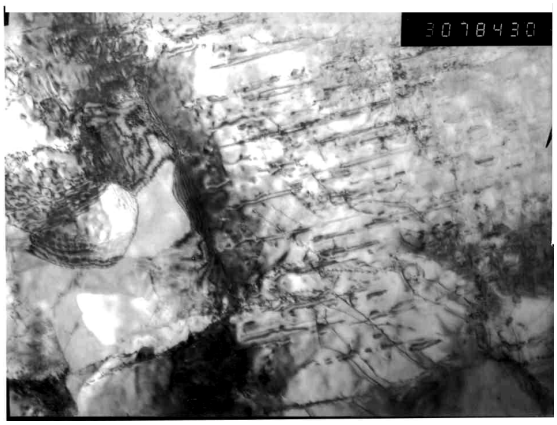


500 нм

Рис. 2. Малоугловые границы в сплаве ВКНА-4У после испытаний при 1200°С.

Таблица 3. **Механические свойства образцов сплавов типа ВКНА**

Сплав	Температура, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_В$, МПа	δ, %
ВКНА-4У	1200	130	136	20,8
	1250	123	131	24,6
ВКНА-1В	1200	138	142	17,8
	1250	115	122	29,0



330 нм

Рис. 3. Дислокации в сплаве ВКНА-4У после испытаний 1250°С.



660 нм

Рис. 4. Фрагментация γ'-фазы в сплаве ВКНА-4У после испытаний при 1250°С.

Кривые растяжения показаны на рис. 5. При 1200°С механические свойства сплавов близки, некоторым преимуществом обладает ВКНА-1В. Повышение температуры до 1250°С приводит к значительному росту пластичности сплава ВКНА-1В и прочностные свойства ВКНА-4У оказываются выше.

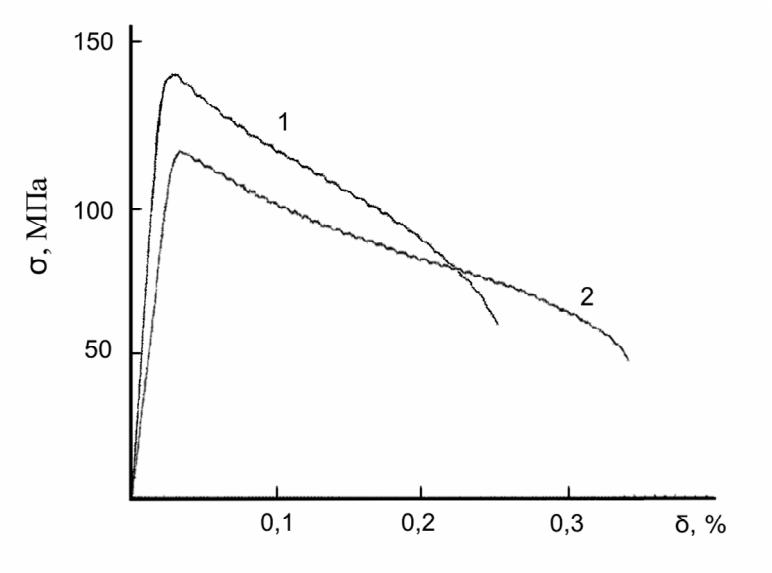


Рис. 5. Кривые растяжения для сплава ВКНА-1В:
1 – 1200°С,
2 – 1250°С.

Работа выполнена по бюджетной теме ИФМ «Структура» с частичной финансовой поддержкой Госконтракта № 2007-3-1.3-25-04.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Базылева О.А., Воронцов М.А.// МиТОМ. - 2006. - № 8. - С. 21-25.
2. Степанова Н.Н., Родионов Д.П., Турхан Ю.Э., Сазонова В.А., Хлыстов Е.Н.// ФММ. - 2003. - Т. 95. - Вып. 6. - С. 100-107.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Буравова С. Н., Гордополов Ю. А., Петров Е. В, Полетаев А. В.

Институт Структурной Макрокинетики Российской Академии Наук
Черноголовка, Московской области, Россия,
polav@ism.ac.ru

В условиях динамических нагрузок, например, при ударе осколка, характерный размер нагрузки (произведение скорости звука на длительность нагрузки) много меньше размера объекта [1]. Поэтому разрушение преграды носит местный локальный характер. В момент удара на границе раздела возникают две ударные волны в мишени и ударнике. Одновременно с ударными волнами возникают волны разгрузки, источником которых являются боковые грани ударного тела. Интерференция или фокусировка волн разгрузки [2] создают зону высоких растягивающих напряжений. Если напряжение превосходит откольную прочность, происходит нарушение сплошности, возникает откольная трещина. Разрушения при импульсных нагрузках имеют откольную природу, определяются процессами сжимаемости твердого тела и возникают в области встречи волн разгрузки. Откольные трещины строго локализованы, т.к. находятся в местах встречи волн разгрузки, ориентированы в основном перпендикулярно к лицевой поверхности мишени. Глубина их проникания определяется геометрией расположения свободных поверхностей – источников волн разгрузки. Следствием откольной природы повреждаемости является тот факт, что дефекты – концентраторы напряжения не работают в условиях динамических нагрузок и не являются источниками зарождения разрушения.

На рис. 1 приведены фотографии канальной трещины. Если напряжение в зоне интерференции волн разгрузки существенно превосходит критическую величину, происходит множественное разрушение. Внутренняя поверхность трещины отслаивается, и удлиненные осколки можно обнаружить внутри трещины. Если интенсивность растяжения близка к откольной прочности, но не превосходит ее по величине, нарушение сплошности материала не происходит, и возникает белая пористая зона, материал в этой области не травится.

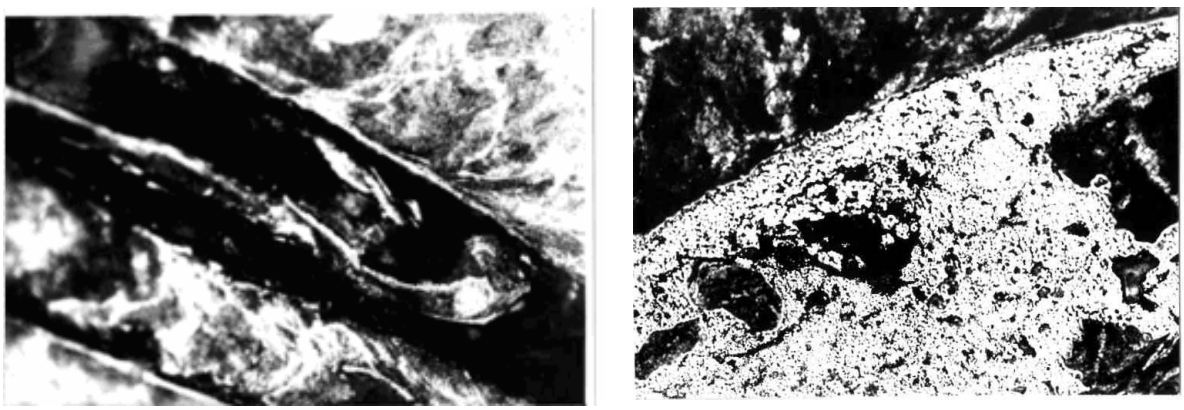


Рис. 1. Продольная канальная трещина с удлиненным осколком внутри нее. Белая нетравящаяся пористая область.

Металлографический анализ показал существенные изменения в поверхностном слое трещины и в пористой области. Перлитовые зерна практически исчезают. На месте перлита возникают крупные белые нетравящиеся зерна. Повышенное содержание углерода в них свидетельствует о разложении цементита (Fe_3C), который и является источником дополнительного углерода, при это имеет место фазовое превращение α – Fe (феррит) в модификацию γ-Fe (аустенит), поскольку только последний способен дополнительно растворять значительное количество углерода [3].

Нагружение твердого тела при скоростях 100-300 $мс^{-1}$ принято рассматривать в квазистатическом приближении. Область низкоскоростных импульсных нагрузок велика. К ним относятся такие объекты, как паровые турбины, обшивки летательных аппаратов, винты быстроходных судов. Следует заметить, что появление поперечных трещин на стационарной стадии капельной эрозии [4], образование раковин в кратерах при кавитационных воздействий [5], усталостные повреждения головок рельсов [6] в виде продольных и поперечных трещин в области сжимающих напряжений, где они по всем правилам не должны появляться, не объяснено до настоящего времени.

Экспериментальное изучение повреждаемости под действием небольших динамических нагрузок на примере детонационного напыления и лазерного импульсного облучения [7] совместно с модельными экспериментами при высоких скоростях удара [8] обнаружило общий характер импульсного разрушения, который может быть объяснен с позиции волновой механики. Канальные откольные трещины, поперечные лицевые трещины образуются при низкоскоростных нагрузках при повторных динамических воздействиях, как результат динамической усталости.

Следует отметить, что канальная микротрещина впервые описана в [10]. Сферические стеклянные частицы размером 70 мкм под прямым углом ударялись в алюминиевый экран. Частицы при этом не разрушались, а в металлической преграде в зоне контакта обнаруживалась пора, от которой вглубь материала шла продольная микротрещина. Авторы отметили, что причина ее возникновения не ясна.

Тот факт, что морфология разрушения сходная для высоких и для низких скоростей нагрузок, является основанием применимости волнового анализа к области импульсного нагружения при низких скоростях удара.

Аналитическое решение задачи соударения брускообразного ударника с полубесконечной преградой с учетом процессов интерференции волн разгрузки (методом характеристик с использованием малого параметра [2, 9]), позволило построить физически обоснованную модель процесса взаимодействия ударника с преградой [11]. В условиях динамического нагружения повреждаемость характеризуется поочередным образованием откольных трещин. На начальном этапе формируется продольная канальная трещина, как результат интерференции боковых волн разгрузки. Частица «жалит» поверхность при ударе!

Продольная трещина при повторном нагружении сама становится источником волн разгрузки, поэтому вокруг канальной трещины последовательно зарождаются и прорастают кольцевые продольные трещины. Из-за сокращения расстояния между источниками новых волн разгрузки, которыми становятся продольные трещины, глубина проникания кольцевых трещин каждого поколения сокращается по сравнению с предыдущим. Канальные и кольцевые трещины являются неодномерными откольными разрушениями [3, 10]. В настоящее время достаточно подробно исследованы одномерные откольные разрушения, которые возникают в результате интерференции торцевых волн разгрузки.

Рис 2 иллюстрирует зависимость глубины проникания канальной трещины L_0 вглубь преграды от числа импульсных нагружений N (число Маха M – отношение

скорости удара к скорости звука металлической преграды). Снижение скорости ударных нагрузок приводит к снижению числа соударений и увеличению глубины прорастания трещин. Результат расчета, приведенный на рисунке, следует рассматривать, как качественная иллюстрация, поскольку для неодномерных откольных разрушений не известны ни откольные прочности, ни величины динамических гистерезисов металлов.

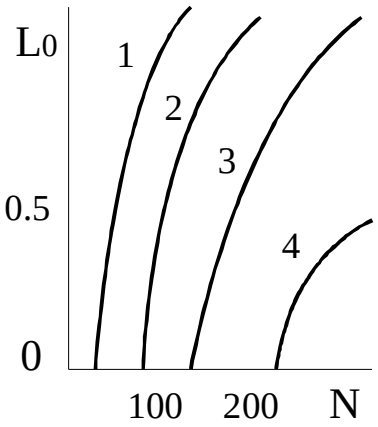


Рис. 2. Зависимость глубины проникания канальной откольной трещины от числа нагружений (угол наклона боковых граней составляет 90˚ с поверхностью преграды)
(1) M=0.07;
(2) M=0.05;
(3) M=0.035;
(4) M=0.025

Авторы выражают благодарность А.Ф.Беликовой, А.А. Гончарову, Ю.Н.Киселеву за помощь в проведении экспериментов и обсуждении результатов.

Список литературы

1. Зукас Дж.А., Николас Т., Свифт Х.Ф. и др. Динамика удара. М.: Мир, 1985. 96
2. Буравова С.Н. // ЖТФ. 1992. Т. 62. В. № 8. С. 58 – 66.
3. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Гордополов Ю.А., Мухина Н.Л. Первухина О.Л.// Известия ВолгГТУ, Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений, 2006, №9 (24), с. 52 – 58.
4. «Эрозия» под редакцией К. Прис, М., Мир, 1982, 269-330
5. Георгиевская Е.П.// Кавитационная эрозия гребных винтов,
6. Ленинград, Судостроение, 1978, с. 129
7. Лысюк В.С., Сазонов В.Н., БашкатоваЛ.В// Прочный и надежный
8. железнодорожный путь, М., Академкнига, 2003, 588
9. Buravova S.N., Goncharov A.A., Kiselev Ju.N. //Tribology Intern. 1996.
10. V. 29, N 5. P. 357 – 363.
11. Ададуров Г.А., Беликова А.Ф., Буравова С.Н.// ФГВ. 1992. №4
12. С. 95 – 101.
13. Буравова С.Н. // Письма в ЖТФ. 1987. Т.15. В. 17. С.63 – 67.
14. Brown R., Kosko S., Jun J.E. // Wear 1983, 8, 181 – 193 .
15. Буравова С.Н., Гордополов Ю.А. // ДАН, 2007,том 417, №:, с 1-4.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МИКРО-ДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ВТ6 И ВТ16

Вершинина Т. Н., Дручинина О. А.*, Колесников Д. А.*

НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии»,
*[*2]ЦКП «Диагностика структуры и свойств наноматериалов», Белгородский государственный университет, г.Белгород, Россия,*
druchinina@bsu.edu.ru

1.Введение

Титан и его сплавы довольно широко используются в качестве хирургических имплантатов в ортопедии и стоматологии в связи с их высокими механическими свойствами и биосовместимостью. Для увеличения остеоинтеграции имплантатов (срастания их с костной тканью), титановую поверхность модифицируют, используя, например, методики нанесения различного рода покрытий [1].

Микродуговое оксидирование является одним из наиболее используемых методов обработки поверхности, т.к. позволяет получать по морфологии пористые покрытия, при этом размер пор и шероховатость поверхности можно контролировать регулированием параметров технологического процесса [2, 3]. Формирование композиционных покрытий проводится в процессе микродуговой обработки поверхности материала с добавлением в электролит кальций-содержащих добавок, в данном случае гидроксилапатита. Данный материал является биоактивным, поскольку способствует образованию связи между живой костью и поверхностью имплантата и стимулирует рост новой костной ткани. Ионы кальция и фосфат-ионы из электролита могут перемещаться в керамический слой во время процесса микродуговой обработки, что и повышает биоактивность титановых сплавов.

Целью данной работы являлась разработка технологии получения комбинированных композиционных покрытий на титановых сплавах ВТ6 и ВТ16 и исследование их структуры и свойств.

2. Материалы и методики эксперимента

2.1. Микродуговое оксидирование (МДО)

Для нанесения покрытий использовались пластины (5×5×1,5 мм), вырезанные из объемных заготовок титановых сплавов ВТ6 и ВТ16 с ультрамелкозернистой структурой, сформированной методом всесторонней деформации. Перед микродуговой обработкой образцы предварительно полировались. Электролит для обработки титанового сплава ВТ6 приготовливался на основе водного раствора гидроксида калия (КОН) и водного 0,5%-го коллоидного раствора наноструктурного гидроксилапатита. Для обработки сплава ВТ16 состав электролита был изменен и включал в себя водный раствор ортофосфорной кислоты H_3PO_4 и водный 2%-ный коллоидный раствор наногидроксилапатита.

Для получения покрытий использовалась разработанная в ИФПМ СО РАН (г. Томск) установка микродугового оксидирования MicroArc-2, позволяющая в широком интервале варьировать и регистрировать основные параметры технологического процесса.

Процесс нанесения покрытия осуществлялся в термостатируемой ванне при принудительном перемешивании электролита. После микродуговой обработки об-

разцы промывались в дистиллированной воде, высушивались на воздухе и затем отжигались в муфельной печи при температуре 600°С.

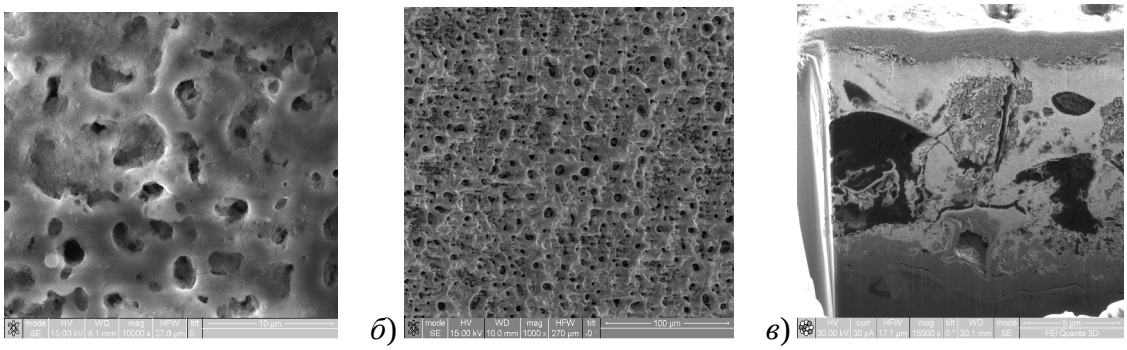
2.2. Исследование микродуговых покрытий

Фазовый состав покрытий исследовался методом рентгенофазового анализа на рентгеновском дифрактометре ARL X'TRA. Съемка проводилась на CuK_{α}-излучении с шагом 0,02° и временем экспозиции в точке 1,2 сек. Исследование микроструктуры полученных микродуговых покрытий проводилось на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3D. Исследование рельефа поверхности осуществлялось с помощью сканирующего зондового микроскопа "NanoEducator". Толщина покрытий измерялась на поперечных шлифах образцов с использованием оптического микроскопа OLYMPUS GX51, а их твердость измерялась на микротвердомере DM8, оснащенном автоматической измерительной системой с функцией анализа изображения.

3. Результаты и обсуждение

Рентгенофазовый анализ данных покрытий показал, что после нанесениия композиционного покрытия в процессе микродуговой обработки и последующего его отжига на поверхности титанового сплава ВТ6 образуются оксиды титана TiO_2 модификации рутил и анатаз, а на ВТ16 оксидов не обнаружено.

Экспериментально было установлено, что, в отличие от сплава ВТ-6, сплав ВТ16 обладает более высокой проводимостью в щелочном электролите. Это приводит к горению покрытия в процессе микродугового оксидирования при среднем значении тока, протекающего через образец, более 50 А, сильному разогреву образца и обеднению электролита. В результате процесс растравливания преобладает над процессом формирования покрытия. Поэтому для нанесения композиционных покрытий на образцы из ВТ16 использовали кислый электролит. Методом растровой электронной микроскопии было показано, что состав электролита (рис.1*а-в*), наряду с режимом и временем обработки, является определяющим фактором процесса микродугового оксидирования, существенно влияющим на состав, структуру и свойства получаемых покрытий на данных титановых сплавах [4].



а) *б*) *в*)

Рис. 1. Микроструктура комбинированного кальций-фосфатного покрытия: *а*) полученного на ВТ6 при концентрации гидроксилапатита в щелочном электролите 0,5 мас.%; *б*) полученного на ВТ16 при концентрации гидроксилапатита в кислом электролите 2 мас.%; *в*) поперечное сечение композиционного кальций-фосфатного покрытия, полученное при резке ионным пучком (Quanta 200 3D).

Исследования рельефа поверхности покрытий, полученных при микродуговой обработке титанового сплава ВТ6 методом сканирующей зондовой микроскопии показали, что средняя шероховатость составляет порядка 560 нм, а глубина пор изменяется от 1,4 мкм до 2 мкм (рис.2*а*). Для покрытий на ВТ16 средняя шероховатость

поверхности составляет 1290 нм, а глубина пор составляет порядка от 1 до 8,9 мкм (рис.2*б*).

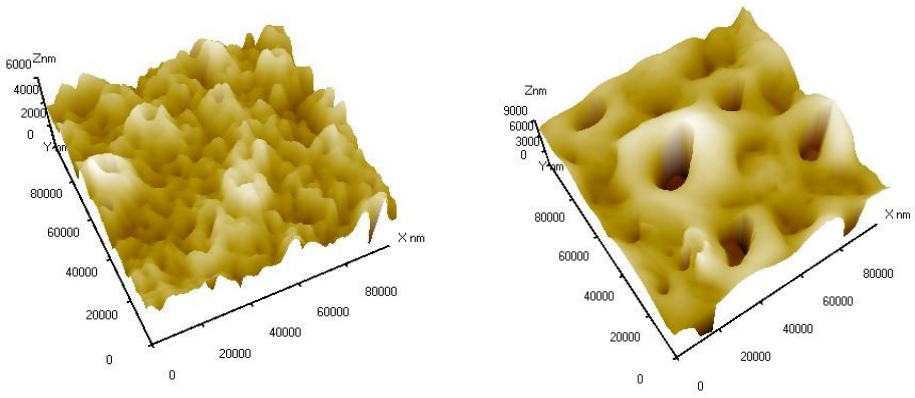


Рис. 2. Исследование рельефа поверхности комбинированного покрытия: *а*) на титановом сплаве ВТ-6; *б*) на титановом сплаве ВТ-16.

Толщина исследуемых композиционных покрытий изменялась от 10 до 15 мкм в зависимости от режимов обработки, а микротвердость покрытий, измеренная на поперечных шлифах образцов, в среднем составляла 2,5- 4 ГПа.
Электронно-микроскопические исследования комбинированных покрытий показали, что они обладают низкой резорбцией (растворимостью) и эффективным остеоиндуктивным действием.

4. Выводы

На основании результатов проведенных исследований для данных сплавов были определены основные технологические параметры процесса формирования биоактивных покрытий, определяющие их структуру, химический состав и механические свойства.

Результаты исследование рельефа поверхности показали, что при микродуговой обработке титановых сплавов ВТ6 и ВТ16 средняя шероховатость композиционных покрытий составляет порядка 560 нм и 1290 нм соответственно. В первом случае глубина пор изменяется от 1,4 мкм до 2 мкм, а во втором от 1 мкм до 8,9 мкм. При этом размер пор исследуемых покрытий контролируется параметрами процесса нанесения и может изменяться в интервале от 1 до 22 мкм.

Работа выполнена на оборудовании Центра коллективного пользования Белгородского госуниверситета.

Список литературы

1. Bangcheng Yang, Masaiki Uchida Preparation of bioactive titanium metal via anodic oxidation treatment//Biomaterials–2004.–v.25.– p.1003-1010.
2. Малышев В.Н. Особенности формирования покрытий методом анодно-катодного микродугового оксидирования // Защита металлов. – 1996. – т.32. –№6. – С.662-667.
3. Булычев С.И. Кинетика формирования покрытий в процессе МДО [Текст] / С.И. Булычев, В.А.Федоров, В.П. Данилевский // Физика и химия обработки материалов. – 1993. – № 6. – С. 53-59.
4. Сирота В.В., Дручинина О.А., Иванов О.Н. и др. Получение, структура и свойства биокомпозитов Ti-TiO_2-биоактивное покрытие //Материалы 6 всероссийской школы-конференции «Нелинейные процессы и проблемы самоорганизации в современном материаловедении» – Воронеж. – «Научная книга». – 2007. – С. 208-211.

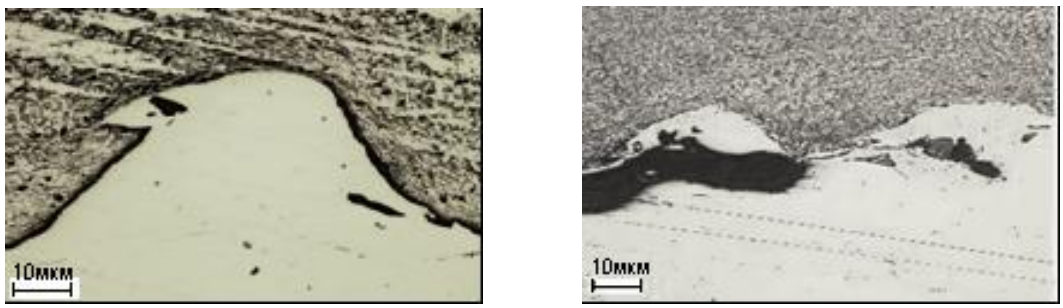
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА И СХЕМЫ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ СЛОЁВ В БИМЕТАЛЛЕ, ПОЛУЧЕННОМ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Рихтер Д. В., Первухина О. Л., Первухин Л. Б.

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка.
dima_rihter@mail.ru

Одной из наиболее сложных задач процесса сварки взрывом является получение стабильной высокой прочности соединения слоёв биметалла, масштабного характера. Целью данной работы – экспериментальное исследование условий формирования равнопрочного соединения по всей площади при сварке взрывом крупногабаритных биметаллических листов.

Исследование отечественных и зарубежных авторов, а также опыт производства биметалла сваркой взрывом показывает, что в начале процесса имеется участок, на котором прочность соединения и размеры волн возрастают от 0 до некоторого оптимального для данного режима сварки значения. Протяжённость этого участка стабилизации процесса сварки взрывом обычно составляет 100–400 мм [1] (рис.1).



(*а*) (*б*)

Рис.1. Структура шва с использованием генератора из титана (а) и из меди (б) начальная зона сварки.

Большинство исследователей образование участка стабилизации связывают с разгоном пластин, с нестабильностью детонации взрывчатого вещества (ВВ) в начале сварки, неравномерностью силового воздействия продуктов детонации взрывчатых веществ на соединяемые листы. Однако вынесение точки инициирования ВВ за пределы начала процесса сварки, установка боевика из ВВ с большей, чем у основного заряда скоростью детонации, улучшает положение, но не исключает участок стабилизации.

По нашему мнению, на расстоянии примерно 250–300 мм от начала процесса наступает термодинамическое равновесие, т.е. количество энергии, которое образуется при воздействии ударных волн и ударном сжатии газа в сварочном зазоре, становится равным энергии, которая передаётся в виде тепла свариваемым поверхностям. Ударно-сжатый воздух, движущийся перед точкой контакта и имеющий высокую температуру, способен оказывать существенное влияние на тепловую ситуацию в зоне соединения.

Экспериментальные измерения температуры в сварочном зазоре впереди точки контакта, выполненные рядом исследователей, показали, что температура ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта достигает 5000–6000 К [2] и может нагреть свариваемые поверхности до высоких температур. Очевидно, темпе-

ратура ударно-сжатого газа и нагрев свариваемых поверхностей определяется временем воздействия газа и теплофизическими свойствами свариваемых материалов.

На основании анализа опубликованных данных было сделано предположение: протяжённость участка стабилизации процесса соответствует времени нагрева тонкого слоя (2–3 мкм) свариваемых поверхностей до температуры близкой к температуре плавления.

Для исследования влияния температуры на начальных участках сварки взрывом использовали пластины, изготовленные из различных по теплофизическим свойствам металлов (медь, титан, сталь), пристыкованные к метаемому и основному листу. На верхнюю пластину и метаемый лист установили заряд ВВ, инициирование которого производили с пластины.

Оценку влияния температуры нагрева свариваемых поверхностей производили по результатам ультразвукового контроля сплошности соединения, измерения прочности соединения и исследования его структуры.

Ультразвуковой контроль показал, что при использовании пластин из меди в начальном участке имеется непровар, аналогичный непровару без использования пластин. При сварке с использованием пластин из титана и сталей неприваров не выявлено (рис.1) и отсутствует участок стабилизации. Прочность соединения на отрыв свыше 250 МПа наблюдается уже в начале процесса (рис.2). Исследования структуры также показало, что размеры волн на начальном участке соответствуют их размерам на расстоянии свыше 500 мм от начала. В вихревых зонах уже на расстоянии 40 мм не выявлено наличие частиц материала пластин.

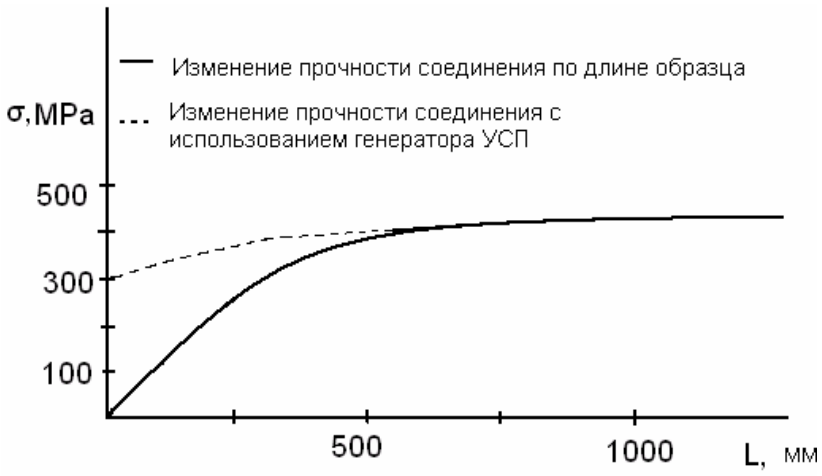


Рис. 2. Участок стабилизации прочности соединения

Проведённые исследования позволили сделать вывод о том, что температура свариваемых поверхностей, вступающих в контакт, а следовательно их термическая активация определяет процесс образования соединения при сварке взрывом и только после достижения определённой для каждой пары температуры тонкого поверхностного слоя образуется равнопрочное соединение.

Список литературы

1. Сварка взрывом / Ю.А. Конон, Л.Б.Первухин, А.Д. Чудновский; под ред. В.М. Кудинова.- М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Ишуткин С.Н., Кирко В.И., Симонов В.А. Исследование теплового воздействия ударно-сжатого газа на поверхность соударяющихся пластин // Физика горения и взрыва. – 1980. - №6. – С. 69-73

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА КОМПАКТИРОВАНИЯ ВЗРЫВОМ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПАКТОВ

Первухина О. Л., Сайков И. В.

Институт Структурной Макрокинетики РАН, Черноголовка, Россия,
opervukhina@mail.ru

Керамика на основе AlN и его смесей с Al_2O_3, благодаря высокой теплопроводности и термостойкости является перспективной для применения в качестве электроизоляционного материала в условиях с резким изменением температуры. Известно, что AlN плохо поддается компактированию традиционными методами. Изделия из него требуют спекания при температуре до 2000˚С в среде аммиака или азота. Использование импульсного сжатия оказывается предпочтительным для компактирования малопластичных и труднодеформируемых порошков и смесей. По данным Прюммера при ударно-волновом воздействии в AlN появляются зоны пластической деформации кристаллов уже при 0,55 ГПа, что должно улучшить консолидацию частиц AlN. Следовательно, перспективным представляется использование взрывного компактирования как чистого AlN так и смеси AlN+Al_2O_3, в которой Al_2O_3 является связкой.

При взрывном компактировании керамических материалов со сложным составом на основе оксидов и нитридов высокие давления и температуры, несмотря на кратковременность воздействия, могут приводить к изменению состава и разложению. В этой связи проведен анализ устойчивости используемых порошков в условиях ударно-волнового нагружения. Кроме того, возникновение в нагружаемом материале растягивающих напряжений снижает плотность и качество компактов. Оптимизируя постановку взрывного эксперимента, можно ограничить проявление указанных выше нежелательных эффектов.

В настоящей работе приводятся результаты исследований по созданию методом взрывного компактирования металлокерамических заготовок для втулок и пальцев рудотермических печей, которые представляют собой трехслойный материал сталь+керамика+сталь. Требованиями к таким композитам являются получение равномерного компакта из керамики на всю длину заготовки (760 мм) с диаметром 60 мм, достижение прочности, достаточной для проведения последующей механической обработки, обеспечение заданного состава керамики и ее электросопротивления не менее 10-15 кОм. В качестве керамического слоя исследовано три варианта состава керамики: нитрид алюминия, и его смеси с оксидом алюминия в соотношении 4:9, 5:8.

Методика исследований предусматривала изучение влияния параметров компактирования на свойства и структуру конечного продукта. Разработка схемы и режимов компактирования проводили на основании работ [1, 2]. Взрывное компактирование проводили в цилиндрических ампулах сохранения с центральным стержнем (рис.1).

Детонация взрывчатого вещества генерирует цилиндрически сходящуюся ударную волну, которая обеспечивает всестороннее равномерное обжатие ампулы с порошком и получение заготовок трубчатой формы. Для создания композитов имеющих различное процентное соотношение компонентов смеси керамических порошков применили схемы нагружения, обеспечивающие варьирование энергии взрывчатого вещества (ВВ) и длительности импульса нагрузки. Энергетические параметры регулировались изменением состава взрывчатого вещества, длительность

импульса – изменением толщины заряда, а также за счет использования забойки из песка. Режимы компактирования приведены в таблице.

№ режима	Состав керамического слоя Al_2O_3+AlN	Скорость детонации, м/с	Толщина слоя ВВ, мм
1	9:4	2080	40
2	9:4	2400	60
3	8:5	2500	35
4	AlN	3000	40

После взрывного нагружения проверяли электросопротивление и прочностные свойства керамического слоя. Часть заготовок подвергали термообработке при 700˚С. Важно отметить, что данная температура в 2,5 раза ниже температуры при обычном спекании. Проведены исследования микроструктуры и фазового состава, а также измерена прочность образцов на сжатие.

Выявлено, что прочность на сжатие компактов из AlN в два раза превышает прочность материала на основе AlN+Al_2O_3, и составляет порядка 100 МПа. Прочность образцов из AlN, прошедших термообработку составила 250 МПа. Спрессованная керамика обладает высокими электроизоляционными свойствами и теплопроводностью.

Металлографические исследования образцов керамического слоя показали однородность структуры скомпактированного порошка по сечению образцов (рис.2). Следов плавления при всех использованных режимах нагружения не обнаружено. Однако при изучении фрактограмм было установлено, что прочность сцепления слоев и спрессованного компакта среднего слоя существенно зависели от технологических параметров.

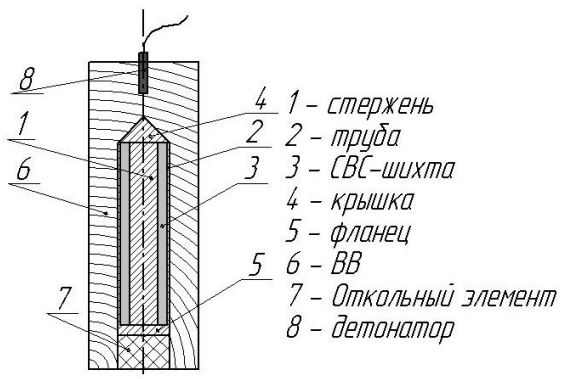


Рис. 1. Схема нагружения

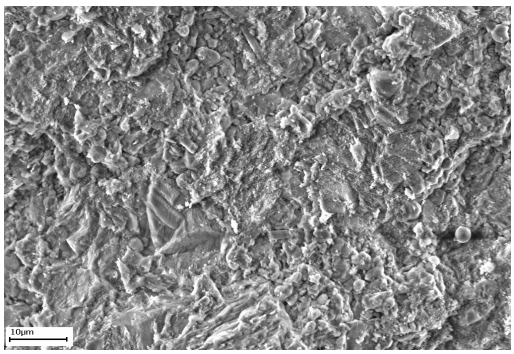


Рис.2. микроструктура керамического слоя

Выявлено, что увеличение длительности импульса способствует повышению плотности и прочности керамического слоя, но может приводить к появлению новой фазы оксида алюминия (рис.3). С повышением энергии взрывчатого вещества возможно частичное разложение нитрида алюминия и изменение пропорции смеси порошков в среднем слое. Это связано со следующими факторами. При взрывном прессовании переупаковка частиц, их деформация и разрушение протекают практически одновременно. В результате диссипации энергии ударной волны и превращения ее в теплоту в местах контактов между частицами порошка возникает локальный разогрев, происходят эрозионные межчастичные явления с деструкцией порошковых частиц.

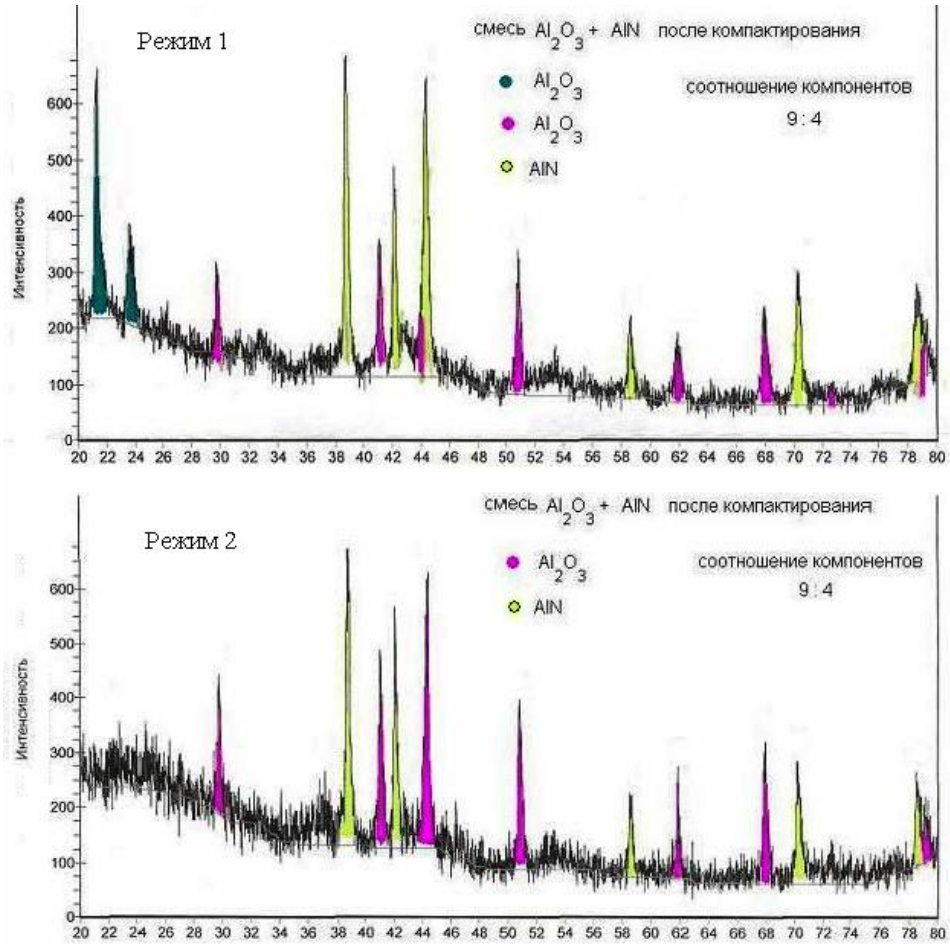


Рис. 3. Рентгенограммы образцов, полученных по режиму 1 и 2.

Установлено, что активации частиц в компакте после взрывного прессования достаточно для образования связей и обеспечения прочности компактов без последующего высокотемпературного спекания. Несформировавшиеся и разорвавшиеся из-за упругого последействия контакты повышают свободную энергию системы. Таким образом, в спрессованном взрывом компакте имеется дополнительная возможность уменьшения поверхностной энергии за счет внутреннего относительного перемещения частиц, образования и диффузионного залечивания контактов в процессе естественного старения.

На основании проведенных исследований была разработана технология изготовления методом взрывного компактирования втулок рудотермических печей с изоляционным слоем из смеси оксида и нитрида алюминия. Изготовлена партия изделий, которая успешно прошла механическую обработку и испытания на ОАО «Сибэлектротерм». Изделия из металлокерамических композитов обладали требуемым комплексом свойств по прочности и электросопротивлению.

Список литературы

1. В.Ф.Нестеренко Импульсное нагружение гетерогенных материалов/.-Новосибирск: Наука. Сиб. Отд-ние, 1992. – 200 с.
2. О.Л. Первухина Ударно-волновое прессование порошков многокомпонентного состава Серия: Сварка взрывом и свойства сварных соединений" Волгоград. Гос.тех.ун-т, Волгоград, Выпуск 2, №9, 2006. – с.70-74.

ЭФФЕКТ ПОРТЕВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ С РАЗЛИЧНЫМ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ

Дудова Н. Р., Валитов В. А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия,
nadya_019@mail.ru

Введение

Изучение механизмов возникновения прерывистого течения (ПТ) в многофазных никелевых сплавах достаточно сложно в связи с тем, что на их деформационное поведение значительное влияние оказывает выделение упрочняющих частиц вторых фаз. В литературе встречаются разные объяснения механизмов возникновения ПТ. Так, в работе [1] на примере сплава Inconel 718 подробно изучена роль когерентных частиц упрочняющей γ″-фазы и сделан вывод, что наиболее правдоподобна связь ПТ с суперпозицией таких механизмов деформации, как перерезание дислокациями частиц и их огибания. Основной причиной ПТ в сплаве Inconel 600 [2] называется динамическое деформационное старение, которое, как известно, является основным механизмом эффекта Портевена - Ле Шателье (ПЛШ) [3].

В данной работе проводятся детальное исследование механизмов ПТ в однофазном сплаве Х20Н80, а также сравнительный анализ характеристик ПТ в никелевых сплавах с различным фазовым составом с целью выявления роли матрицы в возникновении ПТ.

Методика

В качестве материалов исследования в работе использовали никелевые сплавы Х20Н80, ЭП962, Inconel 718, Allvac 718. Химический и фазовый составы сплавов представлены в табл. 1. Выбор данных сплавов обусловлен следующим: однофазный сплав Х20Н80, по-сути, отражает поведение γ-матрицы никелевых сплавов; сплавы ЭП962, Inconel 718 и Allvac 718+ содержат упрочняющие фазы различного состава: изоморфную с матрицей γ′-фазу - $Ni_3(Al, Ti)$, имеющую так же, как и γ-матрица, ГЦК решетку (сплав ЭП962), неизоморфные с матрицей γ″- и δ-фазы - Ni_3Nb, имеющие решетки ОЦТ и орторомбическую, соответственно (сплав Inconel 718), а также комбинацию этих фаз (сплав Allvac 718+).

Таблица 1. **Химический и фазовый состав исследуемых сплавов**

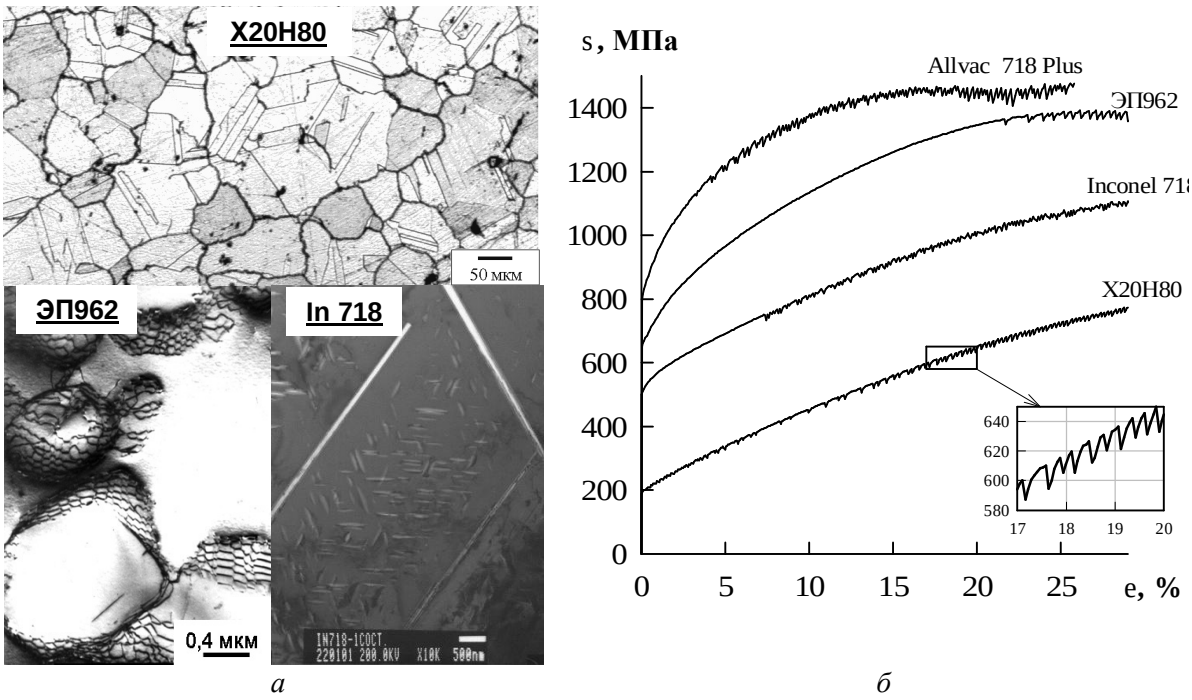
Сплав	Химический состав, % (вес.)										d_γ, мкм	Фазы
	Cr	Al	Ti	Fe	Nb	Mo	Co	W	C	Ni		
Х20Н80	21	0.2	-	0.7	-	-	-	-	0.05	75	80	γ
ЭП962	13.1	3.2	2.6	0.6	3.4	4.6	10.7	2.8	0.1	Осн.	60	γ+γ′
Inconel 718	18.3	0.5	1	18.1	5.1	2.8	0.1	-	0.05	Осн.	20	γ+γ″(δ)
Allvac 718+	18.3	1.4	0.8	9.5	6.3	2.9	9.8	1.3	0.02	Осн.	8	γ+γ′+γ″(δ)

Механические испытания стандартных цилиндрических образцов сплавов проводили на универсальном динамометре "Schenck" по схеме осевого сжатия. Деформацию проводили при температурах 300-800°С и начальных скоростях деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$-$10^{-4}$ $с^{-1}$. Для обеспечения однородности деформации при осадке за счет уменьшения сил трения использовалась графитовая смазка.

Результаты эксперимента и их обсуждение

Исходное состояние сплавов. Однофазный сплав нихром имеет крупнозернистую (КЗ) структуру (рис. 1*а*). После термообработки в сплаве ЭП962 выделены внутризеренные полукогерентные частицы γ′-фазы (0.5–1 мкм). В сплаве Inconel 718 наряду с дисперсной γ″-фазой присутствует δ-фаза в виде пластин. Комбинация когерентных дисперсных фаз γ′ и γ″ присутствует в сплаве Allvac 718+.

Кривые напряжение течения – степень деформации. Как видно из рис. 1*б*, для всех исследуемых никелевых сплавов характерно прерывистое течение, т.е. выраженная зубчатость кривых σ-ε. Для сравнения приведены кривые при одинаковой температуре 600°С. Можно отметить, что минимальным уровнем напряжения течения обладает однофазный нихром, а максимальным – сплав Allvac 718+ с большим количеством упрочняющих фаз (γ′+γ″(δ)). Промежуточное положение по уровню σ занимают сплавы Inconel 718 (γ″(δ)-фаза) и ЭП962 (γ′-фаза).



а *б*

Рис. 1. *а*) Микроструктура сплавов Х20Н80, ЭП962 и Inconel 718 в исходном состоянии. *б*) Зависимости напряжения течения от степени деформации сплавов при t = 600°С: Х20Н80 – $\dot{\varepsilon} = 7\times10^{-4}c^{-1}$; Inconel 718 – $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}c^{-1}$; ЭП962 – $\dot{\varepsilon} = 7\times10^{-4}c^{-1}$; Allvac 718+– $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}c^{-1}$.

Анализ ПТ нихрома. Изучение температурно-скоростной области проявления ПТ, типов зубчатости, зависимостей критической степени деформации $\varepsilon_{кр}$, при которой появляются зубцы на кривой σ-ε, от температуры и скорости деформации, а также исследование тонкой структуры нихрома и деформационного рельефа после деформации в условиях проявления ПТ позволило установить причины, вызывающие ПТ в γ-твердом растворе [4]. Обнаружены следующие признаки эффекта ПЛШ: *а)* ПТ проявляется в определенной области температур (для данного сплава это температуры 300-600°С при скорости деформации $7\times10^{-4}c^{-1}$) и сопровождается акусти-

ческой эмиссией при каждом скачке напряжения; *б)* напряжения течения слабо чувствительны к скорости деформации: коэффициент скоростной чувствительности *m* близок к нулю либо отрицателен; *в)* пластическое течение характеризуется сильной локализацией в полосах деформации.

Вышеперечисленные признаки эффекта ПЛШ свидетельствуют, что, по-видимому, возникновение ПТ в нихроме на микроуровне обусловлено динамическим деформационным старением твердого раствора, при котором происходит периодическая блокировка и разблокировка дислокаций атмосферами примесных атомов [3].

Кроме того, выявлены некоторые аномальные особенности эффекта ПЛШ, которые могут быть обусловлены формированием структуры ближнего порядка, происходящим в данном сплаве при температурах около 400–550°С [5], а именно: 1) "нормальная" зависимость критической степени начала ПТ $\varepsilon_{кр}$ от скорости деформации; 2) "обратная" температурная зависимость $\varepsilon_{кр}$; 3) позитивная температурная зависимость напряжения течения.

ПТ в многофазных сплавах. Сравнительный анализ ПТ в нихроме и в никелевых многофазных сплавах показывает, что последние также демонстрируют характерные признаки эффекта ПЛШ: *а)* деформация всех исследуемых сплавов также сопровождается акустической эмиссией; *б)* коэффициент скоростной чувствительности также близок к нулю или отрицателен (для сплава Allvac 718+ коэффициент *m*, определенный для условий деформации t = 600°С, $\dot{\varepsilon}$ = 10^{-3} – 10^{-4}с$^{-1}$, составляет –0.06); *в)* пластическая деформация при температурах проявления ПТ также сильно локализована в полосах деформации. Например, в образцах сплава ЭП962 после степени деформации ~30% происходит скол под углом 45°.

Так же, как и в нихроме, выявлены аномальные особенности, связанные с формированием ближнего порядка: 1) аномальное упрочнение с увеличением температуры деформации в сплаве ЭП962 – уровень напряжения течения при t = 650°С выше на 15–18%, чем при более низкой t = 600°С, 2) "обратная" температурная зависимость $\varepsilon_{кр}$ для сплава ЭП962 – $\varepsilon_{кр}$ увеличивается с 20% до 25% при увеличении t от 600 до 650°С.

Сравнительный анализ ПТ в сплавах ЭП962, Inconel 718 и Allvac 718+ и данных, полученных в работе [1], показывает, что параметры частиц второй фазы оказывают влияние на характер ПТ, что вероятно, связано с действием различных механизмов взаимодействия дислокаций с частицами. Так, присутствие в сплаве Inconel 718 дисперсных (300 нм) когерентных частиц второй фазы (рис. 1*а*), когда действует механизм перерезания частиц дислокациями, ПТ наблюдается уже на ранних стадиях деформации (3–7%). В то же время в присутствии крупных полукогерентных частиц γ'-фазы (как в сплаве ЭП962) начало ПТ наблюдается при больших степенях деформации (20%).

Заключение

Несмотря на существенные различия в фазовом составе исследованных никелевых сплавов, имеет место схожесть в характере проявления эффекта Портевена – Ле Шателье в никелевых многофазных сплавах (ЭП962, Inconel 718, Allvac 718+) и в однофазном сплаве Х20Н80. Последнее указывает на то, что определяющую роль в возникновении прерывистого течения в исследуемых сплавах оказывают процессы, происходящие в γ-матрице (динамическое деформационное старение, формирование ближнего порядка).

Список литературы

1. Dybiec H., Chaturvedi M.C. Serrated yielding in Inconel 718 // Arch. Met. 1991. 36. № 3. P. 341-352.
2. Mulford R.A., Kocks U.F. New observations on the mechanisms of dynamic strain aging and of jerky flow // Acta Metall. 1979. V. 27. P. 1125-1134.
3. Cieslar M., Vostry P., Stulikova I., Balik J. Jerky flow in Al-Li-Mg-Cu alloy // Key Eng. Mater. 1994. V. 97-98. P. 257-262.
4. Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О., Валитов В.А. Проявление эффекта Портевена – Ле Шателье в сплаве Х20Н80 // ФММ. 2008, том 105, №1, С. 105-112.
5. Кишкин С.Т., Ковалев А.И., Хацинская И.М. Ближнее упорядочение в жаропрочных никелевых сплавах / Кишкин С.Т. // Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов: избранные тр. (К 100-летию со дня рождения). – М.: Наука, 2006. – С. 76-85.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМООБРАБОТОК, НА ОСОБЕННОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ ЦИРКОНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300–700 К

Борисова И. Ф., Бутенко И. Н, Карасева Е. В., Малыхин Д. Г., Мац А. В., Соколенко В. И.

Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"
г.Харьков, Украина
vsokol@kipt.kharkov.ua

Цирконий и его сплавы обладают уникальным сочетанием ядерно-физических, механических и коррозионных свойств, что обуславливает широкое их использование в реакторостроении. Рабочие характеристики материала, особенно прочностные свойства и сопротивление ползучести, определяются, как известно, его структурным состоянием. Поэтому особый интерес представляет задача направленного создания структуры с заданными свойствами, изучение путей ее формирования и влияния отдельных структурных элементов на свойства материала в целом.

В работе изучали характеристики ползучести циркония в интервале температур 300–700 К после различных механико-термических обработок.

Литой цирконий чистотой 99,96% обрабатывали по трем схемам: 1) прокатка при 300 К на 92% и последующий отжиг при 800 К 1час (МТО-1); 2) прокатка при 77 К на 92% и последующий отжиг при 750 К 1час (МТО-2), 3) прокатка при 300 К на 92% и термообработка, включающая прямой и обратный $\alpha \leftrightarrow \beta$ фазовый переход (МТО-3). С помощью измерения микротвёрдости подбирали температуру отжига, соответствующую стадии первичной рекристаллизации материала. В результате, для циркония, обработанного по всем указанным схемам, была получена структура со средним размером зерна 5–6 мкм. Однако, если в материале, прокатанном при 300К после обеих термообработок получены равноосные зерна размером 5–6мкм с равновесными границами, то после прокатки при 77 К и последующей термообработки наблюдались зёрна размером от 1 мкм до 10 мкм с ломанными, неравновесными границами.

Проведен анализ текстуры методом Морриса обратных полюсных фигур (ОПФ). Показано, что после фазовых превращений текстура наиболее умеренная, а после отжига в материале сохраняется типичная текстура прокатки. В образце, полученном прокаткой при 77 К и отожженном при 750 К, амплитуда полюсной плотности составляет ~ 4 ед. и ориентируется между (10.4) и (10.5) с углом наклона текстурной моды (00.2) (ППФ - 22.5^o). В образце, предварительно прокатанном при 300 К и отожженном при 800 К, текстурная амплитуда составляет 3.5 (текстура более рассеяна) и соответствует отражению (10.4) с углом наклона моды (00.2) (ППФ – 24.5^o).

Соотношение плотности полюсов (10.4), (10.5) с одной стороны и (11.4) с другой, свидетельствует о том, что переориентация текстуры деформации в текстуру отжига произошла частично. При этом процесс установления текстуры отжига в большей степени реализовался в образце, деформированном при 77 К, чем в образце, деформированном при 300 К.

Обработка ОПФ показала, что наибольшая степень несовершенства микроструктуры наблюдается на образцах, прошедших фазовые превращения, размер областей когерентного рассеяния (ОКР) и уровень внутренних напряжений составляет 600 Å и 5кг/мм^2. Микроструктура предварительно деформированных и отожжённых образцов значительно более совершенна. Явных микроструктурных различий, связанных с температурой предварительного деформирования, не обнаружено. В обоих случаях размер областей когерентного рассеяния и уровень внутренних напряжений одинаковы и составляют 950 Å и 2 кг/мм^2, соответственно.

Исследования ползучести показали, что при напряжениях выше предела текучести после всех механико-термических обработок во всей исследованной области температур наблюдаемая деформация описывается степенным законом. Это значит, что пластическое течение осуществляется за счет одновременного развития процессов упрочнения и возврата и, как показал проведенный термоактивационный анализ, может быть обусловлено совместным действием механизмов внутризёренного скольжения, переползания дислокаций и зернограничного проскальзывания, вклад каждого из которых зависит от приложеного напряжения и температуры испытания.

На рис.1 представлены зависимости скорости ползучести циркония после различных механико-термических обработок от приложенного напряжения при температурах испытания 300 и 700 К. Ступеньки на кривых 1–3 (T = 300 К) соответствуют напряжениям, при которых происходит изменение механизма деформации или усиление роли одного из релаксационных механизмов, приводящее к росту скорости ползучести. При T = 700 К вклад механизмов внутризёренного скольжения и переползания дислокаций, очевидно, является существенным только при напряжениях ниже предела текучести материала, обеспечивая необходимую релаксацию напряжений для реализации зернограничного скольжения сразу по достижении предела текучести циркония.

По характеру кривых можно также заключить, что структура, образовавшаяся после прокатки при 77 К и отжига, более устойчива к последующему воздействию напряжения и температуры, чем после прокатки при 300 К и соответствующего отжига. Увеличение прочностных свойств, обусловленное понижением температуры предварительной деформации, возможно, связано с различием структурных характеристик мезо- и макроуровней, поскольку, по данным рентгеноструктурного анализа, микроструктурные характеристики после обеих обработок одинаковы.

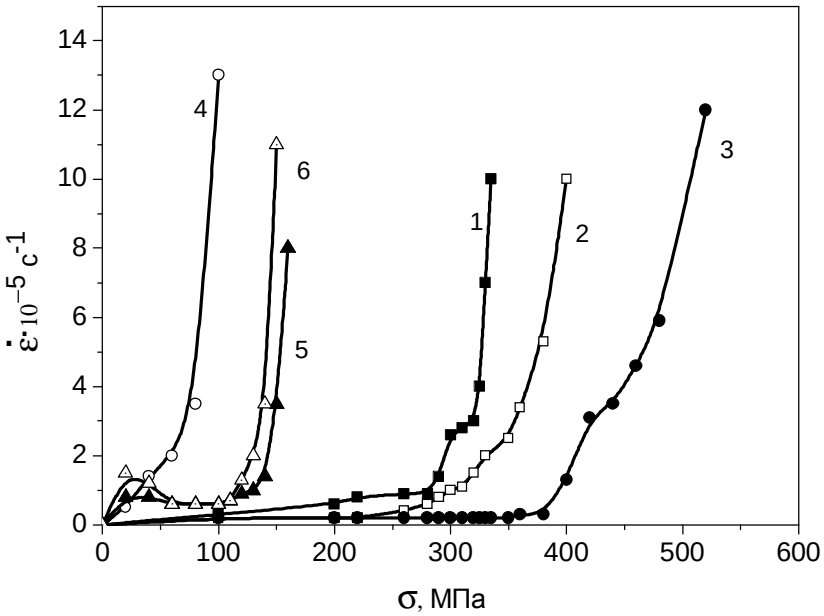


Рис. 1. Зависимость скорости ползучести Zr после различных механико-термических обработок от приложенного напряжения при температурах испытания 300 К (кривые 1, 2, 3) и 700 К (кривые 4, 5, 6). Кривые 1,4 – МТО-1; кривые 2,5 – МТО-3; кривые 3, 6 – МТО-2.

Известно, что низкотемпературная прокатка характеризуется сильной кристаллографической анизотропией элементарных актов пластической деформации, что может привести к появлению структурных элементов, имеющих так называемые “текстурнозапрещенные” ориентации. В процессе отжига и рекристаллизации именно в этих местах формируются самые мелкие зерна, деформация и рост которых происходит при более высоких напряжениях и температурах. Кроме того, все образовавшиеся зерна, как уже отмечалось ранее, имеют ломанные неравновесные границы. Поле внутренних напряжений таких границ неоднородно и существенно зависит от ориентации фасетки границы, т.е. изменяется в пределах одного зерна [1,2]. Это делает неравновесные границы источником более сильных дальнодействующих напряжений, неоднородность и напряженность поля которых возрастает в процессе ползучести, затрудняя аккомодационное скольжение внутри зерен и возвратные процессы у границ. В результате увеличиваются деформирующие напряжения, необходимые для осуществления пластической деформации материала.

Повышенная термомеханическая устойчивость структуры, полученной прокаткой при комнатной температуре и последующими фазовыми превращениями, может быть связана с отсутствием четко выраженной текстуры отжига и более высокими внутренними напряжениями.

Список литературы

1. 1.Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. Москва, Металлургия, 1986.
2. 2.Золотаревский Н.Ю., Рыбин В.В. Деформация фрагментирующихся поликристаллов и текстурообразование., ФММ, 1985, 59, вып.3, с.440-449.

ПРИМЕНЕНИЕ СПЕКТРОСКОПИИ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ ОБЕРТОНОВ И ИНДУЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПОЛОС ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Корниенко Н. Е., Григорук В. И., Кутовой С. Ю, Веблая Т. С.

Украина, Киевский национальный университет им. Т.Шевченко
nikkorn@univ.kiev.ua

Нами впервые обнаружено явление сильного фонон-электронного взаимодействия, приводящее к существенному изменению электронной подсистемы вещества при его неравновесном колебательном возбуждении, в том числе, сил химических связей [1,2]. Изменение структуры вещества проявляется в сильном изменении полос ИК поглощения в области фундаментальных мод и высших колебательных мод (обертонов и суммарных тонов), а также возникновении электронных полос нового типа в запрещенной зоне диэлектриков. Это положено нами в основу предлагаемого метода неразрушающего контроля и диагностики материалов. Для проявления этих эффектов важную роль играет резонансное нелинейное взаимодействие термически возбужденных акустических и оптических фононных мод при повышении частоты генерируемых возбуждений. При большой степени неравновесного возбуждения наблюдается плавление и кипение веществ. Эти же явления существуют и в металлах и сплавах, что проявляется, в частности, в общих закономерностях их плавления и полиморфных преобразований, однако их обнаружение оптическими методами более сложно по сравнению с прозрачными материалами. Особенно сильно рассматриваемые эффекты проявляются при нали-чии малых количеств внутренних ОН-групп или воды в структуре кристаллических и аморфых сред, а также адсорбированной воды в пористых и гранулярных средах, что связано как с ее развитой системой решеточных низкочастотных мод, так и с наиболее высокочастотными колебаниями длин ОН связей. Эти колебания являются высокочастотными промежуточными резонансными уровнями для нелинейных резонансных процессов. Нами показано, что спектральные исследования обертонов фундаментальных мод веществ или колебаний примесных групп атомов более чувствительно к структуре вещества по сравнению с основными полосами.

Методами колебательной спектроскопии (ИК поглощения и КР света) изучено возникновение новых электронных полос в монокристаллах кварца и алмаза, плавленом кварце (ПК), активных элементах рубинового и YAG лазеров, кристаллах BaB_2O_4, $CdWO_4$, $ZnWO_4$, $CsCdCl_3$, аметисте, пористом стекле, силикегелях и др. средах. В ряде случаев установлена связь колебательно индуцированных электронных полос с колебаниями примесных ОН групп или колебательных мод воды. Изучены изменения новых электронных полос в дисперсных и пористых силикатных средах в зависимости от количества адсорбированной или капиллярной воды. На рис.1а показана возникающая широкая электронная полоса для капиллярной воды в естественном песке. Одновременно с ослаблением полос ИК поглощения валентной моды ν_{OH} воды и суммарного тона $\nu_{OH}+\nu_\delta$ с участием деформационной моды ν_δ наблюдается усиление полосы $3\nu_{OH}+\nu_\delta$ примерно в 200 раз, что также доказывает изменение электронных состояний. Аналогичные электронные полосы наблюдались в разупорядоченном ПК и стеклах. Наличие ионов Cr^{3+} в рубине приводит к усилению электронного фона в спектре поглощения более чем в 1,5 раза по сравнению с сапфиром. Высокочастотные сдвиги максимумов электронных полос, а также области усиления колебательных полос, по нашему мнению, связаны с возбуждением более высокочастотных колебательных состояний в результате возрастания колебательной нели-

нейности среды. С неравновесным возбуждением высших колебательных мод связан рост модулей Юнга и сдвига, а также повышение скорости поперечного и продольного звука в ПК и стеклах с ростом температуры.

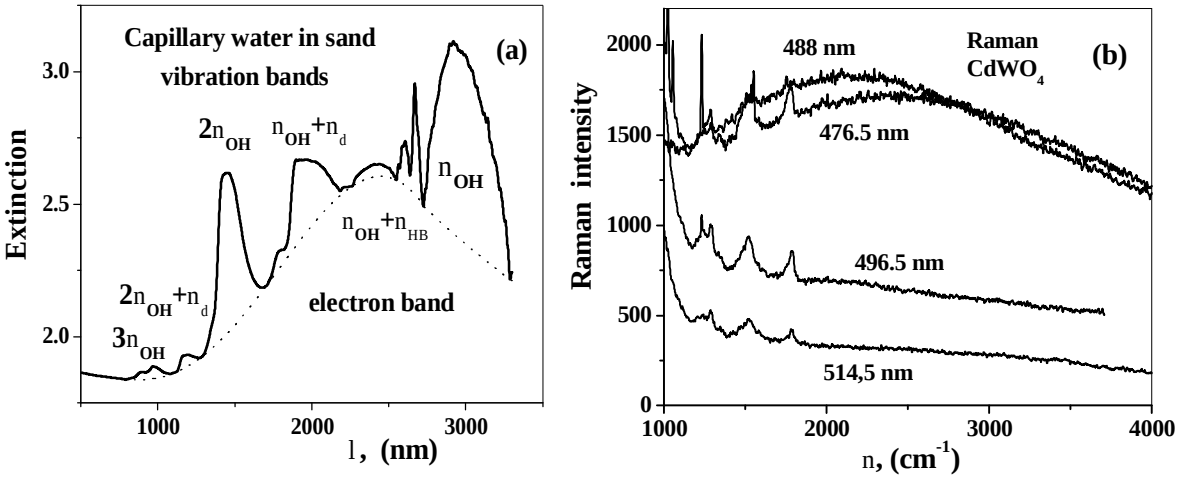


Рис. 1. Наблюдение возникновения новых электронных полос в спектре ИК поглощения капиллярной воды в естественном кварцевом песке (*a*) и спектрах комбинационного рассеяния монокристаллов $CdWO_4$ при возбуждении непрерывным излучением Ar^+ лазера с различными длинами волн (*b*)

Для кристаллов $CdWO_4$ и $ZnWO_4$ установлена связь электронных полос с максимумами около 2200-3200 $см^{-1}$ с обертонами антисимметричных колебаний $n\nu_3$ ионов WO_4^{2-} (см. рис.1*b*). На примере этих кристаллов впервые установлена немонотонная зависимость интенсивности новых электронных полос от частоты непрерывного лазерного излучения. Например, для $CdWO_4$ максимум индуциро-ванной электронной полосы наблюдается для излучения 488 нм Ar^+ лазера, что показано на рис.1*b*. Последнее может быть связано с резонансом лазерного излуче-ния с высоким колебательным обертоном. Одновременно наблюдалось ослабление ряда основных колебательных полос и усиление других. Этот пример демонстрирует изменение свойств веществ под действием непрерывного лазерного излучения. Для более длинноволнового излучения изменения электронных состояний наблюдаются в виде длинного крыла линии Релея. Изменение структуры и свойств вещества наблюдается также при действии ультразвукового и микроволнового излучений.

Возможность проявления в колебательных полосах 2-го и более высокого порядков всех состояний фононных дисперсионных ветвей ω(k) дает дополнитель-ную информацию о малых изменениях конденсированных сред при внешних физических воздействиях. Наиболее важной особенностью ряда полос 2-го порядка $CdWO_4$ есть возникновение резких интенсивных пиков, например, пика 1231 $см^{-1}$ в полосе суммарного тона 390+901,6 $см^{-1}$ при коротковолновом возбуждении, что показано на рис.2*a*. Подобные резкие пики появляются и в асимметрисной полосе обертона $2\nu_3$ с высокочастотным кантом 1552 $см^{-1}$. Эти пики не связаны с максимумами плотности колебательных состояний на границах фононной зоны или внутри нее, так как они не наблюдаются при возбуждении 514,5 нм. Их возникновение мы связываем с проявлением групповых фазовых синхронизмов [3], связанных с дисперсией ω(*k*) внутри фононной зоны.

Для силикатных сред связь колебательных и электронных состояний усиливается многочисленными резонансами между колебаниями структурных тетраэдров

SiO_4 и колебательными модами воды [1]. Взаимные резонансы проявляются как в области акустических и оптических решеточных мод воды, ее либрационной и высокочастотных мод ν_δ и ν_{OH}. Особенно следует отметить резонанс валентной моды воды ν_{OH} и второго обертона $3\nu_3(SiO_4^{4-})$ валентной асимметричной моды структурных тетраэдров кварца. Проведено систематическое изучение аномального усиления полос поглощения обертонов наиболее интенсивной дипольной моды $\nu_3(F_2)$ SiO_4^{4-} для монокристаллов кварца, ПК, дисперсных и пористых силикатных сред. Для совокупности естественных и искуственных монокристаллов кварца обнаружены аномально большие изменения интенсивности и формы полос поглощения, что иллюстрируется рис.2*b*. Видно, что интенсивность полосы поглощения обертона изменяется примерно в 30 раз. В спектре существенно изменяется соотношение различных спектральных компонент с участием TO и LO мод, что также характеризует чувствительность и информативность методики. Узкие пики 3380, 3484 и 3596 $см^{-1}$ для кривых 2 и 3 соответствуют внутренним OH группам в кристаллах кварца. В результате резонанса обертона $3\nu_3$ с колебаниями OH групп, полосы 3-го порядка могут сравниваться или даже превышать полосы 2-го порядка. Установлена сильная зависимость интенсивностей и формы полос обертонов $4\nu_3$ для гранулярных и пористых силикатных сред при адсорбции воды из воздуха. В плавленном кварце, а также при контакте силикагеля с капиллярной водой эта полоса не наблюдается, а при адсорбции влаги из воздуха интенсивность этой полосы резко возрастает.

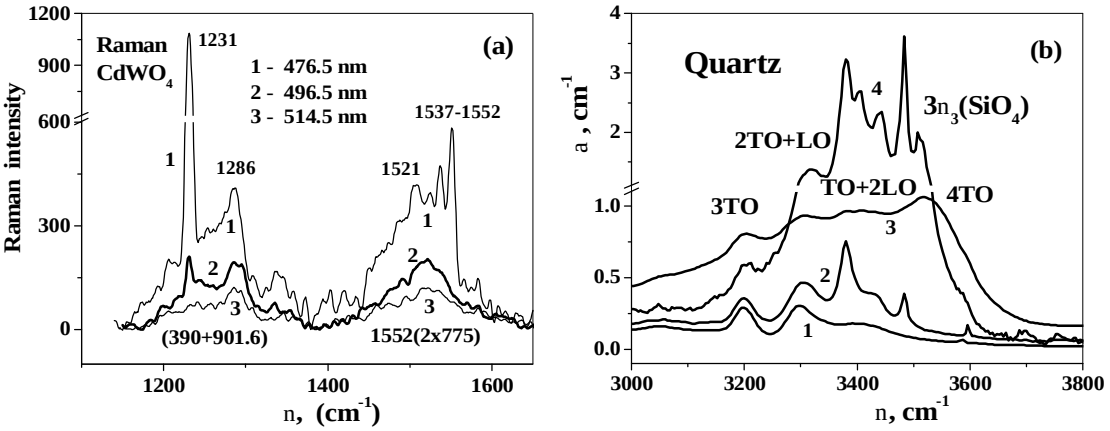


Рис. 2. Наблюдение резких пиков в полосах 2-го порядка спектра КР монокристалла $CdWO_4$ при различных длинах волн Ar^+ лазера (*a*) и аномальное усиление поглощения в полосе обертона $3\nu_3(SiO_4^{4-})$ для различных монокристаллов кварца (*b*)

Список литературы

1. Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Кутовой С.Ю, Веблая Т.С., Корниенко А.Н., Круть А.В., Различные состояния OH-групп и воды в твердых телах и колебательно индуцированные электронные полосы**,** Сборник докладов Международной научной конференции «Актуальные проблеммы физики твердого тела» (ФТТ-2007) 26-29 октября 2007 г., т.3, с.224-227.
2. Корнієнко М.Є., Ефекти сильної фонон-електронної взаємодії 1. Відкриття електронних смуг нового типу// Вісник Київського університету, Серія: фізико-математичні науки.-2006.-№ 3.- с.489-500.
3. Dolinchuk S.G., Kornienko N.E., Zadorozhnii V.I, Noncritical vectorial phase matchings in nonlinear optics of crystals and infrared up-conversion, Infrared Physics. Technol., 1994, **35**, No.7, pp.881-895.

ДОЛГОВРЕМЕННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ И ХИМИЧЕСКИХ СВЯЗЕЙ КРЕМНИЯ ПРИ ДЕЙСТВИИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ И МИКРОВОЛНОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Корниенко М. Е., Макара В. А., Стебленко Л. П., Калиниченко Д. И, Курилюк А. Н., Кутовой С. Ю, Шевченко В. Б.

Украина, Киевский национальный университет,
nikkorn@univ.kiev.ua

Рассматриваются необычные долговременные изменения свойств конденсированных сред при действии слабых физических полей, характерные времена которых ~10^3 – 10^6 с существенно превышают известные времена отклика и релаксации атомных и электронных подсистем. Действие слабых полей позволяет изучать класс новых свойств структуры конденсированных веществ, для которых характерна концентрация энергии на более высокочастотных возбуждениях по сравнению с равновесными тепловыми и возбуждаемыми при внешних физических воздействиях, и связанные с этим изменения электронных состояний, в том числе, сил химических связей (ХС). Действие микроволнового излучения при отсутствии постоянного магнитного поля (МП) позволило установить кооперативный характер протекающих процессов, что совместно с повышением частоты актуальных возбуждений свидетельствует о существенной роли нелинейных резонансных волновых взаимодействий. При генерации гармоник и суммарных частот частота возбуждений может существенно повышаться, особенно при развитии каскадных процессов. В условиях фононных резонансов, в отличие от нелинейно-оптических процессов в областях прозрачности кристаллов, высокие коэффициенты преобразования частоты могут наблюдаться при умеренных интенсивностях возбуждающих волн [1,2]. При максимальной резонансности взаимодействий они проявляются и для слабых непрерывных излучений [3] и даже при тепловом возбуждении колебательных мод, что делает актуальной проблему изучения их роли в материаловедении.

Мы рассматриваем воздействие постоянных и переменных МП с величиной индукции B = 0,2 и 0,4 Тл и относительно слабого СВЧ излучения миллиметрового диапазона 37,5÷53,0 ГГц (λ = 6÷8 мм) мощностью до 10 мВт на монокристаллы кремния, выращенные по методу Чохральского и с использованием бестигельной зонной плавки (ЗП), а также пористый кремний (ПК). Время СВЧ облучения изменялось от 1 мин до 3 час, длительность воздействия переменного МП (50Гц) достигало 2 часов, а постоянного – 300 суток. Изменение свойств химических связей исследовалось по уменьшению микротвердости H, возрастанию параметров кристаллической решетки a и затухания СВЧ излучения в монокристаллах Si, а также усилению фотолюминесценции (ФЛ) ПК.

Временные зависимости микротвердости $H(t)$ при действии постоянного МП и СВЧ излучения показаны на рис.1*a*. Эти зависимости можно аппроксимировать функциями $H + \Delta H\exp(-t/\tau)$. При действии МП (кривая 1) τ =3,45·10^5 с, а для СВЧ излучения – τ =1,42·10^3 с (кривая 2*a*). Но в последнем случае значительно лучшую точность можно получить при учете двух характерных времен τ_1=1,63·10^2 с и τ_2 = 2,95·10^3 с (кривая 2*b*). Существенно, что время СВЧ воздействия более чем на два порядка меньше по сравнению с постоянным МП, хотя в обох случаях микротвердость уменьшается на 20–25%. Это связано с тем, что в развиваемой нелинейно-квантовой концепции решающую роль играет кооперативность возбуждений, которая усиливается при когерентном воздействии.

Изучена также долговременная релаксацию структурных изменений кремния, что иллюстрируется рис.1*b*,*c*. Релаксационные процессы происходят более медленно при индуцировании более сильних изменений Si. Для кривых 1,2,3 на рис.1*b* найденные значения $\tau_{1,2,3}$ соответственно равны $5{,}88\cdot10^4$; $8{,}11\cdot10^5$ и $3{,}26\cdot10^6$ с. При воздействии (120 мин) переменного МП (50Гц) на кристаллы Si, полученные при ЗП, уменьшение микротвердости ΔH~15% и $\tau = 5{,}38\cdot10^5$ с. Это показывает, что наличие высоких концентраций примесных атомов кислорода не является определяющим. Для кривых 2 и 3 на рис.1*c* времена релаксаци соответственно равны $2{,}55\cdot10^6$ и $3{,}05\cdot10^6$ с, что близко к значению τ_3. Таким образом, несмотря на значительные отличия в длительности воздействия СВЧ и МП, релаксация наибольших изменений *H* происходит почти одинаково с характерным временем $\tau \sim 3\cdot10^6$ с. Волновые механизмы развития процессов могут приводить к усилению изменений после окончания воздействия (кривая 1 на рис.1*c*), а также немонотонным изменениям *H*, показанных на вставке рис.1*c*.

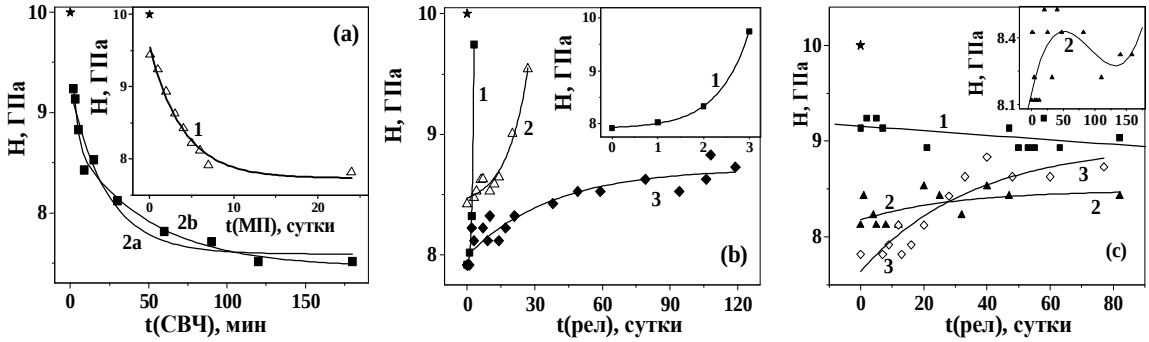


Рис. 1. Временные зависимости микротвердости монокристаллов кремния *H*(*t*) при действии постоянного магнитного поля 0,2 Тл (1) и СВЧ излучения с частотой 53,0 ГГц и мощностью 10мВт (2*a*,*b*) (начальные значения H_0 показаны звездочками) (*a*) и динамика релаксации *H* после действия МП длительностью 7 (1), 124 (2) и 300 суток (3) (*b*) и СВЧ излучения длительностью 1 (1), 30 (2) и 60 мин (3) (*c*). На вставках показаны изменения *H* при малых (*b*) и больших (*c*) временах релаксации.

Нелинейное резонансное взаимодействие термически возбужденных акустических и оптических мод неизбежно приводит к неравновесному заселению высших колебательных состояний, которые приближаются к электронным состояниям и стимулируют их перестройку (сильное фонон-электронное взаимодействие). Подсистема структурных дефектов играет важную роль в повышении общей нелинейности среды, так как колебания придефектных атомов характеризуются повышенным ангармонизмом. Согласно новой концепции, действие МП приводит к созданию новых узких резонансных уровней в низкочастотной области, что ведет к изменению фононной динамики и электронных состояний. Необходимость значительного пространственного усиления нелинейных взаимодействий, а также сопутствующие процессы диффузии примесей и движения вакансий и дислокаций приводят к долговременным изменениям структуры вещества.

Мы исследовали также изменения параметра решетки *a* и затухания СВЧ излучения в кремнии α при действии постоянного МП и их возвращение к начальным значениям в процессе релаксации при *B* = 0 (рис.2*a*). Изменения Δα также составляют ~25%. Рост *a* ($\tau = 2{,}85\cdot10^5$с) коррелирует с уменьшением *H* и количественно характеризует изменения ХС. Эти изменения можно интерпретировать как повышение эффективной температуры и приближение к точке плавления.

Весомым экспериментальным подтверждением предлагаемой нелинейно-квантовой концепции является наблюдение индуцированных электронных полос (ЭП) поглощения в запрещенной зоне многих веществ [4]. Изменение электронных состояний наблюдались и в монокристаллах Si и ПК, однако более эффектно возникновение новых ЭП можно продемонстрировать на примере рамановского рассеяния (488 нм) в монокристаллах кварца и силикагеле, колебательные спектры которых показаны на рис.2*b*. В дисперсном SiO_2 ЭП усиливается примерно в 20 раз по сравнению с монокристаллом Существенно, что в мелкодисперсной среде максимум ЭП сильно смещается в высокочастотную область, что связано с ростом нелинейности. При адсорбции воды ЭП смещается еще больше, однако ее интенсивность снижается, что характеризует относительное упорядочение структуры.

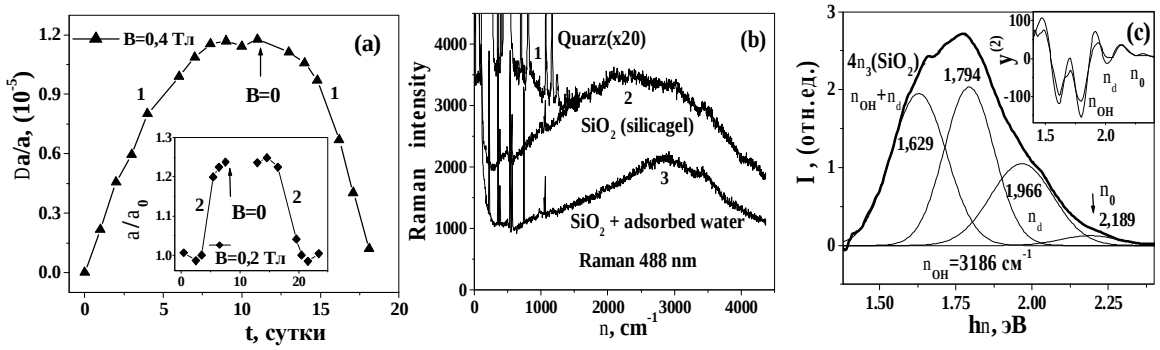


Рис. 2. Относительные изменения постоянной решетки и затухания СВЧ излучения (вставка) в кристаллах Si при действии МП (7–13 суток) и последующей релаксации (*a*), наблюдение широких ЭП в спектрах КР монокристалла кварца (1), силикагеля после выдержки 1 час при 150^0C (2) и при адсорбции воды из воздуха (3) (*b*), а также разложение полосы ФЛ ПК после пребывания 6 суток в насыщенных парах воды на компонентами гауссовой формы (вставка демонстрирует точность разложения согласием 2-х производных от наблюдаемой и расчетной форм контуров) (*c*).

Связь колебательных и электронных состояний установлена также при исследовании ИК поглощения и ФЛ ПК. Максимум интенсивности ФЛ наблюдался при окислении ПК в атмосфере насыщенных паров H_2O и коррелировал с величиной поглощения в новой полосе поглощения ~3890 $см^{-1}$ [5]. Эту полосу мы интерпретируем как составной тон с участием колебательных мод кристаллического кремния (520$см^{-1}$) и воды. Проведенное численное разложение полос ФЛ на компоненты гауссовой формы (см. рис.2*c*), позволило обнаружить ее связь с деформационной и валентной модами воды ν_δ,ν_{OH}. По нашему мнению неравновесное возбуждение высокочастотных мод воды стимулирует непрямые излучательные переходы из возбужденного электронного состояния ПК. Таким образом, развиваемый подход позволяет понять широкий круг наблюдаемых явлений с единых идейных позиций.

Список литературы

1. Корниенко Н.Е., Квантовая электроника, Москва, 1985, т.12, №8, с.1595-1601.
2. Корнієнко М.Є., Український фізичний журнал, 2002, т. 47, № 5, С. 435-440.
3. Клеменьтьев В.М., Матюнин Ю.А., Чеботаев В.П., Письма в ЖЭТФ, 1976, **24**, вып.1, с.8-12.
4. Корнієнко М.Є. Вісник Київського університету, Сер. фіз.-мат. науки, 2006, № 3, 489-499с.
5. M. Ye. Korniyenko, V. A. Makara, V. B. Shevchenko, A. M. Korniyenko, T. S. Veblaya, and M. M. Makhno, Phys. Stat. Sol. (c) v.4, 2007, No. 6, p.2131– 2135.

О ВЛИЯНИИ АЛЮМИНИЯ НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Купченко Г. В., Поко О. А., Майонов А. В.

Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск,
kupoma@yandex.ru

Алюминий в жаропрочных никелевых сплавах является единственным элементом, который положительно влияет одновременно на как жаропрочность, так и жаростойкость, а в присутствии хрома также и на сопротивление горячей солевой коррозии.

Система Ni–Cr–Al является основой для большинства современных жаропрочных дисперсионно-твердеющих сплавов. Соотношение хрома к алюминию в большинстве никелевых жаропрочных сплавов составляет ~ 3:1. В соответствии с соотношением Cr / Al сплавы разделяют на три группы (рис.1). Первая группа окисляется с образованием пленки из закиси никеля NiO и подокалины из Al_2O_3 и Cr_2O_3. Вторая группа образует окалину из Cr_2O_3, третья – из Al_2O_3.

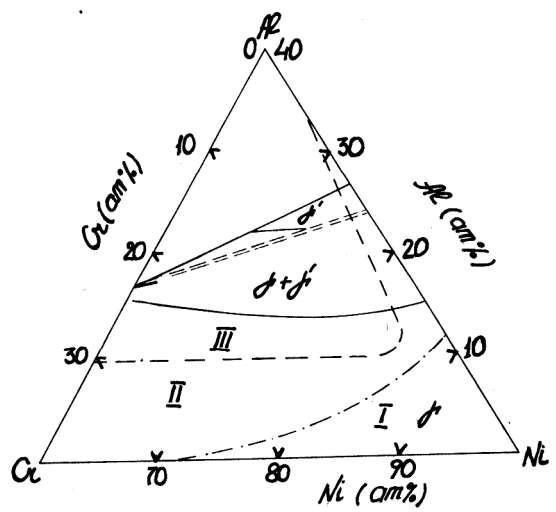


Рис. 1. Карта оксидов, образующихся при 1000^0 С на сплавах системы Ni–Cr–Al, и местонахождение γ+β эвтектических сплавов (= = = =) [1]

Вклад алюминия в традиционных жаропрочность никелевых сплавов связан, в первую очередь, с формированием основной упрочняющей фазы – алюминида никеля Ni_3Al (γ').

Наибольшее содержание алюминия в применяемых отечественных сплавах на основе никеля 6%, а в зарубежных – 6,5%. К сожалению, повышение длительной прочности при большом (9–11%) содержании алюминия не может быть полностью реализовано в случае обычной неравновесной кристаллизации.

Это связано с тем, что вследствие неравновесной кристаллизации значительная часть Al расходуется на образование грубых первичных включений фазы Ni_3Al, оказывающих отрицательное влияние на жаропрочность и одновременно придающих сплавам склонность к образованию горячих трещин при сварке и термической обработке. Растворить эти грубые включения в матрице затруднительно даже при длительном (свыше 100 часов) отжиге при 1200^0С. Были сделаны попытки значительно повысить скорость охлаждения и осуществить бездиффузионный или слабо-диффузионный процесс кристаллизации с целью зафиксировать быстрым переходом из жидкого состояния твердый раствор Al в Ni. Это позволило бы не только освободиться от вредного влияния грубых включений фазы Ni_3Al, но и получить большее количество этой фазы в мелкозернистом (эффективном) состоянии после старения пересыщенного алюминием никеля. Однако однофазную структуру пересыщенного твердого раствора удавалось получить только на тонких (менее 1мм) образцах. Стало ясным, что для полной реализации легирования никеля алюминием высокой концентрации

(до 10%) следует применить другой метод формирования этих сплавов в условиях, близких к равновесным.

С целью реализации пути получения жаропрочных никелевых сплавов с содержанием алюминия 9–11% проведены исследования и разработка жаропрочных эвтектических сплавов на базе системы никель–хром–алюминий, получаемых при замедленной кристаллизации в условиях, близких к равновесным [2]. Указанная система известна наличием трех моновариантных эвтектических реакций – $\gamma + \beta$, $\gamma + \alpha$, $\alpha + \beta$ – и возможностью в широких пределах варьировать содержанием хрома и алюминия. Как основа для жаропрочных сплавов наиболее предпочтительны эвтектики $\gamma + \beta$ сплавы, содержащие 8...10,5 масс. % алюминия и 10...39 масс. % хрома. Интерметаллид NiAl (β–фаза), как известно [3, 4] , являясь более хрупким, чем интерметаллид Ni_3Al (γ'), при высоких температурах порядка 1000°С имеет преимущество перед последним за счет более высокой на 400° температуры плавления. Кристаллизация по эвтектическому типу позволяет зафиксировать структуру сплава с высоким количеством алюминия.

Немаловажно и то обстоятельство, что, благодаря повышенному содержанию алюминия, эти эвтектические сплавы имеют пониженную плотность 7,7–7,8·10^3 кг/$м^3$, а, значит, и повышенные значения удельной жаропрочности. Для сплавов характерна исключительно высокая коррозионная стойкость при умеренной длительной прочности, обеспечиваемой за счет формирования особой микроструктуры при направленной кристаллизации.

Все жаропрочные сплавы являются прецизионными материалами, т.е. для реализации уровня свойств требуют достаточно жесткого соблюдения химического состава и технологических параметров получения. Для жаропрочных $\gamma + \beta$ эвтектик именно алюминий является компонентом, в наибольшей степени влияющим на фазовый состав. Отклонение шихтового состава по алюминию на ± 0,05 % масс. «смещает» сплав с эвтектического желоба. В микроструктуре сплава появляются первичные выделения фаз, и прочностные свойства ухудшаются.

Казалось бы, микроморфология эвтектик, представляющих собой конгломерат двух фаз с развитой поверхностью раздела, должна оказать неблагоприятное влияние на жаростойкость сплавов, так как диффузионные процессы окисления и коррозии протекают на межфазных границах с гораздо большей скоростью. Однако превалирующим фактором, влияющим на стойкость сплавов, оказывается соотношение Cr/Al. В эвтектических сплавах системы никель–хром–алюминий это соотношение изменяется от 1,35 до 2,1, причем, его снижение по сравнению с дисперсионно-твердеющими сплавами обусловлено повышенным количеством алюминия.

Если наложить на карту оксидов, представленную на рис. 1, концентрационную область, соответствующую моновариантным $\gamma + \beta$ эвтектикам, то видно, что эти сплавы относятся к 3 группе, т.е. окисляются с образованием защитной пленки из Al_2O_3.

Исследована кинетика окисления эвтектик с содержанием хрома от 14 до 25 % и, соответственно, с содержанием алюминия 10,6… 9 %. Во всех сплавах интенсивное окисление происходит в первые 25 ч, в дальнейшем процесс замедляется. В начальный период воздействия окислительной среды происходит интенсивная диффузия алюминия к поверхности, его количество возрастает по сравнению с основой в среднем в 3 раза и достигает 25…30 %, а в процессе дальнейшей выдержки до 10…100 часов постепенно возрастает до 40…45 % (рис.2).

Количество хрома в поверхностном слое меняется незначительно: в первые 10 минут оно увеличивается на 3…5 % и в дальнейшем остается неизменным. При 1000°С эти явления выражены более ярко, однако общее направление процессов не

меняется. Проведенные исследования позволяют сделать заключение об определяющем вкладе алюминия в стойкость к окислению эвтектических сплавов системы Ni–Cr–Al за счет формирования плотного слоя оксида Al_2O_3.

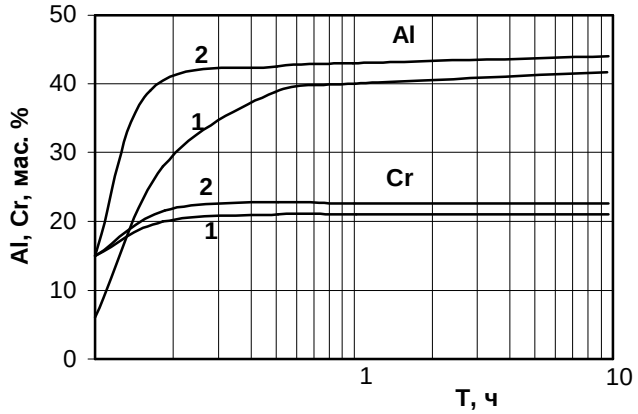


Рис. 2 Кинетические кривые изменения количества алюминия и хрома в поверхностном слое γ+β эвтектик системы Ni–Cr–Al при окислении на воздухе: 1 – 900^0 С; 2 – 1000^0 С

Исследована кинетика перераспределения хрома и алюминия на поверхности тех же эвтектических сплавах в процессе коррозионных испытаний, имитирующих высокотемпературную солевую и газовую коррозию. Кинетика перераспределения алюминия носит более динамичный характер, чем хрома. Уже с первых минут воздействия агрессивной среды содержание алюминия активно увеличивается, и через 1 час удваивается во всех сплавах, независимо от состава. К 10 часам выдержки концентрация алюминия на поверхности достигает 40…50 %, что в 4–5 раз больше, чем в основе сплава.

Естественно, что такая интенсивная диффузия алюминия к поверхности приводит к обеднению им нижележащих слоев. Интересно, что активная диффузия алюминия к поверхности совпадает с моментом скачкообразного увеличения количества серы на поверхности образцов. Исследование распределения хрома и алюминия по глубине образца после удаления с поверхности слоя оксидов выявило наличие подокисной зоны толщиной 10…20 мкм, сильно обедненной алюминием и незначительно хромом. Анализ полученных данных позволил объяснить высокую коррозионную стойкость изучаемых эвтектических сплавов «самозалечиванием» защитной пленки, когда, по мере расходования алюминия в процессе связывания серой, его место занимает хром, также образующий коррозионно-стойкую защитную пленку.

Список литературы

1. Уитлл Д.П. Высокотемпературное окисление жаропрочных сплавов // Жаропрочные сплавы для газовых турбин: Материалы международной конференции.: пер. с англ. / Под ред. Р.Е. Шалина. М., 1981, с. 44-59.
2. Горев К.В., Горецкий Г.П., Купченко Г.В., Майонов А.В. Структурные и фазовые превращения в направленно кристаллизованных эвтектических сплавах системы Ni – Cr – Al. Доклады АН БССР, 1986, т.XXX, № 4. с.334-336.
3. Р.В. Гард, А.М. Туркало. Фрактографическое исследование . NiAl и Ni_3Al //Механические свойства металлических соединений. М., 1962, с.109-120.
4. Е.М. Грейль Исследование NiAl и Ni_3Al //Механические свойства металлических соединений. М., 1962, с.266-300.

ПРИМЕНЕНИЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОГО ПОДХОДА К ОПИСАНИЮ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

Куранаков С. Я.
Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
sopromat116@mail.ru

Ряд деталей энергетических установок в процессе эксплуатации находятся под воздействием температуры, статических и переменных нагрузок, возникающих при пусках и остановах агрегатов. Материалы, используемые изготовления таких деталей, должны обеспечивать необходимый ресурс и надежность в эксплуатации. Особые требования предъявляются к материалам лопаточного аппарата газовых турбин. Для обеспечения надежной работы высоконагруженных деталей необходимо знать процессы деформирования и разрушения материалов, используемых для изготовления данных деталей.

Оценка долговечности в условиях малоцикловой усталости и одновременно протекающей ползучести связана с расчетом поврежденности на каждом этапе деформирования и определения числа циклов, а иногда и длины пути пластического деформирования до момента полного разрушения.

Процесс разрушения материалов принято разбивать на две основные стадии: стадию накопления повреждений, диссеминированных по множеству микроскопических объемов, и стадию роста одной или ряда магистральных трещин, приводящих к разрушению сплошности тела [1]. Феноменологическое описание стадии диссеминированных повреждений основывается на представлении о поврежденности как особом механическом состоянии элемента сплошной среды в соответствии с некоторыми механическими моделями процесса разрушения.

В общем случае мера повреждений Π нормируется в пределах от 0 до 1, причем равенство $\Pi = 1$ является условием разрушения.

Для расчета повреждений малоцикловой усталости $\Pi_{ц}$ при нестационарных (блочных) режимах нагружения применяется следующее уравнение, разработанное на кафедре сопротивления материалов СПбГПУ, которым предлагается учитывать как накопление односторонних вязкопластических деформаций до и после стабилизации петли, так и изменение самой петли гистерезиса [1]

$$\Pi(N) = \frac{\overline{\sigma}_{\max}(N)}{\overline{\sigma}_{\text{Р}}} + \sum_{k=1}^{N} \varphi\left(\frac{\omega_k}{\omega_{\text{Р}}}\right) + \sum_{k=1}^{N} f\left(\frac{\Omega_k}{\omega_{\text{Р}}}\right), \qquad (1)$$

где $\overline{\sigma}_{\max}$ – максимальное (главное) напряжение на момент определения повреждения; $\overline{\sigma}_{\text{Р}}$ – истинное сопротивление разрыву; N – число циклов нагружения; ω – площадь расчетной петли пластического гистерезиса за цикл; Ω – работа односторонне накопленной пластической деформации в цикле; $\omega_{\text{Р}}$ – площадь под кривой статического разрушения.

Функциональные параметры уравнения (1) находятся из опытов на малоцикловую усталость при линейном напряженном состоянии с использованием кривых малоцикловой усталости, отвечающим 50 %-ной вероятности разрушения.

Для описания процесса накопления повреждений при ползучести $\Pi_{пол}$ в условиях сложного напряженного состояния и стационарного нагружения используется известное кинетическое уравнение силового типа, отвечающее принципу линейного накопления повреждений [1]

$$\Pi = \frac{1}{C_0}\exp\left(\frac{\sigma_э}{A_0}\right)\tau, \qquad (2)$$

где в качестве эквивалентного напряжения используется критерий Писаренко-Лебедева [2].

Для проверки эффективности рассмотренных уравнений были проведены две серии опытов на образцах жаропрочного сплава на никелевой основе ХН65ВМТЮ (ЭИ893), широко применяемого в газотурбостроении, в частности, для изготовления рабочих и направляющих лопаток, а также крепежных деталей газовых турбин. Первая серия соответствовала нестационарному ступенчатому циклическому нагружению, а именно симметричному растяжению-сжатию. Вторая – симметричному растяжению-сжатию с кручением (отношение касательного напряжения к нормальному составляет $\kappa = \tau_{x\theta}/\sigma_{xx} = 0{,}77$), что соответствует плоскому напряженному состоянию.

Для проведения экспериментальных исследований использовалась усовершенствованная испытательная машина УМЭ–10ТМ. Опыты проводились на трубчатых образцах с длиной рабочей части 50 мм, внешним диаметром 18,5 мм и толщиной стенки 1 мм. Температура испытаний составляла 800 °С. Все образцы доводились до разрушения, то есть до появления трещины.

Расчет меры повреждений производился при помощи составленной программы [3] с окончательной выдачей меры повреждений $\Pi(N)$ на момент фактического разрушения образца. Эта же программа дает возможность определения количества циклов до разрушения, когда повреждения малоцикловой усталости $\Pi_ц$ или повреждения при ползучести $\Pi_{пол}$ достигнут величины, равной 1.

Сопоставление полученных расчетных мер повреждений на момент фактического разрушения образцов сплава ХН65ВМТЮ при нестационарных режимах нагружения по кинетическим уравнениям линейного суммирования (2) и энергетического типа (1) дает возможность оценить эффективность данных уравнений. Эффективность уравнений оценивается тем, насколько мера Π близка к теоретическому значению 1. Частоты нагружения ($\nu_1 = 3…5$ и $\nu_2 = 0{,}25…0{,}45$ цикл/мин) при нестационарных режимах либо чередовались на каждой ступени, либо частота оставалась постоянной, но при этом менялось напряжение $\overline{\sigma}_{\max}$. В случае циклического растяжения-сжатия (первая серия опытов) величины меры повреждений на момент фактического разрушения образцов для серии из восьми нестационарных режимов нагружения (от двух до пяти ступеней в каждом) составляют по уравнению:

(1) 0,986…1,051 со средним арифметическим значением – 0,998;

(2) 0,619…1,107 со средним – 0,831.

В случае плоского напряженного состояния и нестационарного нагружения (вторая серия опытов) величины меры повреждений на момент фактического разрушения образцов для серии из двух нестационарных режимов нагружения (две и три ступени) составляют по уравнению:

(1) 1,007 и 1,129 со средним арифметическим значением – 1,068;

(2) 1,780 и 1,785 со средним – 1,783.

Анализ расчетных значений меры повреждений позволяет заключить, что уравнение (1) более точно, чем уравнение (2) предсказывает момент разрушения. Уравнение энергетического типа (1) может использоваться в расчетной практике, в частности при оценке долговечности элементов конструкций, работающих в условиях сложного циклического нагружения и высоких температур.

К сложившимся в настоящее время двум путям инженерного расчета конструкционных элементов, основанных на введении коэффициентов запаса по долговечности n_N и по мере поврежденности n_Π, можно предложить и третий путь расчета. Согласно третьему пути, считается, что, как при втором пути расчета, допустимый срок эксплуатации исчерпывается при П≤1. Разница по сравнению со вторым методом состоит в том, что в последнем случае постоянные и функциональные параметры кинетического уравнения повреждений (1) определяются не по кривым 50%-ной вероятности разрушения, а по кривым усталости, отвечающим некоторой малой вероятности разрушения, например 5 %-ной вероятности разрушения.

Для получения таких кривых необходимо, в первом приближении, сдвинуть экспериментальные кривые 50 %-ной вероятности разрушения в сторону меньших долговечностей на величину, кратную величине основного отклонения корреляционного уравнения этой кривой. Используя заданные кривые малой вероятности разрушения для определения функциональных параметров кинетического уравнения (1), можно считать, что данная вероятность разрушения переходит и на сложные нестационарные режимы нагружения. Условие прочностного сопротивления выразится при этом в указанной выше форме П≤1. Никакого дополнительного коэффициента запаса в это уравнение вводить не требуется.

Если сравнить рассмотренные пути расчета, то практическое преимущество имеет расчет по кривым малой вероятности разрушения по сравнениями с расчетами, в которых задаются коэффициенты запаса по долговечности n_N и по мере поврежденности n_Π. Это связано с тем, что в последних случаях приходится находить расчетную меру повреждений для таких низких уровней напряжений (возможно близких к эксплуатационным), на которых наблюдаются очень большие долговечности.

В газотурбинных установках вышеуказанные расчеты приходится проводить во многом при оценке конструктивных элементов при пусковых режимах, вызывающих существенные перегрузки всей установки. При нормальных эксплуатационных режимах максимальные расчетные напряжения обычно не превышают предел текучести, в этих условиях мгновенно-пластические деформации отсутствуют, но возможны деформации ползучести, которые накапливаются односторонне и могут принципиально создавать петли гистерезиса из-за различных законов ползучести при растяжении и сжатии.

В общем случае нестационарного циклического термомеханического нагружения и одновременно протекающей ползучести рекомендуется учитывать не только усталостный, но и статический критерий разрушения.

Список литературы

1. Павлов П.А. Основы инженерных расчетов элементов машин на усталость и длительную прочность. – Л.: Машиностроение, 1988. – 252 с.
2. Писаренко Г.С., Лебедев А.А. Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Наукова думка, 1976. – 416 с.
3. Куранаков С.Я. Определение долговечности элементов конструкций в условиях малоцикловой усталости и ползучести (KUR5NEST) / С.Я. Куранаков, А.Ф. Вербилов, А.В. Жуков // Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2006613414. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 29 сентября 2006 г.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВЕЛИЧИНЫ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Мацокин Д. В., Пахомова И. Н., Мацокин В. П.

Харьковский национальный университет имени В.Н.Каразина
matsokin@univer.kharkov.ua

Как известно, необратимая пластическая деформация монокристаллов определяется их исходной дислокационной структурой, условиями деформирования (температурой T и уровнем внешних напряжений σ), видом напряженного состояния (растяжение, сжатие, изгиб, кручение и т.п.), числом активных дислокаций (количеством существующих в данном монокристалле систем легкого скольжения). Для предсказания поведения кристаллических твердых тел наряду с указанными параметрами необходимо учитывать еще и величину, распределение и возможности релаксации внутренних напряжений σ_i, формирующихся в процессе деформации.

В данной статье представлены результаты экспериментальных исследований особенностей температурной зависимости величины средних внутренних обратных напряжений, возникающих в монокристаллах NaCl и KCl, деформированных по схеме одноосного сжатия в направлениях <100> (кристаллы типа I) и <111> (кристаллы типа II) в интервале температур $0.6\ T_{пл} \le T \le 0.92\ T_{рл}$ на начальной стадии процесса высокотемпературной ползучести. Средние внутренние напряжения σ_i, определялись методом частичной разгрузки кристаллов [1].

Ранее проведенные исследования показали, что величина средних внутренних напряжений возрастает с ростом уровня внешних напряжений и уменьшается при повышении температуры деформации [2]. При этом уровень σ_i выше для кристаллов I при одинаковых внешних напряжениях, температуре, времени или деформации.

Рост внутренних напряжений при увеличении внешних напряжений обусловлен происходящими в кристаллах процессами упрочнения. Основными причинами упрочнения монокристаллов в условиях скольжения и зарождения новых дислокаций являются следующие [3]:

1. Локальные внутренние напряжения появляются из-за прогиба закрепленных на стопорах дислокаций, в частности, винтовых дислокаций с краевыми порогами.
2. Дальнодействующие внутренние напряжения возникают из-за упругого взаимодействия: а) дислокаций в параллельных плоскостях скольжения с антипараллельными векторами Бюргерса с возможным образованием краевых дислокационных диполей; б) дислокаций в одной плоскости скольжения, застопоренных на препятствиях, которыми могут быть дислокационные границы и сидячие дислокации; в) плоских скоплений дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения, особенно при условии протекания между дислокациями обоих скоплений дислокационных реакций с образованием сидячих дислокаций; г) незавершенных дислокационных границ.

Интенсивность уменьшения величины внутренних напряжений с ростом температуры, характеризуемая величиной $\beta = \partial\sigma_i / \partial T\big|_{\sigma,\varepsilon,t=const}$, в принципе, может быть обусловлена как температурной зависимостью упругих модулей кристаллов, так и облегчением с увеличением температуры процессов разупрочнения. Темпера-

турные коэффициенты упругих модулей кристаллов NaCl и KCl (α_G) имеют величину порядка $3 \div 4 \cdot 10^{-4}$ град$^{-1}$ [4]. Экспериментальные зависимости σ_i(T), полученные при различных уровнях внешних напряжений, и зависимости $\sigma_i(\sigma)$ при разных температурах свидетельствуют о том, что величина β зависит от величины внешних напряжений σ, а именно: с уменьшением величины σ наклон прямых σ_i (T) уменьшается. Экстраполяция зависимости $\beta(\sigma)$ позволила определить температурный коэффициент изменения внутренних напряжений $\alpha_{\sigma_i} \approx 1 \div 3 \cdot 10^{-3}$ град$^{-1}$. Это означает, что уменьшение величины внутренних напряжений с ростом температуры вызвано не температурной зависимостью упругих модулей, а интенсификацией процессов релаксации внутренних напряжений.

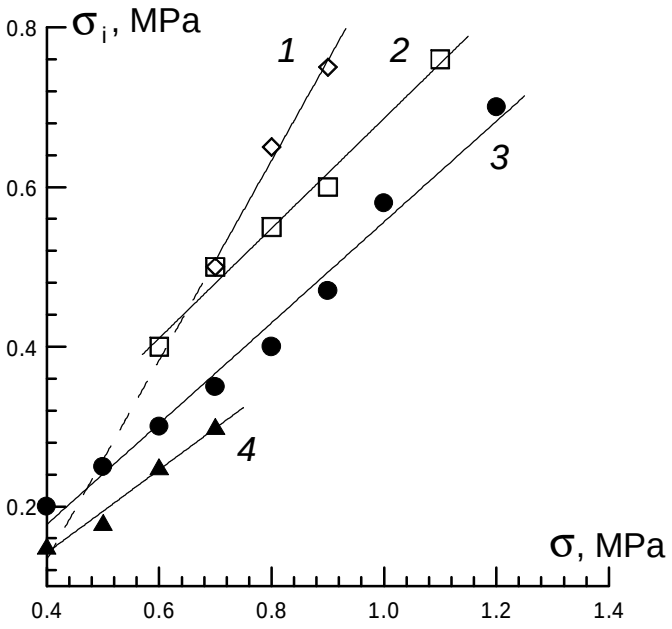


Рис. 1. Зависимость величины внутренних напряжений от величины внешних напряжений в монокристаллах KCl типа II. T,°C: 1 – 500, 2 – 550, 3 – 650, 4 – 700.

На зависимости $\sigma_i(\sigma)$ для кристаллов II (рис. 1) наблюдаются следующие особенности: 1) с уменьшением температуры наклон прямых монотонно увеличивается в интервале температур 550÷700 °C, но начиная с температуры ~500 °C, резко возрастает; 2) обнаруживается пересечение прямой $\sigma_i(\sigma)\big|_{T=500°C}$ с аналогичными зависимостями, полученными при более высоких температурах, при некотором напряжении $\sigma'(T)$.

Нам представляется, что при некотором напряжении σ', уменьшающемся с температурой (рис. 2), в кристаллах типа II активизируется система <110>{100}, в результате чего кинетика неустановившейся ползучести изменяется. При этом, во-первых, винтовые дислокации получают возможность поперечно скользить, что приводит к уменьшению внутренних напряжений. Во- вторых, зарождающиеся и скользящие в новой системе скольжения дислокации с одной стороны, естественно, увеличивают скорость деформации при том же напряжении, а с другой стороны их накопление вызывает более быстрое увеличение внутренних напряжений с ростом величины внешних напряжений (увеличение наклона $\sigma_i(\sigma)\big|_{T=500°C}$).

При сжатии монокристаллов в направлении <111> ориентационный фактор близок к нулю (в реальных условиях эксперимента), поэтому зарождение и движение дислокаций в системах легкого скольжения <110>{110} существенно затруднено, в результате чего работает меньшее число источников дислокаций и скорость их скольжения существенно меньше, чем в кристаллах типа I. Это приводит к тому, что скорость ползучести кристаллов типа II и величина внутренних напряжений меньше по сравнению с кристаллами типа I [2].

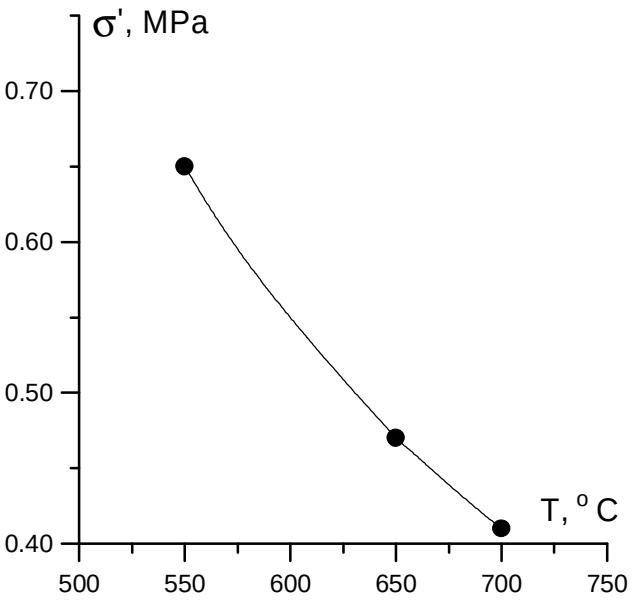


Рис. 2. Температурная зависимость напряжения, активизирующего систему скольжения <110>{100} в KCl

Смена системы легкого скольжения в кристаллах с решеткой типа NaCl с <110>{110} на <110>{100} обсуждалась в литературе [5]. Экспериментально указанная смена систем скольжения фиксировалась в опытах по кручению монокристаллов с решеткой типа NaCl при комнатных температурах в [6] и в [7] по одноосному сжатию кристаллов KCl вдоль направления <111> при температурах от комнатной до 500 К. В этих работах было установлено повышение в несколько раз предела текучести кристаллов при действии системы <110>{100} по сравнению с системой легкого скольжения. В последней работе было отмечено существенное уменьшение отношения пределов текучести с повышением температуры.

Совместный анализ результатов работ [6] и [7], полученных нами экспериментальных данных об изменении дислокационной структуры кристаллов, кривых ползучести $\varepsilon(t)$ и зависимостей $\sigma_i(\sigma,T)$ позволяет сделать вывод, что первичными источниками дислокаций при деформации кристаллов II являются имевшиеся в кристаллах в исходном состоянии винтовые дислокации, которые при активизации системы скольжения <110>{100} поперечным скольжением переходят в плоскости типа {100} и, перемещаясь там, становятся источником новых дислокаций. При высоких температурах винтовые дислокации с краевыми порогами могут преобразовываться в геликоидальные и контролировать процесс ползучести.

Список литературы

1. G.N.Ahlquist, W.D.Nix // Acta Metallurgica.- 1971.- V.19.-P. 373.
2. V.P.Matsokin, I.N.Pakhomova, // Functional Materials.- 2006.-. V. 13, N.4.- P. 600.
3. Дж. Фридель. Дислокации // М.: Мир.- 1977, 644 с.
4. А.А.Воробьев. Механические и тепловые свойства щелочно-галоидных монокристаллов // М.: Высшая школа.- 1968, 272 с.
5. Дж.Хирт, И.Лоте. Теория дислокаций //М.: Атомиздат.-1972, 599 с.
6. J.J.Gilman // Acta Metallurgica.- 1959.- V.7.- P. 608.
7. В.Ф.Гайдученя, О.С.Горбач, М.П.Шаскольская // Сб.: Динамика дислокаций. 1968.- Харьков, ФТИНТ.- С. 129.

THE UNITY OF MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS AND POLYMERS IN DEFORMATION RANGE OF $\varepsilon \sim 10^{-8}$ TO $\varepsilon \leq 10^{3}$ UNDER LOW AND SHOCK-WAVE STRESSES

Kisel P. V.

Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow
kisel@issp.ac.ru

The effect of applied compressive/extension stresses, τ ($\tau = 0.6\tau_o$ to $95\tau_o$, where τ_o is the resolved shear stress) and stress rates (10 to 10^6 MPa/sec) on dislocation dynamics was investigated in pure NaCl and InSb single crystals in the temperature range $T = 4 \cdot 10^{-3}$ to 0.945 T_{melt} , T_{melt} is the melting point. The general damping character of dislocation unpinning, motion and multiplication (work hardening of crystals, WH) under creep and interrupted loadings manifests in the ultimate mean path lengths of individual dislocations (UMPID). Having covered a certain UMPID determined by crystal prehistory and test parameters, the dislocations exposed to successive exhausting multiplication and then fracture thus forming point defects, slip lines, slip bands, sub-grains, grain boundaries, nano- and microcracks, macrocracks in series in all the materials [1–2].

The first important finding of this work is the fact that the dependences of the UMPID versus creep, impulse, impact and shock wave stresses, temperature and impurity concentration are topologically similar to the conventional macroscopic strain-stress WH curves for the same crystals and test parameters. As for microscopic stresses for dislocation motion and multiplication the concentration dependences of flow stresses under fixed strains or fracture stresses at low and ultra-low temperatures and strain rates [2–4] are similar to the same dependences of impact/shock wave stresses and stress rates at normal and elevated temperatures [4–6]. The climb, dislocation cross-slip and athermal bowing mechanisms are confirmed by the same so-called “memory effect” at low (figs 23-24 in [7]) and ultra-high ($\tau \sim 48\tau_o$, [8]) stresses and stress rates, because dis-location dipoles-debris are left in the wake of expanded dislocation loops along the whole defor-mation WH curve. This means that the same micromechanisms govern the dislocations and macroscopic flow up to the flow stresses in nanostructured (NSC) and fractured crystals.

The second important finding is that the micro-/macro-WH varies nonmonotonously to crystal softening according to the pulse length of the unloading (restore) time, and these V-formed dependences are the same for micro-/macroscopic flow up to the extremely high values in NSC crystals [9] and fractured oriented polymers [10]. The last fact and the similarity of the other features of deformation and fracture of crystals and polymers at various length scales corroborate the universality of the mechanisms of plastic flow and fracture in crystals and polymers due to the same elemental slips. The third finding of this work is the same quasi-linear correlation between the starting stresses for dislocation motion, *Sst*, multiplication, *Sm*, and for the initiation of micro-, S_f, and macrofracture, S_F, in NaCl and KCl-KBr single crystals (this work), polycrystalline ice, metal alloys and YBCO ceramics (literature data). It is worth stressing that in the low range of stresses (low WH, pure crystals or high temperatures) the crystals fractured in so-called “ductile’ mode irrespective of test conditions where dislocations demonstrated noticeable cross-slip, wavy glide, while at higher WH stresses dislocation slip lines were straightened, cross-slips were frequent and small, and their fracture mode was only ‘brittle’. These findings clearly evidence for the key role of dislocation double cross-slip, climb and retardation thus forming various dislocation structures during deformation modes. When the deformation modes had been exhausted the beginning of fracture modes (the nano-/microcrack initiation, their spreading

and coagulation into macrocracks) followed. This means that the atomic-size cracks are the cores of dislocations, and they stop and unite one after another into nanosize cracks with the help of their close spacing and cross-slip events at higher WH stages of plastic flow. In all tests new flaws originated at much higher stresses from the parent cracks that had initiated earlier, as well as the new-formed flaws at new sites due to the stopped plastic zones around the tips of previous flaws or new sources of dislocation multiplication (due to concentrated local stresses) in the crystal bulk

The proposed chain of events clearly demonstrates that the mechanisms of plasticity and fracture have the same origin as a sequential chain of the WH deformation modes in crystals, the very beginning of which is demonstrated in the work [1]. It is the above scaling of the parameters of deformation stresses and fracture just with the dislocation multiplication one that points to the crucial role of dislocation double cross-slip and climb mechanisms in all these processes irrespective of other experimental conditions. Moreover, it is clear that the scaling of microfracture and macrofracture stresses with each other and with the flow stresses strictly confirms the crucial and inevitably key role of precursor and intermittent plasticity in nucleation, multiplication and coagulation of initial atomic-size cracks into nanocracks and so on. It is the applied stress and stress rate that synchronize the successively lengthening of dislocation paths, slip lines and bands, cell walls and bands, etc., thus promoting the initiation and sequential spreading of the waves of plastic modes under various kinds of deformation [1]. The increase of the deformation stress and stress rate raises the production of point defects and their clusters due to cross-slip-jog dragging, reduces the dislocation spacing in deformation structures, activates the numerous new sources of dislocation nucleation and multiplication. The above chain of events initiates closer layout of cracks and nano-/micro-macrocleavage transitions between them, thus forming the special structures of fracture surfaces (the spacing, sizes, and the form of microcracks coagulated into the larger rupture structures, microcleavage steps, dimples and microvoids on fracture surfaces) up to the sample explosion with the dust fragments at very high stress rates and stresses. The practical art of cleavage for various crystals clearly proves that it is the parameters of dislocation cross-slip in precursor plasticity favors fracture propagation and damage. It is well known that the crystals which are extremely hardened with high impurity content, irradiation dose, very low temperature of cleavage are cleaved much easier than the very plastic (soft) ones. Second, fast cleavage mackrocracks are usually produced with extremely sharp chisel and with very rapid and strong blow struck on the chisel (with high stress rate and stress) which has to be along the cleavage planes. Only in these cases the preceding deformation is extremely hardened and localized, the dislocation bands are straight, dense and very narrow (the lowest cross-slip heights and feebly marked climb of dislocations - the so-called ‘brittle’ fracture mode). But in the case of the soft crystals or very slow, weal and non-crystallographic attacks with blunt chisel at the struck sur-face these opposite actions lead to much larger areas of crystal deformation zones with all the signs of the crystal softening near the contact points. Here the dislocations are prompt to higher rare cross-slips which make the dislocation slip bands to be wide and diffuse. So, these heavily deformed places have a high density of diffuse microcracks and micropores, which color dense ‘milk’ due to their intensive day-light scattering. The spacing of these cracks/pores is so large that they rarely unite into macrocracks with rare dislocation cross-slips and hardly form the fracture surfaces. All the above statements are valid for all types of materials [2] and the polymers. The simple example is well-known for everybody: the sharp nail easily chops the small wooden plank, while the blunt nail disappoints us. The electrical breakdown in solids, liquids and gases has the same features as the mechanical fracture which is the additional argument in favor of the deformation origin of electrical current flow in matter.

References

1. V.P. Kisel. Physica Status Solidi (a), 1995, vol. 149, No 1, pp 61-68.
2. V.P. Kisel. In: "Mechanisms and mechanics of damage and failure" (ECF-11), Eds. J.Petit et al., EMAS, Warley, UK, 1996, vol.1, pp.145-150. Abstracts of the V Int. Conf. on the Fundamentals of Fracture (ICCF-V),Aug.18-21,1997, NIST,Gaithersburg, Maryland,USA, pp 28-29.
3. N.S. Kissel and V.P. Kisel, Mater.Sci. Engn.A, 2001, vol. 309-310, pp 97-101.
4. A.K. Mukherjee,W.G. Fergusson, et al. J. Appl. Phys.,1966, vol. 37, No 10, pp 3707-3713.
5. V.P. Kisel. J. Phys. (Paris), 1985, vol. 46, Suppl. No 12, pp C10-(529-532).
6. S.V. Razorenov, G.I. Kanel' et al. Fiz. Metal. Metallovedenie, 2003,vol. 95, No 1, pp 91-96
7. J.J. Gilman, W.G. Johnson. Solid State Physics, 1962, vol. 13, pp 147-222.
8. E.V.Darinskaja, A.A.Urusovskaja, et al., Fiz. tverd. Tela, 1982, vol.24, No 3, pp 940-941
9. R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov, Doklady Acad. Nauk, 2001, vol. 380, No 1, pp 34-37.
10. V.R. Regel, F.I. Slutsker, E.T. Tomashevskii. Kineticheskaja priroda prochnosti tverdykh tel, Moscow, Nauka, 1974, 560 pp (in Russian).

DIRECT EVIDENCE OF THE SAME MICROMECHANISMS OF HARDE-NING AND SOFTENING OF ALL TYPES OF SOLIDS ALONG THEIR DEFORMATION CURVES

Kisel P. V.

Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow
kisel@issp.ac.ru

This work is the first direct evidence of the same micromechanisms of hardening and softening of all types of solids in a wide range of stresses S ($S = 0.6S_y$ to $95S_y$, S_y is the resolved yield stress), stress rates, SR (SR = 10 to 10^6 MPa/s) and temperatures T = ($4 \cdot 10^{-3}$ to 0.945) T_{melt} (T_{melt} is the melting point) on the dislocation mean path lengths $l(S, SR, T)$ and the mean number of mobile dislocations $n(S, SR, T)$ and macroscopic deformation in nominally pure ionic LiF, NaCl and KCl, semiconductor InSb single crystals. The general damping character of unpinning, motion and multiplication of dislocations appears in the ultimate l_{ult} and n_{ult}, which corresponds to a macroscopic work-hardening of crystals (WH) [1]. Dislocation motion in slip lines and glide bands has a still more pronounced attenuation. The second finding is that after the loading of crystals in a whole range of stresses and stress rates a definite fraction of mobile dislocations usually shifts under the action of back forces (due to dislocation line tension after the Orowan bowing of dislocation segments between jogs-microprecipitates of impurity phases) in the direction reverse to the acting force [2, 7]. Kinetic properties of dislocations are common for all crystal types from the so-called wrongly "quantum" solid and liquid helium [6] up to elemental semiconductors and diamond [6, 7]. It is worth stressing that under the first low stress impulse (or under external magnetic field, for example, where a part of the experimental data confirm the key role of cross-slip jogs in the so-called magnetoplastic effect in InSb – the evident facts of changes of dislocation cross-slip and multiplication parameters in magnetic field, etc. - had been excluded by my co-authors from our common work [8a]. But these my observations are strictly confirmed by numerous data on the changes of macroscopic flow stress under magnetic field [8b, etc], which directly point to the presence of dislocation multiplication/grain-boundary-nucleation/cross-slip-jogs dependences on magnetic-field too) the reverse dis-

location motion is usually more intensive than in the direct direction, the *l*, *n*(*S*, *SR*, *T*) are increased with the applied *S*, *SR*, *T*. Then dislocations decelerate with an increase of the number of loadings (microscopic Bauschinger effect [2]). It is very important to note that there are a lot of evidence for the production of debris by moving dislocations. Since the classical works [3a,b] they are the short dipoles after cross-slipped jogs behind the moving screw dislocations. Our finding points to the next features of debris production which confirms their jogs origin: i) these characteristic defects are typical for low dislocation velocities under low stresses in nominally pure crystals; ii) with increasing hardening of crystals (increasing external stress and stress rate, lowering temperature of deformation, the movement of dislocations in the crystal volume below the surface layer, etc.) these debris become more frequent and less visible due to their less dimensions; iii) they appear under 2-polar (compressive/tension) high and long-time enough stress impulses up to the ultra-high values – see the same so-called "memory effect" at low (commercial LiF crystals in Figs 23-24 [3b]) and shock (very pure NaCl single crystals (*s*~ 95S, [4]) stresses; iiii) debris are typical for all types of crystals: ionic, metal and alloys, elemental semiconductors and their more complicated forms [5].

The next interesting finding is that in the whole range of temperatures, stresses and stress rates under investigation the polishing of the near-surface layer with the thickness h = 5 to 35 microns and more makes the dislocations stopped by previous loadings to move and multiplicate discontinuously down to their next or full stop (this microscopic work-hardening - softening is in line with macroscopic and grain boundary Ioffe effect in ionic and metal crystals). Only the higher values of stress start their regular moving, multiplying and make dislocation motion more uniform on the same scale of observation [2]. The next important finding of this work is that the *WH* generally varies non-monotonically to crystal softening according to the pulse time-length, amplitude and strain rate (times of leading and trailing edges of the pulse), the time-length of unloading pulse (restore time, frequency of loading) and the total number of impulses, predeformation, temperature, thermal treatment, etc. It is worth stressing that these *V*-shaped frequency dependences are universal for micro- and macrodeformation as well as for nanostructured crystals [9], magneto- and electroplastic effects, various physical-chemical effects (the effects of ultralow doses of chemicals, electromagnetic fields and particle irradiation, etc. are included) on solids, liquids, melts, glasses and biological tissues [10]. All the above data are typical for all types of crystals, glasses and amorphous alloys, liquids and ceramics under the widest types of experimental tests. Again this is confirmed by the scaling of the starting stresses for dislocation motion, multiplication at various total strain ε values (from $\varepsilon = 10^{-8}$ to ε = 10%) and much more up to fracture strain ε_F from solid helium up to diamond and ceramics [1,6,8]. The same is valid for various properties of cel and grain boundaries [6] in metals and alloys: scaling of the grain misorientation angle distribution [11], fractal dislocation patterning during plastic deformation [12], characterization of self-similar dislocation structures by X-ray diffraction [13], scaling of plasticity-induced cell-boundary microstructure: fragmentation and rotational diffusion [14], scaling of the spacing of deformation induced dislocation boundaries [15]. This numerous scalings mean the same mechanisms for all dislocation stages of movement and multiplication, because the same properties of dislocation damping, unpinning, multiplication and grain boundaries [1,6] point to the key origin of them concerned with cross-slip jogs. In the case of dislocation drag this means jogs pinning, unpinning points to jog climb and conservative gliding along screw dislocations, Orowan bowing between jogs.

The key role of dislocation or dislocation-like micromechanisms of deformation are valid for crystals, melts, liquids, glasses, ceramics, polymers and biological tissues and makes the universality of macroscopic plastic flow mechanisms in various materials [1,2,5] .

References

1. Kissel, N.S. and Kisel, V.P. Mater. Sci. Eng. A, **309-310** (2001) 97-101.
2. Kisel, V.P. et al. Philos. Mag. A, **67** (1993) 343-360.
3. Gilman J.J.,Johnston W.G. J. Appl. Phys. **31**(1960)632 (a);
   Solid State Physics, **13**(1962)147 (b).
4. Darinskaja E.V.,.Urusovskaja A.A, et al., Fiz. tverd. Tela, **24** (1982) 940–941.
5. Dash W.C. J. Appl. Phys. **29** (1958) 705-707.
   Washburn J., Groves G.W., Kelly A., Williams G.K. Phil. Mag. **5** (1960) 991
   Price P.B. Phil. Mag. **5** (1960) 873- 879; J. Appl. Phys. **32** (1961) 1750-
   Davidge R.W., Whitworth R.W. Phil. Mag. **6** (1961) 217-
   Low J.R., Turkalo A.M. Acta Met. **10** (1962) 215-227
   Samoilova T.V., Smirnov B.I. Fizika tverd. Tela, **11** (1969) 1188-
6. Kisel V.P. Phys. Stat. Sol. **149a** (1995) 61-68
7. Nabarro F.R.N., Basinski Z.S., Holt D.D. Adv. Phys. **13** (1964) 193-291.
8. Darinskaya, E.V., Petrzhik E., Erofeeva S.A and Kisel V.P.l. Pis'ma v ZhETF,
   70, No 4 (1999) 298-302 (a).
   Yu. I. Golovin,R.B. Morgunov,V.E. Ivanov et al. Pis'ma v ZhTTF,**68,** *5* (1998)400(b)
9. Kisel,V.P.NanoSPD2 (Int.Conf.on Nanomaterials),9-13.12.2003,Vienna,Abstr.P-3.11.
10. Kisel, V.P. In: Untraditional natural resources, innovation technologies and products.
    Collected Scientific Works. Issue 10. Moscow, 2003, 183-196 (in Russian) (a).
    V.P. Kisel and N.S. Kisel. Proceed. of the 1st Intern. Conf. "Functional foods for cardiovascular diseases", Richardson, TX, Nov. 14-15, 2004. Ed. by D.M. Martirosyan, 2005, pp 235-239 (b).
11. Hughes D.A., Chrzan D.C., Liu Q., Hansen N. Phys. Rev. Lett. **81** (1998) 4667-
12. Hahner P., Bay K., Zaiser M. Phys. Rev. Lett. **81** (1998) 2470-
13. Szekely F., Groma I., Lendvai J. Mater. Sci. Engn. **324A** (2002) 179-182.
14. Sethna J.P.,Coffman V.R. ArXiv: cond-mat/0104552 vol.**3** (October 2002).
15. Godery , Hughes D.A. Acta Mater. **48** (200) 1897-1905.

МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Голубовский Е. Р., Светлов И. Л.*, Петрушин Н. В.*, Черкасова С. А.

*ФГУП ЦИАМ им. П.И. Баранова, * ФГУП ВИАМ*
golubovskiy@ciam.ru

Одной из основных характеристик, определяющей работоспособность рабочих монокристаллических лопаток турбины авиационных ГТД из никелевых жаропрочных сплавов (НЖС), является малоцикловая усталость (МЦУ) при «мягком» и «жёстком» циклах [1, 2]. Монокристаллы НЖС (ГЦК-решётка) обладают значительной анизотропией механических характеристик, которая является функцией температуры и долговечности [1]. Кроме того, при высоких температурах и значительных долговечностях в монокристаллах НЖС имеет место эволюция микроструктуры (специ-

фическая коалесценция частиц γ'-фазы [3]), которая оказывает негативное влияние на характеристики МЦУ в направлении <001>[4].

В настоящей работе исследовано сопротивление МЦУ (при «жёстком» нагружении, т.е. при контролируемой деформации в цикле) в кристаллографическом направлении <001> монокристаллов перспективных НЖС второго и четвёртого поколения соответственно ВЖМ-3 и ВЖМ-4. Сплав ВЖМ-3, содержит 5,75% Al, 4% Re, 7,2% W, 0,08% C, и сплав ВЖМ-4 - 6% Al, 6,0% Re, 4% W, 4% Ru; эти сплавы также легированы Mo, Cr, Co, Ta и РЗМ (La, Ce, Y, Nd) [5].

Образцы, методика испытаний и исследований

Цилиндрические монокристаллические образцы ($l_{общ}$ = 56мм и ∅4.37 мм) были изготовлены с финишной операцией продольного полирования. Испытания на МЦУ проведены на машинах PEZ 4777 ("K.Schenk") с компьютерной системой Messtechnik GmbH, экстензометр «Instron» - база 12.5 мм, печь "Instron". Испытания проводились до разрушения в интервале ~ 10^2-10^4 циклов при температурах 850 и 1050^0C. Режимы испытаний: форма цикла – близкая к пилообразной; отнулевой цикл – $R_\varepsilon = \varepsilon_{мин}/\varepsilon_{макс} = 0$; f = 0,5 Гц. В результате испытаний каждого образца были определены значения размаха деформации $\Delta\varepsilon$, число циклов до разрушения N_f, и записаны петли гистерезиса для каждого цикла с момента нагружения до разрушения. Из этих петель были определены значения псевдонапряжений [6] $\sigma_N^{макс}$ и $\sigma_N^{мин.}$ для цикла с номером $N = (N_f / 2)$.

Обработка данных была проведена с использованием экспоненциальной и степенной зависимости числа циклов до разрушения от размаха деформации в цикле:

$$N_f = B^*\exp(-\beta\Delta\varepsilon) \quad (1)$$

$$N_f = B_1^*(\Delta\varepsilon)^{-\alpha} \quad (1')$$

Значения коэффициентов B, B_1, β, α уравнений (1), (1') и оценки дисперсии $S^2(\log N_f)$ были определены по результатам испытаний образцов методом наименьших квадратов по методике [7] с использованием программы Sigma Plot в ОС Windows.

Фрактографическое и металлографическое исследования металла разрушенных образцов выполнено на сканирующем электронном микроскопе LEO EVO 40 (ZEISS) и оптическом микроскопе SZ-61TR (OLYMPUS).

Полученные результаты и их обсуждение

В результате обработки данных было установлено, что дисперсия, характеризующая отклонение экспериментальных данных от численной модели, имеет более высокие значения для зависимости (1'). Поэтому далее рассмотрена только зависимость (1). Значения коэффициентов (1) представлены в таблице. Как следует из таблицы, при температуре 850^0C оценки дисперсии сплава ВЖМ-4 выше, чем у сплава ВЖМ-3, а при $T = 1050^0$C имеет место обратная зависимость. При этом сплав ВЖМ-4 имеет более высокие средние значения сопротивления МЦУ при «жёстком» отнулевом цикле на базах $N_f > 10^3$ циклов, чем сплав ВЖМ-3.

Зависимость числа циклов $N = (N_f /2)$ от растягивающих и сжимающих псевдонапряжений в цикле определена по соотношению (2), аналогичному уравнению (1).

$$N = (N_f /2) = A^*\exp(\alpha\sigma) \quad (2)$$

Коэффициенты соотношения (2) приведены в таблице.

Таблица. **Значения коэффициентов уравнений (1) и (2) и дисперсии $S^2(\log N_f)$**

$T_{исп.}$, ^{0}C	Сплав	Уравнение (1)			Уравнение (2)			
		ln B	b	$S^2(\lg N_f)$	Для $\sigma_{растяжения}$, МПа		Для $\sigma_{сжатия}$, МПа	
					ln$A$	α	ln$A$	α
850	ВЖМ-3	14,43	4,47	0.0140	25,745	-0,0202	10,739	0,0029
	ВЖМ-4	18,77	7,05	0,0698	-	-	12,332	0,0085
1050	ВЖМ-3	14,45	7,39	0,0461	27,446	-0,0554	11,338	0,0142
	ВЖМ-4	15,50	6,68	0,0185	22,166	-0,0293	12,231	0,0140

Как следует из таблицы, а также из анализа петель гистерезиса, в процессе испытаний происходит смещение схемы нагружения (по псевдонапряжениям) в сторону симметричного цикла.

В результате фрактографического анализа установлены некоторые общие закономерности. Изломы практически всех образцов имеют три зоны образования и развития трещины: очаг зарождения и приочаговая зона, зона развития усталостной трещины и зона долома. Морфология и площадь каждой из зон различаются в зависимости от режимов испытаний.

При 850^{0}C очаги зарождения микротрещин (один основной очаг и несколько вторичных) локализованы как в объёме, так и на поверхности образцов. Очагами являются отдельные литейные микропоры произвольной формы или их скопления (кластеры), сферические поры, возникающие после высокотемпературного гомогенизационного отжига, а также поверхностные дефекты различного типа (локальные места окисления, залегающие на поверхности карбиды и др.). Плоскость начального роста усталостной трещины всегда перпендикулярна оси приложения нагрузки. Характерным признаком этой зоны является «ручейковый» узор и усталостные бороздки, повторяющие линию фронта роста усталостных трещин. Площадь усталостной зоны увеличивается по мере возрастания циклической долговечности и не превышает 50% от общей площади излома. Долом происходит по наклонным кристаллографическим плоскостям октаэдра и имеет ямочное строение.

Приочаговые зоны до момента их объединения имеют форму квадратных или прямоугольных фасеток, в центре которых находятся кластеры. Эта форма фасеток обусловлена анизотропией скорости роста усталостной трещины. Действительно, результаты оценки скорости роста усталостных трещин с использованием известных соотношений [8] показали, что скорость в направлении <001> на ~ 60% выше, чем скорость в направлении <011>.

При температуре 1050^{0}C наблюдается многоочаговое зарождение усталостных трещин на поверхности образцов. Очагами являются коррозионные микротрещины, которые образовались в результате интенсивного окисления. Зона усталостного роста трещин занимает до 80–90% площади излома и перпендикулярна оси образца. Большая часть этой зоны окислена, и поэтому усталостные бороздки наблюдаются только там, где окисная плёнка отслоилась. Следует отметить, что степень окисления монокристаллических образцов в процессе испытаний при 1050^{0}C у сплава ВЖМ-4 значительно выше, чем у ВЖМ-3. Об этом свидетельствуют толщина окисной пленки на боковой поверхности образца и на поверхности разрушения, а также её целостность вблизи очагов разрушения (в сплаве ВЖМ-4 окисная плёнка практически на всех изломах сколота).

Микроструктурный анализ показал, что в условиях МЦУ при больших циклических долговечностях (N>10^3 циклов) происходит анизотропная коагуляция (коа-

лесценция) частиц γ` фазы с образованием ориентированной рафт-структуры. Ориентация пластин γ'-фазы перпендикулярна оси приложения нагрузки и свидетельствует о том, что рафт структура формируется и в условиях МЦУ (жёсткий цикл) при высокой температуре при деформациях растяжения.

Сравнение изломов образцов из сплавов ВЖМ-4 и ВЖМ-3, испытанных при одинаковых или близких значениях размаха деформации в цикле $\Delta\varepsilon$ показало, что на равных удалениях от основных очагов разрушения шаг бороздок и, соответственно, микроскорость роста трещины выше в сплаве ВЖМ-4. Учитывая результаты оценки циклической долговечности, отмеченные выше, можно сделать вывод о том, что преимущество в циклической долговечности образцов из сплава ВЖМ-4 на базах $N > 10^3$ циклов обусловлено более длительным инкубационным периодом зарождения трещины в сравнении со сплавом ВЖМ-3.

Результаты фрактографических исследований позволяют сделать вывод о том, что при $T = 850^0$C трещины зарождаются, в основном, на объёмных концентраторах напряжений в виде отдельных пор или их кластеров, а при $T = 1050^0$C – поверхностные коррозионные трещины являются основными очагами зарождения трещин.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 08-08-00142а)

Список литературы

1. Ножницкий Ю.А., Голубовский Е.Р. //Обеспечение прочностной надёжности монокристаллических рабочих лопаток высокотемпературных турбин перспективных ГТД //Труды межд.научно-техн. конф. «Научные идеи С.Т.Кишкина и современное материаловедение», 25-26 апреля 2006 г., М., ВИАМ, 2006 г., с.65-71.
2. E.N. Kablov, E.R. Golubovskiy, A.I. Epishin, I.L. Svetlov// Anisotropy of low cycle and thermal fatigue of single-crystal as cast nickel-base superalloy GS6F //Proc. of the Fifth Intern. Conference on Low Cycle Fatigue – LCF-5. Berlin, Germany, September 9-11, 2003, Berlin, DVM, 2004, p.153-158.
3. Epishin A., Kablov E., Golubovskiy E., Svetlov I., Link T., Brükner U., Portella P.// Rupture life time prediction and deformation mechanisms during creep of single-crystal nickel-base superalloys //"Creep in Structures", Proc. of the IUTAM Symposium held in Nagoya, Japan, 3-7 April 2000, KLUWER ACADEMIC PUBLISHERS, 2000, p.231-240.
4. Epishin A., Link T., Brükner U., Klingelhoffer H., Portella P. //The effect of high temperature creep damage on low cycle fatigue of CMSX-4 //Proc. of the 8-th Conference "Materials for Advanced Power Engineering", Belgium, Forschungszentrum Julich, 2006, p.317-325.
5. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л. //Современные литые никелевые жаропрочные сплавы //Труды межд.научно-техн. конф. «Научные идеи С.Т.Кишкина и современное материаловедение», 25-26 апреля 2006 г., М.: ВИАМ, 2006 г., с.39-55.
6. Aoki Y., Zhou H. M., Arai Y. Ro. and H. Harada.// Low cycle Fatigue Behavior of a 4th Generation Ni-base Single-Crystal Superalloy TMS-138 //Proc. of the Fifth Intern. Conference on Low cycle Fatigue– LCF-5. Berlin, Germany, September 9-11, Berlin, DVM, 2004, p.133-138.
7. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р.// Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998, 464 с.
8. Anton D.L. //The Low Cycle Fatigue Characteristics Of <001> And Randomly Aligned Superalloy Single Crystal // Acta Met., 1984, v.32, №10, p.1669-1679.

ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА ДЕФОРМАЦИЮ ЗАГОТОВОК ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Денисов И. В., Первухин Л. Б., Первухина О. Л.

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН
denisov_ig@bk.ru

При производстве крупногабаритных двухслойных листов наблюдается появление поперечных трещин, идущих на всю толщину основы, а иногда и плакирующего слоя. Их появление связано с особенностями деформации листа в процессе сварки взрывом. В работе [1] выявлено три типа деформаций: изгиба, растяжения и краевого выдавливания основного металла. Сплошность и прочность соединения рассмотрены достаточно хорошо во многих работах связанных со сваркой взрывом, а также проведено много исследований. Деформации изгиба могут быть устранены последующей правкой листов. Деформации растяжения приводят к неисправимым изменениям габаритных размеров листов по длине, ширине и толщине, что приводит к несоответствию двухслойных листов нормативным документам, а также к разрушениям в виде откольных трещин..

Анализ опубликованных данных показал, что имеется ограниченное количество публикаций по этому вопросу [2, 3]. При исследовании удлинения листов установлено, что удлинение составляет 0,1–0,3% от общей длины. При этом утверждается, что удлиняется основной и плакирующий листы. Для выявления особенностей деформации листов в процессе сварки взрывом была предложена следующая схема (рис.1): совместили окончание плакирующего листа с окончанием основного листа, инициирование заряда ВВ происходило с противоположной стороны.

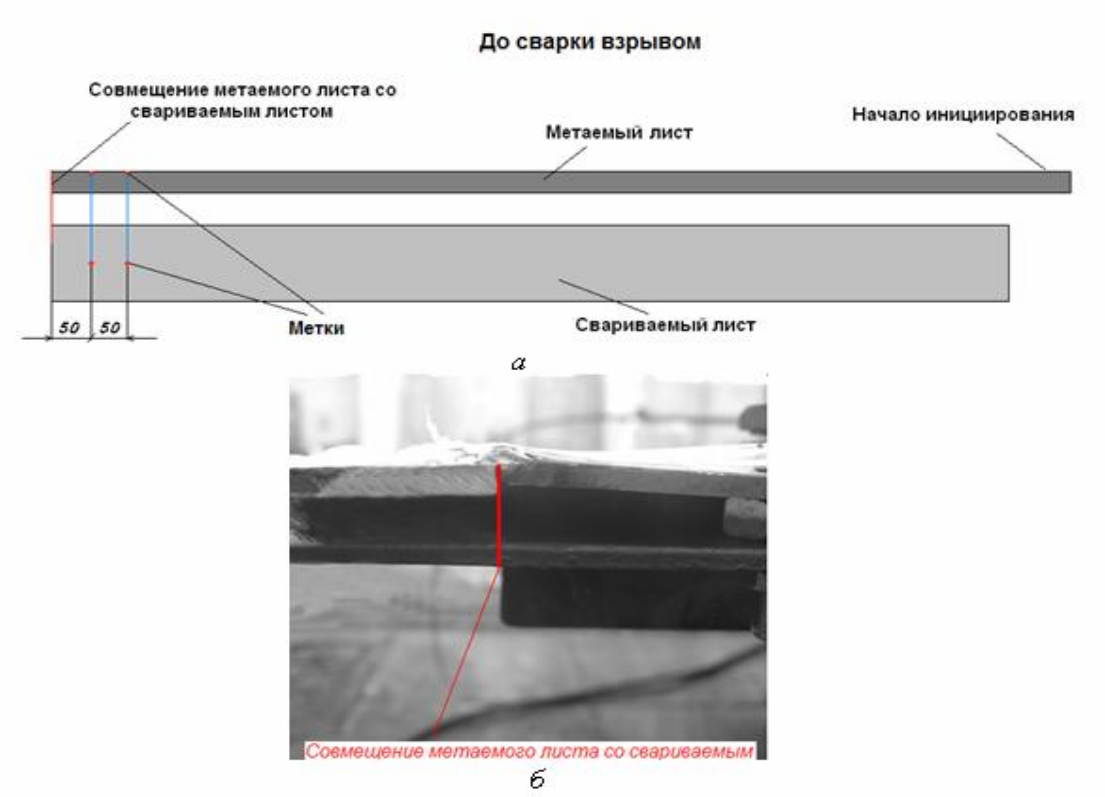


Рис. 1. Схема выявления деформации листов после сварки взрывом
а – схема сборки эксперимента; *б* – совмещение плакирующего и плакируемого листа.

Эксперимент проводился на листах: метаемый лист толщиной 4 мм, материал листа сталь 08Х18Н10Т, толщина листа основания составляла 26 мм, длина листа 5900 мм, материал листа основы – сталь 09Г2С. На торцах основного листа были нанесены метки на расстоянии 50 и 100 мм от края листа, а на поверхности плакирующего листа были сделаны насечки на таком же расстоянии. В процессе сварки взрывом произошло удлинение основного листа на 25 мм (см. рис. 2), а метаемый лист остался той же длины, что и до сварки взрывом.



Рис. 2. Деформация листа после сварки взрывом

Таким образом, можно сказать, что деформация удлинения плакируемого листа при сварке взрывом идёт впереди точки контакта, и скорость деформации выше скорости сварки взрывом.

В последующих экспериментах не использовали схему совмещения. Перед сваркой взрывом метки наносили на торец основного листа и поверхность плакирующего листа специальным приспособлением, обеспечивающим расположением меток на одной линии, перпендикулярной к свариваемой поверхности. Расстояние между метками было измерено до и после сварки взрывом с точностью 0,1 мм. Метки были нанесены с шагом 50 мм, в зоне окончания сварки на длине 300 мм шаг уменьшали до 25 мм. Размеры листов составляли от 1400 мм до 5900 мм, ширина от 500 мм до 2000 мм. Соотношение толщины основного и плакирующего слоя от 3:1 до 12:1. Исследовали структуру основного листа на участках наибольшей деформации.

Результаты экспериментов. После сварки взрывом оказалось, что расстояние между метками на плакирующем листе на всей длине не изменилось, а нацарапанные линии остались прямолинейными по всей поверхности. Метки на плакирующем листе и их проекции на плакируемом совпали на 78–82 % от общей длины.

В основном слое заметное изменение расстояния между метками наблюдается в зонах окончания сварки. Протяжённость этих зон зависит от соотношения толщин основного и плакирующего слоёв, а также от длины листов и меняется в приделах от 200 до 1350 мм. Рост величины деформации в зонах окончания сварки основного листа идёт лишь до середины участка в сторону окончания сварки (рисунок 3). Затем рост деформации замедляется и, приближаясь к торцу, практически прекращается. Установлено, что метки в основном и плакирующем слое после сварки взрывом совпадают, за исключением зоны окончания сварки.

Расстояние между метками в плакирующем слое толщиной 3, 4, 5 и 8 мм не изменялось, то есть заметной деформации растяжения в плакирующем слое не выявлено.

Выводы

1. Деформация растяжения основного листа под действием удара плакирующего листа идёт впереди точки контакта по всей толщине до образования соединения, т.е. мы можем сказать, что сварка взрывом на конечных участках идёт по движущейся поверхности основания. На конечных участках на расстоянии 500–1200 мм от торца

деформация растяжения в сторону свободной поверхности идёт лавинообразно.

2. Деформация растяжения в сочетании с дефектами на кромке листа (подрезы от газовой резки, раковины, неметаллические включения и т.п.) может привести к образованию дефектов на листе в виде трещин, которые образуются в местах наибольших деформаций растяжения (рис. 3).

3. Наиболее вероятный следующий механизм образования и развития деформации: при косом соударении плакирующего листа в основном слое генерируется волна сжатия, которая охватывает всю его толщину и распространяется в направлении сварки со скоростью приблизительно равную скорости звука в металле. По мере продвижения точки контакта интенсивность этой волны сжатия возрастает. В направлении противоположном движению точки контакта также распространяется волна сжатия, интенсивность которой снижается. Это приводит к тому, что в зоне соударения в металле возникают напряжения растяжения, величина которых растёт по мере продвижения точки контакта. При подходе интенсивной волны сжатия к торцу на расстояние 500 – 1200 мм происходит лавинообразное течение металла в сторону свободной поверхности, а так же происходит разгрузка волны сжатия.

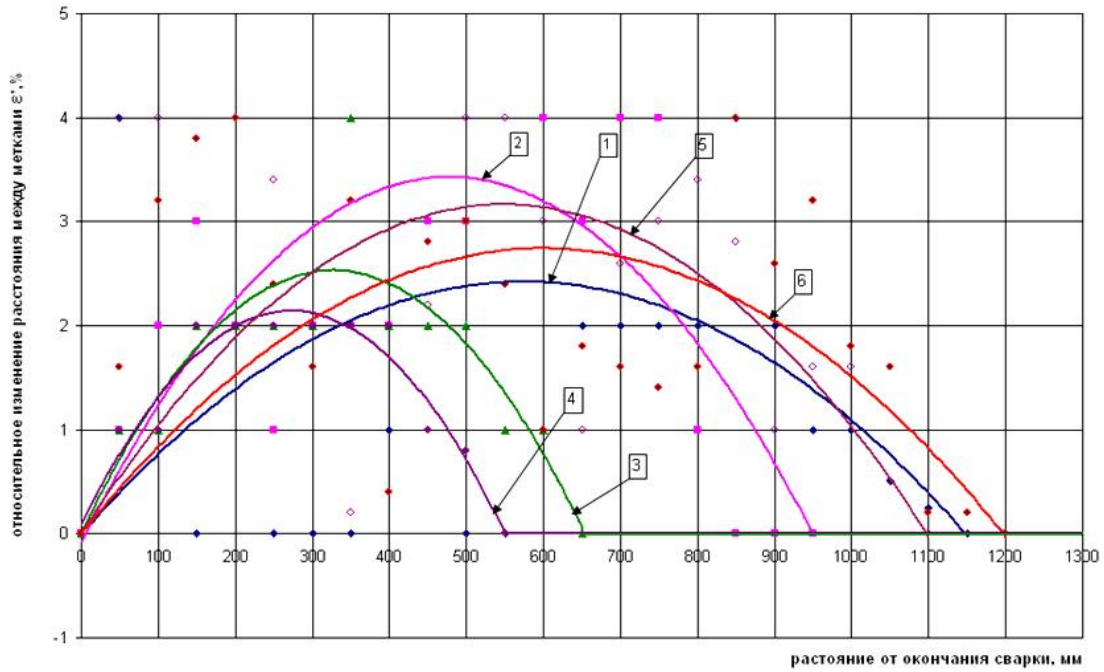


Рис. 3. Относительное изменение расстояния между одноимёнными метками после сварки взрывом;
1–09Г2С+08Х18Н10Т, длина 5900 мм, $\delta_{осн}$=26 мм, $\delta_{пл}$=4 мм;
2–12ХМ+08Х18Н10Т, длина 5000 мм, $\delta_{осн}$=21 мм, $\delta_{пл}$=4 мм;
3–12ХМ+08Х18Н10Т, длина 5000 мм, $\delta_{осн}$=22 мм, $\delta_{пл}$=3 мм;
4–09Г2С+08Х18Н10Т, длина 4000 мм, $\delta_{осн}$=40 мм, $\delta_{пл}$=4 мм;
5–09Г2С+08Х18Н10Т, длина 5900 мм, $\delta_{осн}$=14 мм, $\delta_{пл}$=3 мм;
6–09Г2С+08Х18Н10Т, длина 5900 мм, $\delta_{осн}$=14 мм, $\delta_{пл}$=5 мм

Список литературы

1. Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д. Сварка взрывом. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М. Деформация слоистых композитов: Монография/ВолГТУ. Волгоград, 2001.–С 20–27

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРУ ЯЧЕИСТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ЖАРОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕНЫХ ПО МЕТОДУ ВСПУЧИВАНИЯ

Капустин Р. Д., Первухин Л. Б., Мойзис С. Е*.

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН г.Черноголовка, kapustin-roman@mail.ru
**ЗАО НПКФ МаВР*

В целом ряде отраслей промышленности и, прежде всего, в теплоэнергетике, черной и цветной металлургии, в химической, нефтехимической и нефтеперерабатывающей промышленности, в стройиндустрии уже давно назрела необходимость замены используемых в настоящее время стандартных композиций футеровок, мертелей, огнеупоров, тепло- и огнезащитных материалов на аналоги адекватного назначения, но с гораздо более высокими эксплуатационными характеристиками.

Ярким примером такой необходимости служит крайне тяжелое положение в тех отраслях промышленности, где футеровочные материалы высокотемпературных установок имеют недопустимо малый ресурс работы. На большинстве теплостанций России футеровка котлов едва выдерживает один отопительный сезон. Схожее положение наблюдается при эксплуатации нагревательных печей термообработки металлов и металлических изделий, в печах металлургической промышленности, в печах обжига строительных материалов. Во всех этих случаях замена или капитальный ремонт футеровки требует полной длительной остановки производства, что влечет за собой огромные материальные потери [1].

Выполненные за последние десятилетия разработки ученых в области СВС-технологии заложили фундаментальные основы новых, сверхсовременных и перспективных технологий получения композиционных материалов с широким спектром остро необходимых эксплуатационных свойств [4]. К категории таких свойств относятся: тугоплавкость, высокая температурная и эрозионная стойкость, высокая устойчивость к воздействиям агрессивных химических сред и высокотемпературных газодинамических потоков, сопротивляемость процессам абляции, механохимическая износоустойчивость, механическая прочность (на сжатие, изгиб и т.д.).

В частности на основе СВС-технологий разработан ряд многокомпонентных огнеупорных смесей, содержащих компоненты для синтеза муллитовых структур состава $xAl_2O_3 \cdot ySiO_2$ где x = 68–70%, а y = 30–32%. Муллитовые структуры получают экзотермическим синтезом в волне СВС исходных смесей, содержащих диоксид кремния, порошок алюминия и небольших добавок, а в качестве связующего компонента используют водные растворы жидкого стекла или алюмоборфосфатный концентрат. Причем синтез проходит при соотношениях $a = SiO_2/Al$ от 1,5 до 9,0 СВС-огнеупорные смеси имеют многоцелевое назначение: они могут быть использованы при проведении футеровочных, кладочных и ремонтно-восстановительных работ в высокотемпературных тепловых установках (печи, котлы, реакторы и т.д.).

При всех заявленных преимуществах материалов, содержащих муллитовые структуры, образованные в результате окислительно-восстановительной реакции термохимичемского синтеза, изделия из них обладают одним существенным недостатком, а именно, высокой плотностью изделий (до 2000 кг/м^3 и выше). Поэтому высокоогнеупорный керамический материал муллитового типа используют в ограниченном количестве в виде облицовочных материалов (плитка, черепица и.т.д.) в тепловых агрегатах, работающих при экстремальных температурных режимах.

Решение задачи – создание нового поколения СВС-материалов пористого (ячеистого) типа с широким диапазоном заранее заданной структуры (размер пор, их распределение по высоте изделия), плотности и физико-химических, теплофизических и эксплуатационных свойств. Разработан подход комплексного использования технологии "холодного" вспучивания и термохимического синтеза [3] в температурном диапазоне (600–1000°С) в зависимости от состава шликерной массы и свойств отдельных компонентов. Такой подход в настоящее время при введении некоторых дополнительных технологических приемов позволяет получать жаростойкие эрозионно- и коррозионностойкие керамические облегчённые СВС-бетоны [2] в диапазоне плотностей от 200 кг/м^3 до 1200 кг/м^3, т.е. практически полностью перекрыть весь диапазон плотностей, используемых в производстве теплоизоляционных, теплозащитных и легковесных огнеупорных материалов.

Целью данной работы является комплексное исследование изменений структуры и свойств вспучивающихся ячеистых СВС-бетонов на основе SiO2 и Al при нагреве до температуры 1000°С.

Для достижения оставленной цели исследовалось изменение размеров, плотности, прочностных характеристик и химического состава образцов из вспучивающихся ячеистых бетонов до и после термообработки при температуре 1000 °С.

Было изготовлено 18 образцов размером 100×100×100 мм из трёх различных марок ячеистых бетонов: ВБФ-650 (№1), ВБФ-850 (№2) и ВБФ-1000 (№3), отличающихся плотностью и составом. Разновидности подготовленных образцов представлены в таблице 1. Часть образцов обожжена в печи по следующему режиму:

- нагрев до температуры 150ºС в течение часа;
- выдержка при температуре 150ºС в течение 3 часов;
- нагрев до температуры 550ºС в течение 2 часов;
- выдержка при температуре 550ºС в течение часа;
- нагрев до температуры 1000ºС в течение 2 часов;
- выдержка при температуре 1000ºС в течение часа;
- остывание с печью.

Другая часть была подготовлена для испытаний в сыром виде после естественной сушки при комнатной температуре в течение не менее 72 часов.

Все образцы были измерены при помощи штангенциркуля. Измерения показали, что после обжига образцов по указанному выше режиму присутствует линейная усадка от 2% до 4% по всем граням независимо от расположения образца.

Для расчёта плотности массу образцов определяли взвешиванием на электронных весах с точность 0,1 г. Поскольку после обжига бетонов уменьшалась как масса образцов (вследствие выпаривания связанной и кристаллизованной влаги), так и их объём, то плотность образцов почти не изменялась.

Прочность на сжатие определяли на универсальной испытательной машине Инстрон 1195. Результаты испытаний образцов (среднеарифметические значения) представлены в таблице 1.

Таблица 1. **Свойства образцов из вспучивающихся ячеистых бетонов ВБФ**

№ образца	После сушки при комнатной температуре в течение 72 часов		После обжига в печи при температуре 1000ºС		
	Плотность ρ, кг/м^3	Предел прочности при сжатии $\sigma_{сж}$, МПа	Усадка,%	Плотность ρ, кг/м^3	$\sigma_{сж}$, МПа
1	680	3,76	3,0	690	3,73
2	820	5,07	2,0	850	4,97
3	890	5,30	1,7	930	5,77

Исследовались изменения структуры ячеистых бетонов в результате синтеза при нагреве в печи при температуре 1000ºС.. Если до инициирования процесса основными химическими составляющими покрытия по результатам рентгеноструктурного анализа с помощью прибора ДРОН-2М были Al и SiO_2, то после нагрева до 1000ºС структура состояла из Al_2O_3, SiO_2 и Si, кроме того образовывалась муллитоподобная структура силлиманит $A1_2SiO_5$. По результатам работы [5], в которой исследовалось изменение структуры оксидно-керамического покрытия (ОКП) марки М1 после обжига при различных температурах, было установлено, что муллитовые структуры начинают образовываться при температуре не менее 1300ºС в количестве от 12% до 15% от общей массы. Материалы серии ВБФ и ОКП М1 сходны по химическому составу шихты, но муллитовые структуры в бетонах серии ВБФ начинаю образовываться уже при температуре 1000ºС в количестве около 10% от массы образца, что связано с несравнимо большей толщиной слоя материала, а следовательно меньшим теплоотводом в окружающую среду. По результатам работы [5] также можно заключить, что при повышении температуры обжига или более длительной выдержке образцов из ВБФ при 1000 ºС доля муллитовых структур будет возрастать.

По результатам исследований были сделаны следующие выводы:

1. Во время обжига образцов при температуре 1000ºС инициируется реакция термохимического синтеза с образованием муллитовых и муллитоподобных соединений и корунда. После обжига прочностные свойства вспучивающихся ячеистых бетонов не повышаются, равно, как и не ухудшаются. Полностью сохраняется форма и размеры образцов, образованных на стадии «холодного» вспучивания. При обжиге не происходит выгорания элементов структуры материала (стенки ячеек), линейная усадка не значмительна (не более 2-4 %).

2. При обжиге уменьшается масса образцов на 2 – 7%, что связано с выпариванием из бетона связанной и кристаллизованной влаги, но плотность образцов практически не меняется вследствие незначительной линейной усадки образцов.

Список литературы

1. В. Владимиров В.С., Карпухин И.А., Мойзис С.Е./ – “Новое поколение теплозащитных и огнеупорных материалов. Часть II”/ Торгово-промышленный еженедельник “По всей стране”. №33., 2002.
2. Владимиров В.С., Карпухин И.А., Мойзис С.Е., Мойзис Е.С./ – “Перспективные неформованные огнеупорные и теплозащитные материалы и технологии их производства и применения”/ Научно-технический и производственный журнал “Новые огнеупоры”. №7., 2004.
3. Владимиров В.С., Долгов В.И., Карпухин И.А., Мойзис С.Е./ “Разработка и использование новых видов легких ячеистых теплоизоляционных материалов и покрытий для авиационной и космический индустрии” // Труды X Международного научно-технического семинара «Современные технологии в задачах управления, автоматики и обработки информации». М.: Научтехлитиздат, 2001. С.286-288.
4. Левашов Е.А., Рогачев А.С. Юхвид В.И., Боровинская И.П. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. - М.: Изд. БИНОМ, 1999. - 176 с.
5. Первухин Л.Б. , Владимиров В.С, Мойзис С.Е, Капустин Р.Д., Сайков И.В./ “Синтез муллитового покрытия при локальном нагреве”. Научно-технический и производственный журнал “Новые огнеупоры” №1 2007 год. стр. 45-47

МЕХАНИЗМ РАССЛАИВАНИЯ-РАЗРЫВА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ И СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Туманов Н. В.
Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ)
tumanov@ciam.ru

Механизм расслаивания-разрыва (МРР) при кратковременном статическом нагружении действует в условиях развитой пластической деформации и связан с объединением мезотрещин, распространяющихся вдоль большеугловых границ мезофрагментов двухуровневой (микро- и мезоскопической) критической (предшествующей разрушению) фрагментированной структуры (КФС) [1]. Эти границы располагаются в направлении максимальной главной деформации и, перерезая границы исходной структуры, создают независимые от нее очаги разрушения. МРР соответствует второму участку трехстадийной зависимости предельной пластичности хладноломких металлов от температуры $\varepsilon_{кр}(T)$; при этом первому участку отвечают механизмы разрушения сколом (МРС) (включая микро-и квазисколы), а третьему – механизм роста и объединения микротрещин (МРОМ), которые зарождаются у границ микрофрагментов КФС (рис.1*а*) [1]. Микрорельеф поверхности разрушения (фрактоструктура) при действии МРР, МРС и МРОМ состоит, соответственно, из расслоений, сколов различного типа и микроямок.

Аналогом МРР при циклическом нагружении является нечувствительный к особенностям исходной структуры механизм периодического расслаивания-разрыва (МПРР) [2,3], соответствующий второму участку универсальной трехстадийной кинетической зависимости «скорость роста трещины усталости (СРТУ) V – размах коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK» (рис.1*б*). При действии МПРР в каждом цикле нагружения образуются локальные поперечные расслоения (усталостные бороздки) вдоль крупномасштабных элементов КФС, которая самоорганизуется в результате интенсивной пластической деформации у фронта трещины. Этот высокоэнергоемкий механизм разрушения обеспечивает устойчивый рост усталостных трещин. Первому участку зависимости $V(\Delta K)$ отвечают МРС и фрактоструктуры сколов, а переход к третьему участку связан с началом действия МРОМ перед фронтом трещины и сопровождается появлением ямочного микрорельефа излома.

Как видно на рис.1, трехстадийные зависимости $\varepsilon_{кр}(T)$ и $V(\Delta K)$ характеризуют на макроуровне универсальную трехэтапную эволюцию микромеханизмов разрушения и фрактоструктур при статическом и циклическом нагружении [4].

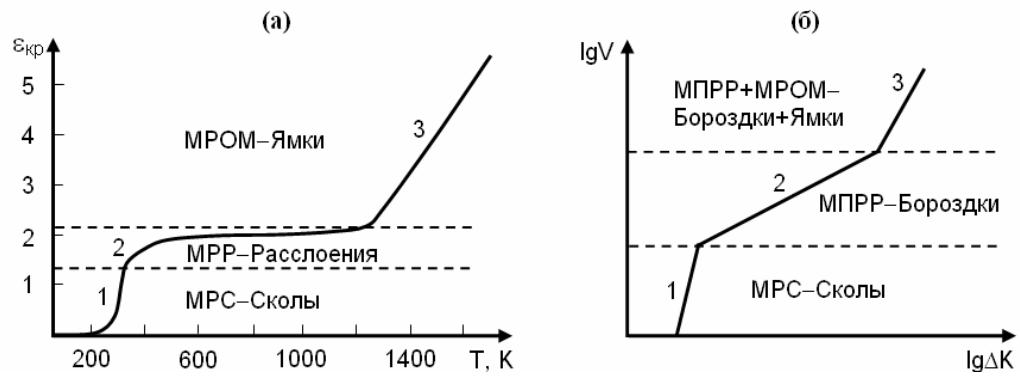


Рис. 1. Трехстадийные зависимости предельной пластичности поликристаллического молибдена от температуры [1] (*а*) и скорости роста усталостной трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений (*б*)

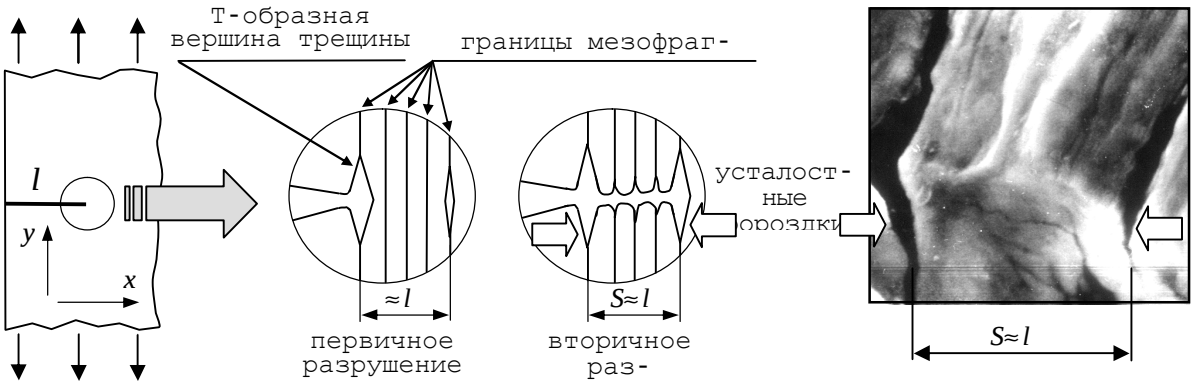


Рис.2. Схема действия механизма периодического расслаивания-разрыва (МПРР) и образования усталостных бороздок (поперечное сечение фронта трещины и бороздок)

МПРР можно схематизировать следующим образом (рис.2):

1. В результате хрупкого поперечного расслаивания вдоль границы мезофрагментов КФС, расположенной в направлении максимальной главной деформации, образуется фронт трещины с Т-образной вершиной, и на обеих поверхностях разрушения формируются расслоения – усталостные бороздки. Максимум приложенных напряжений s_x^a, действующих в плоскости основной трещины длиной l, достигается на некотором расстоянии l от ее фронта. Указанные напряжения, возрастая в цикле нагружения, складываются с внутренними (структурными) напряжениями σ_x^s, локализованными на границах мезофрагментов, что вызывает новое хрупкое расслаивание вдоль границы на расстоянии $\approx\lambda$ от фронта трещины (первичное разрушение).

2. Последующий разрыв перемычки между расслоением и фронтом (вторичное разрушение) приводит к подрастанию трещины на величину $\approx\lambda$, образованию нового фронта с Т-образной вершиной и новых усталостных бороздок, отделенных от предыдущих остатками разорванной перемычки. Таким образом, расстояние между соседними усталостными бороздками (шаг бороздок) $S \approx \lambda$. При вторичном разрушении может происходить расслаивание вдоль границ мезофрагментов внутри перемычки, что приводит к образованию вторичных бороздок.

3. Последовательные процессы расслаивания перед фронтом трещины и разрыва перемычки между расслоением и фронтом повторяются в каждом цикле нагружения, в результате чего шаг бороздок S соответствует продвижению фронта трещины в течение цикла нагружения, т.е. определяет СРТУ V (в мкм/цикл).

Независимость МПРР от разнообразных исходных структур, его обусловленность универсальной предельно фрагментированной деформационной структурой (прочность металлов с такой структурой приближается к теоретической [5]) и хрупкий характер первичного разрушения (т.е. сохранение материалом до начала разрушения свойства линейной упругости) позволяют при определении величины S моделировать материал в виде однородной линейно-упругой среды, обладающей теоретической прочностью. Связь S с ΔK обеспечивается математическим инвариантом: величина $\sigma_{x\max}^a$ и местоположение λ максимума напряжений σ_x^a в линейно-упругом теле в плоскости $y = 0$ перед фронтом трещины с Т-образной вершиной при $L \ll l$ слабо зависит от конфигурации тела, трещины и от схемы нагружения (рис.3)

$$\sigma_{x\max}^a = (0.26 \div 0.29)\, K / \sqrt{L}\,, \qquad \lambda = (1 \div 1.2)\mathrm{L}\,, \qquad (1)$$

где l и L – длина трещины и симметричного расслоения в ее вершине, K – КИН для идеальной трещины длиной l. Из (1) следует, что при $L<<l$

$$K \approx 3.5\sigma^a_{x\max}\sqrt{\lambda}\,. \qquad (2)$$

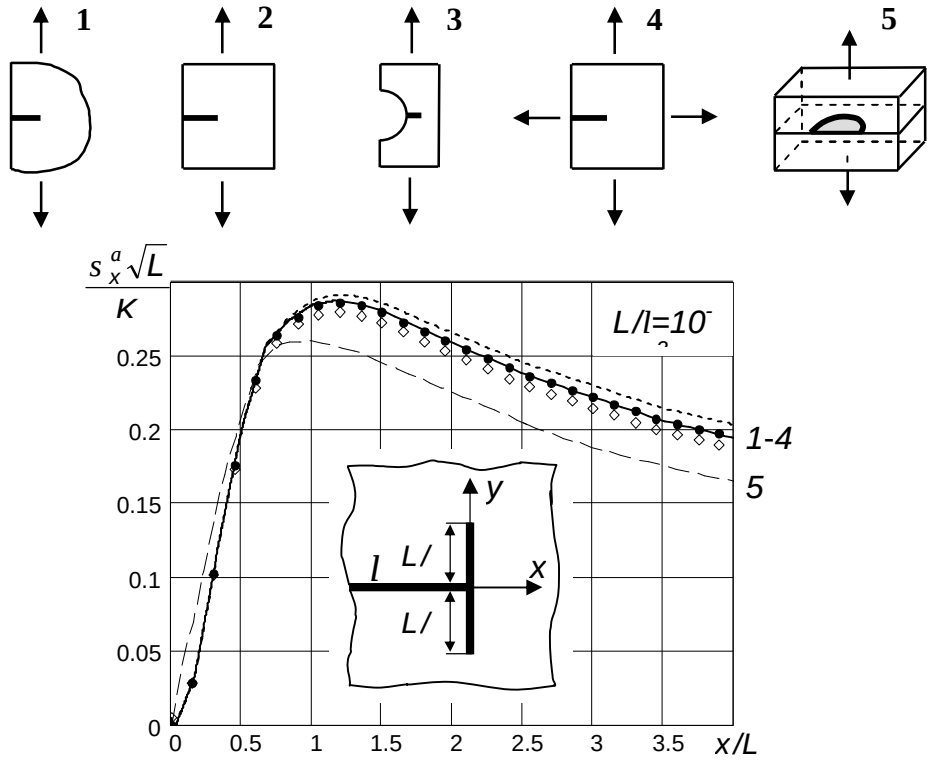


Рис. 3. Распределение напряжений s_x^a перед фронтом трещин с Т-образной вершиной в линейно-упругом теле при $L/l = 10^{-3}$ (расчет методом конечных элементов)

В силу аддитивности приложенных и внутренних напряжений (поскольку материал у фронта трещины до начала хрупкого первичного разрушения находится в упругодеформированном состоянии) первичное разрушение при действии МПРР зарождается при условии

$$\sigma^a_{x\max}(t_*) + \sigma^s_x = \sigma_{th}\,, \qquad (3)$$

где s_{th} – теоретическая прочность (прочность межатомных связей), t_* – момент времени, соответствующий зарождению первичного разрушения при возрастании нагрузки. Если предположить, что это возрастание происходит квазистатически и первичное разрушение зарождается в плоскости $y = 0$, то из (1) и (3) при $S = \lambda$ и $\sigma_{th} = 0.1E$ получим

$$S = B(\alpha/\beta)^2(\Delta K/E)^2,$$

где E – модуль Юнга, $\alpha = K(t_*)/\Delta K$, $\beta = 1 - \sigma^s_x/\sigma_{th}$, B = 7÷10 (с точностью до целых значений). Параметр α характеризует отношение величины КИН в момент зарождения первичного разрушения к размаху КИН в цикле нагружения, а параметр β – долю, вносимую структурными напряжениями σ^s_x в первичное разрушение. Увеличение (уменьшение) этой доли должно приводить к одновременному уменьшению (увеличению) значений параметров α и β, обеспечивая стабильность величины α/β. Ее можно определить, измеряя S и рассчитывая ΔK в одних и тех же точках фронта трещины. Такие экспериментально-расчетные исследования показали [6–8], что для

разных материалов (сплавов на основе железа, никеля, титана и алюминия) в широком диапазоне изменения частоты нагружения, характерном для много- и малоцикловой усталости (период возрастания нагрузки в цикле нагружения изменялся от 0.01 до 10с),

$$S \approx B(\Delta K / E)^2, \qquad (4)$$

т.е. $\alpha/\beta \approx 1$. Кинетическая зависимость (4) между экспериментально измеримой величиной СРТУ S и расчетным параметром ΔK позволяет проводить верифицируемые расчеты периода устойчивого роста усталостной трещины [8], на основании которых определяются интервалы дефектоскопического контроля высоконапряженных деталей [9].

Таким образом, ключевой механизм кинетики усталостных трещин, обеспечивающий их устойчивый рост, получает теоретическое описание в рамках единого подхода к анализу процессов разрушения металлов при циклическом и кратковременном статическом нагружении. Этот подход основан на универсальности механизмов разрушения и критических структур-аттракторов, завершающих эволюцию деформационных структур при предшествующей разрушению пластической деформации [4]. Самоорганизация КФС перед фронтом усталостной трещины в ходе интенсивной многократной и высокоградиентной пластической деформации приводит к формированию Т-образной вершины трещины и реализации высокоэнергоемкого МПРР, при котором развитие трещины в каждом цикле нагружения определяется хрупким поперечным расслаиванием, образующимся вблизи максимума приложенных напряжений, действующих перед Т-образной вершиной в плоскости основной трещины. При этом КИН приобретает ясный физический смысл, характеризуя в соответствии с (2) величину и местоположение указанного максимума для трещин разной конфигурации при различных нагрузках.

Список литературы

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М., Металлургия, 1986, 224 с.
2. Туманов Н.В. Механизм устойчивого роста усталостных трещин. // Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов. (Сб. ст. по материалам 35-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности»). В 2-х томах. Т.1. Псков, 1999, С. 307-314.
3. Туманов Н.В. Стадийность кинетики усталостных трещин и механизм периодического расслаивания-разрыва. // Сб. ст. по материалам 1-й Международной конференции «Деформация и разрушение». В 2-х томах. Т.1. М., ИМЕТ РАН, 2006, С. 85-87.
4. Туманов Н.В. Стадийность механизмов разрушения при циклическом и статическом нагружении. // Сб. ст. по материалам 2-й Международной конференции «Деформация и разрушение». М., ИМЕТ РАН, 2007, С. 56-57.
5. Инденбом В.Л., Орлов А.Н. Физика прочности сегодня. // Физика металлов и металловедение. 1992, №4, С. 4-7.
6. Bates R.C. and Clark W.G. Fractography and fracture mechanics. // Trans. Quart. ASM. 1969, Vol. 62, №2, P. 380-389.
7. Яковлева Т.Ю. Локальная пластическая деформация и усталость металлов. Киев, Наукова думка, 2003, 236 с.
8. 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.
9. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова М.А. Определение безопасных интервалов контроля критических деталей авиадвигателей. // Сб. ст. по материалам 7-й Международной конференции «Надежность материалов и конструкций». СПб, 2008 (в печати).

О СИЛОВОМ АНАЛИЗЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ С ГИБКИМИ ЗВЕНЬЯМИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дворянкин А. В., Голованов А. И, Касумов Е. В., Шувалов В. А.

ОАО "Казанский Вертолетный Завод"
ev_kas@rambler.ru

В современных условиях при проектировании автоматизированных механических систем требуется учитывать основные параметры приводов, их влияние на динамику управляемых ими механизмов, реагирующих на неощутимую человеком информацию (вибрации, тепловые поля и т.п.) Системы управления приводов могут содержать блок памяти и блоки, обеспечивающие автоматическую подстройку и адаптацию управляемых объектов, позволяющие качественно выполнять требуемый режим работы при изменившихся внешних условиях.

С другой стороны – появление новых материалов в проектировании механических систем определяет новые задачи по обеспечению точности принципиально новых кинематических схем с гибкими звеньями. Наличие гибких звеньев в механизме позволяет снизить количество шарнирных соединений, повышая тем самым его характеристики по ресурсу.

При проектировании автоматизированных механических систем должны быть решены задачи устойчивости движения рабочих органов, изучены колебательные процессы, рассмотрены задачи, связанные с оптимальными законами движения рабочих органов, разработаны алгоритмы их движения.

На сегодняшний день, расчетные методы с учетом податливости звеньев из неоднородных материалов являются одними из самых сложных и спорных. Но с развитием вычислительной техники их актуальность в машиностроении (роботостроение, авиация, автомобилестроение и т.д.) стремительно возрастает.

Особую роль в динамике механических систем играют вопросы колебаний. С одной стороны, это вопросы борьбы с вибрациями путем создания виброустойчивых конструкций, с другой стороны – это исследование резонансных характеристик вибраций для выполнения заданных функций механизма, обладающих требуемыми кинематическими характеристиками.

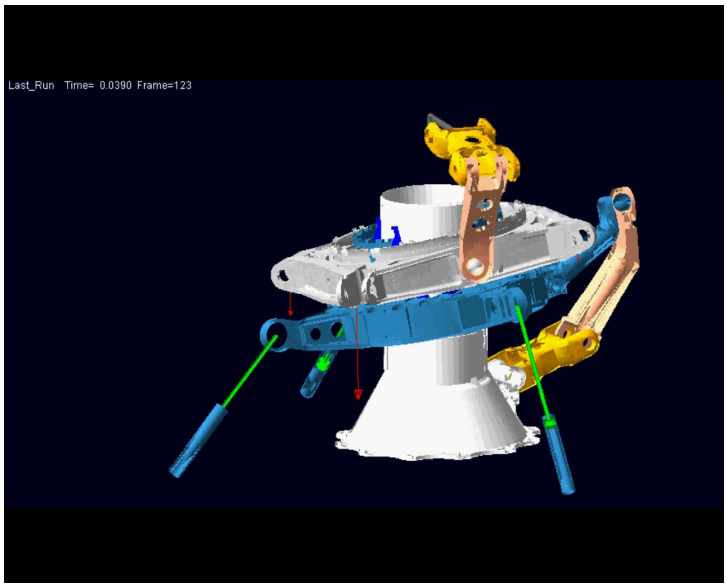
Вибрация является едва ли не единственным средством, которое позволяет сделать какую-либо предварительную и достоверную оценку ресурса работы механической системы путем наблюдения за ее изменением во времени, не допуская аварийных ситуаций.

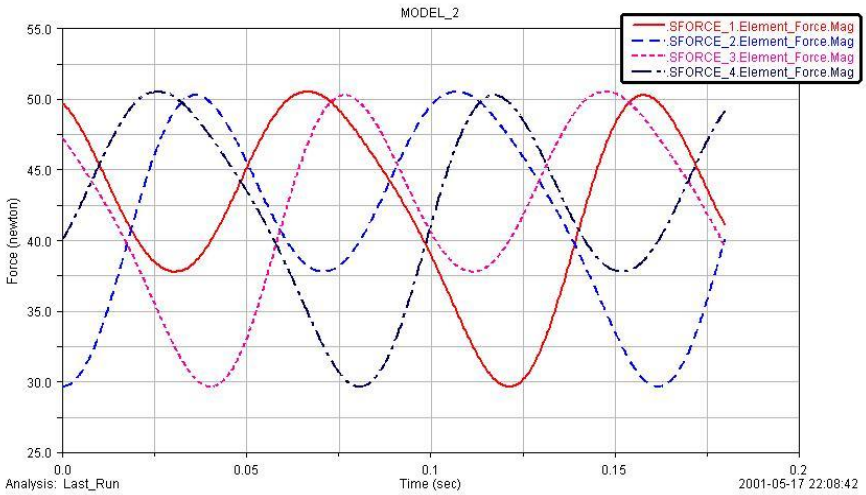
Современное вертолетостроение – одна из отраслей промышленности, остро нуждающаяся в активном развитии подобных механических систем и методов их проектировочных и поверочных расчетов.

Даже принимая во внимание спорность некоторых методик по точности решения, уже сейчас существует возможность разработки комплексных подходов к математическому моделированию автоматизированных механических систем с гибкими звеньями из композиционных материалов под влиянием переменных внешних воздействий. Примером подобной системы является система управления современного вертолета с упругим торсиом в конструкции втулки несущего винта.

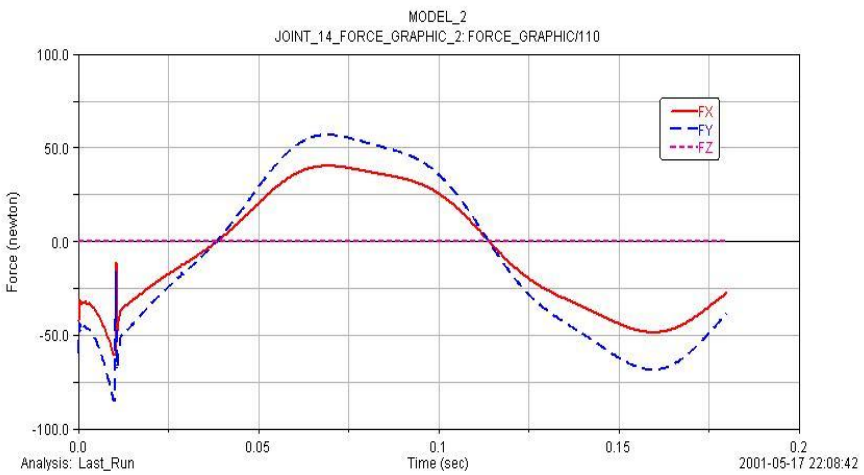
Точность прогнозирования нагружения и соответственной оценки ресурса несущей системы вертолета является одной из ключевых задач вертолетостроения.

На рис. 1 изображена модель автомата перекоса для проведения кинематических исследований.





а)



б)

Рис. 1. Изменение внешней нагрузки ведомого звена системы управления несущим винтом (*а*), изменение реакции в опоре вхоного звена системы управления несущим винтом легкого вертолета (*б*)

Приведенная выше математическая модель позволяет детально провести анализ стендовых и летных испытаний агрегатов системы управления.

Усложнение математической модели системы управления несущим винтом элементами, отражающими податливость упругого торсиона, требует сочетания нескольких расчетных методик.

В данном случае, построение алгоритмов решения задач проектирования основано на смешанном использовании программных расчетных комплексов отечественной и зарубежной разработки (NASTRAN, ANSYS, ADAMS) с целью оценки их положительных и отрицательных сторон, возможности их эффективного сочетания.

Частотные характеристики гибкого звена определяются методом конечных элементов при возможных вариантах граничных условий. Основным допущением относительно податливости тел в данном методе является то, что линейные деформации узлов u элемента конструкции относительно локальной системы координат приближенно рассматриваются как линейная комбинация конечного числа векторов формы f.

$$u = \sum_{i=1}^{M} f_i q_i ,$$

где M – номер формы, q – амплитуда.

Сложная форма строится как линейная комбинация из простых форм.

На рис. 2 приведена математическая модель системы управления несущим винтом легкого вертолета с учетом податливости звена из композиционных материалов при абсолютно жестких звеньях автомата перекоса.

Предусмотрена возможность расчета нагружения звеньев конструкции на различных режимах полета с учетом изменения во времени аэродинамических и центробежных сил при вариантах исполнения модели с установкой несущих поверхностей с учетом массовых характеристик и нагрузок (рис. 3). Для определения аэродинамических нагрузок на несущие поверхности используется численный метод дискретных вихрей.

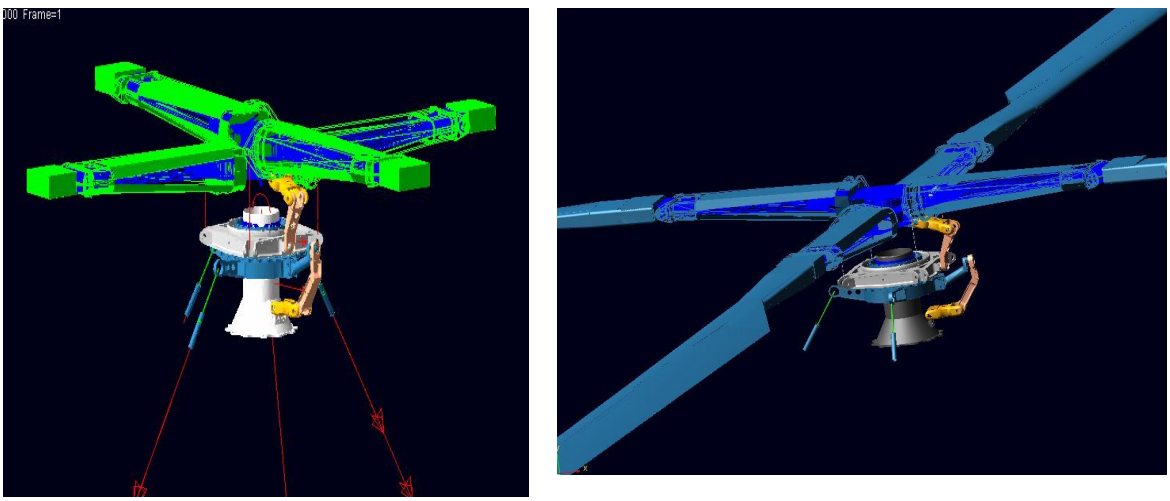


Рис. 2

ПРИМЕНЕНИЕ СПИРАЛЬНОГО КОМПЬЮТЕРНОГО ТОМОГРАФА ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ ВЕРТОЛЁТА

Митряйкин В. И., Нам В. В.*, Шувалов В. А.*

Казанское Высшее Артиллерийское Командное Училище им. Чистякова
** ОАО "Казанский Вертолетный Завод"*
vshuvalov@kazanhelicopters.com)

Появление многослойных конструкций потребовало разработки методов и средств их неразрушающего контроля. Уже первые исследования в этом направлении показали, что известные методы и средства неразрушающего контроля в большинстве случаев не могут решать новые задачи по ряду причин, связанных со спецификой подобных изделий. Основные из них – сочетание разных материалов с различными свойствами (от сталей до пенопластов), большое затухание упругих волн в полимерах, малые толщины отдельных слоев (например, обшивок, клеевых швов), гигроскопичность ряда применяемых материалов, малая удельная электрическая проводимость и неферромагнитность полимеров и т.п. Указанная специфика, существенно отличающая многослойные конструкции от других объектов неразрушающего контроля, потребовала новых подходов к проблеме.

В связи с этим существует потребность в неразрушающих методах контроля, способных однозначно фиксировать и классифицировать дефекты структуры композита. Задачи дефектоскопии стеклопластика при проведении неразрушающих испытаний изделий решаются различными методами: радиационным, ультразвуковым, акустико-эмиссионным, оптико-акустическим, инфракрасным и т.д.

Каждый из этих методов обладает своими достоинствами и недостатками, кроме того, имеет соответствующие ограничения по характеристикам исследуемых конструкций. Одним из современных методов неразрушающего контроля композиционных конструкций является компьютерная томография (КТ), которая объединяет информативные достоинства рентгеновского излучения с последними достижениями науки и вычислительной техники. КТ обеспечивает послойную визуализацию исследуемой конструкции. Помимо монохромного и цветного изображения исследуемого сечения или его отдельных участков предусмотрены многочисленные возможности интерактивной обработки результатов контроля, включая измерение размеров и амплитуд, расчет статистических характеристик по выбранной зоне, оценку распределения плотностей вдоль выбранного направления, реконструкцию исследуемой области и локальных зон.

Процесс получения изображения в КТ содержит три основных этапа (измерение, реконструкцию и визуализацию). На этапе измерения с помощью узкого коллимированного пучка рентгеновского излучения от излучателя, расположенного по одну сторону объекта, и высокочувствительной системы детекторов, находящейся по другую сторону и воспринимающей ослабленное (вследствие поглощения объектом) рентгеновское излучение, изменяя угол обзора или ракурс, получают множество проекций или профилей тонкого слоя исследуемого объекта.

Интенсивность воспринимаемого детекторами рентгеновского излучения соответствует интегральному (суммарному) линейному ослаблению по направлению излучатель – детектор, что соответствует физико-механическим свойствам материала.

На этапе реконструкции, по множеству полученных измерительной системой проекций, с помощью быстродействующих процессоров, вычисляются значения коэффициентов ослабления для каждого элементарного объема слоя объекта

Предварительные результаты использования КТ при проверке качества композиционных конструкций, в частности, агрегатов несущей системы вертолета АН-САТ, показали, что на данный период времени он является наглядным и реально осуществимым методом обнаружения внутренних дефектов с достаточной точностью.

Изучена внутренняя структура многослойного торсиона несущего винта, имеющего дефекты после усталостных испытаний. Неразрушающий контроль сотовых панелей показал, что видна достаточно хорошо структура сотового заполнителя. Также исследовались возможности КТ для изучения ударных и пулевых повреждений на фрагментах лопастей несущего и рулевого винта, которые представляют собой многослойные конструкции.

Между структурой и механическими свойствами материалов имеется определенная взаимосвязь. Это позволяет судить о прочностных характеристиках материала по результатам исследования структуры, не прибегая к измерениям механических параметров.

Проблема диагностики композитов по фактическому состоянию является весьма актуальной, поскольку дефекты структуры, возникающие в ходе эксплуатации изделий, могут существенно уменьшить прочность материала. Основным усталостным повреждением структуры является отслоение волокон наполнителя от эпоксидной основы (матрицы), что проявляется, в частности, в увеличении объемной пористости материала. В связи с этим особое значение имеет разработка методов неразрушающей диагностики, позволяющих контролировать изменения структуры композита при эксплуатации изделий.

Появляется возможность путем количественной оценки плотностей, полученных при рентгеновском облучении исследуемого объекта, и последующим определением процентного содержания связующего, плотности материала, предела прочности при растяжении, модуля упругости и предела прочности при межслоевом сдвиге установить между ними зависимость. Проведенные исследования по установлению взаимосвязи между структурой и механическими свойствами материалов подтвердили это предположение.

Компьютерный томограф может использоваться как инструментальная основа построения системы неразрушающего контроля качества с применением других (дополнительных) инструментальных средств, в том числе группы экспрессметодов обнаружения дефектов. В эту группу можно включить резонансно – частотные методы, методы возбуждения производственных дефектов, тепловизионные, акустические и другие существующие средства контроля.

Использование такого подхода позволяет отслеживать стабильность качества выпускаемой продукции, что в конечном итоге отразится на эксплуатационных характеристиках агрегатов, в том числе величине назначенного ресурса и возможности эксплуатации по техническому состоянию.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОНИКАНИЯ УДАРНИКОВ В МЕРЗЛЫЕ ГРУНТЫ

Кочетков А. В., Повереннов Е. Ю.

НИИ механики ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород
kochetkov@dk.mech.unn.ru,
poverennoveu@mail.ru

Задачи ударного взаимодействия деформируемых тел с различными грунтовыми преградами являются актуальными в связи с широким кругом приложений в военно-технической сфере и строительстве. Экспериментальные методы исследования достаточно трудоемки и связаны со значительными временными и материальными затратами. В связи с этим численное моделирование подобных процессов при сопоставлении результатов с экспериментальными данными приобретает большое значение.

В данной работе исследуются процессы нормального удара и проникания металлического цилиндрического ударника по размерам соответствующего артиллерийскому снаряду в мерзлый грунт. Отличительной особенностью мерзлых грунтов от немерзлых является увеличение структурной прочности и зависимость физико-механических характеристик от температуры. С понижением температуры промерзания и увеличением его влагосодержания сопротивление грунта деформированию возрастает. В качестве уравнения состояния мерзлого грунта принималась модель пористой упругопластической среды с ударной адиабатой в аддитивной форме Г.М.Ляхова. Рассматривались ударники с конической носовой частью и в форме оживала. При этом ударник предполагался либо абсолютно твердым телом, либо упругим до высоких пределов. Численное моделирование описанной задачи осуществлялось с помощью явной схемы Годунова в осесимметричной постановке. Для моделирования краевого условия на бесконечности использовались квазиравномерные сетки. В результате численного решения были получены временные зависимости перемещений, скоростей и сил сопротивления внедрению. Оценено влияние глубины промерзания, влагосодержания, температуры грунта на глубину проникания ударника при различных скоростях метания. Проведено сопоставление процессов проникания в мерзлый и немерзлый грунты. Рассмотрен вариант слоистого грунта. Выполнено сопоставление результатов расчетов с известными экспериментальными данными по глубинам проникания в мерзлый грунт с некоторыми значениями скоростей метания ударника. Сделан вывод об адекватном описании выбранной моделью уравнения состояния грунта в рамках рассматриваемой задачи.

АНАЛИЗ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЯХ МЕТОДОМ ТВЕРДОМЕТРИИ

Андронов И. Н., Агиней Р. В., Коновалов М. Н., Корепанова В. С.

Ухтинский государственный технический университет
Ухта

Выполнено испытания на одноосное растяжение плоских образцов трубной стали 17Г1С до разрушения. Перед проведением испытания и после разрушения выполнения измерения твердости с малой нагрузкой (ТМН). Установлена связь между приращением среднего значения твердости и деформацией, что позволяет использовать метод ТМН как индикатор состояния предразрушения металла.

Металл трубопроводов в процессе работы испытывает воздействие различных нагрузок, которые приводят к варьированию его напряженного состояния. Часть нагрузок носят случайный характер, при этом не всегда имеется возможность зафиксировать факт наличия высоких напряжений в металле труб. Такие напряжения могут возникать при оползневых или кастовых явлениях, перемещении опор под действием промерзания или оттаивания грунта и в других случаях.

Оценить последствия действия таких случайных нагрузок можно различными методами. Из квазинеразрушающих методов следует отметить метод оптического анализа металла на предмет наличия полос скольжения и метод измерения твердости для оценки механических свойств металла. К недостаткам первого метода относят техническую сложность подготовки поверхности к проведению контроля в трассовых условиях, а также сложность выявления полос если металл находился в сложнонапряженном состоянии, второго – значительную погрешность измерения (около 10-15 %), а также трудности с интерпретацией полученных результатов, т.к. непонятно на каком этапе производства трубы или ее эксплуатации изменились свойства металла.

В настоящее время перспективным является применение метода измерения ТМН (от 5,0 до 50,0 Н). При этом измерения выполняют многократно, до деформации и после деформации образца, а затем проводят расчет статистических показателей вариационного ряда ТМН. Настоящая работа заключается в установлении связи между остаточной деформацией сплава 17ГС от изменения твёрдости после разрыва.

Для проведения лабораторных испытаний был отобран материал пяти эксплуатировавшихся труб стали 17ГС (с диаметром трубы 1220мм и толщиной стенки 12 мм), которые фрезеровкой доводились до формы параллелепипеда толщиной 4 мм, длиной 280 мм, шириной 19 мм. Оценка механических свойств металла проводилась прибором ПИМ-ДВ-1, который показал, что металл образцов полностью соответствует ГОСТ – 19281-89. На каждом образце были отмечены по девять площадок в виде квадрата со стороной 1 см и расстоянием между площадками равное 1 см для измерения ТМН по длине образца.

На ненагруженных образцах выполняли измерения ТМН в количестве 200 измерений в каждой площадок отечественным ультразвуковым прибором УЗИТ-2М.

Распределение среднего значения и дисперсии по длине представлены на рис.1. Среднее значение твёрдости находится в диапазоне от 115 до 205. Дисперсия образцов №2-5, находится в пределах от 200 до 825, образца №1 в диапазоне 20-1600, что свидетельствует о пластических деформациях металла данного образца.

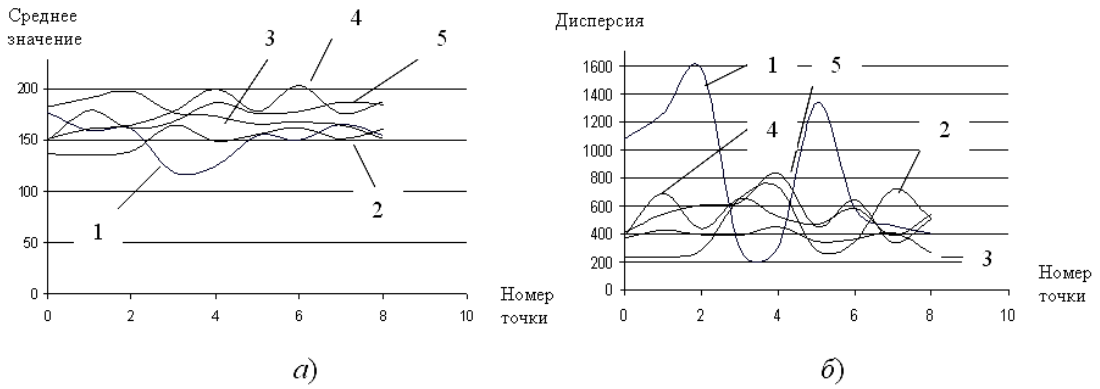


Рис.1. Распределение среднего значения ТМН (*а*) и дисперсии (*б*) по длине ненагруженного образца: 1 – образец №1; 2 – образец №2; 3 – образец№3; 4 – образец №4; 5 – образец №5

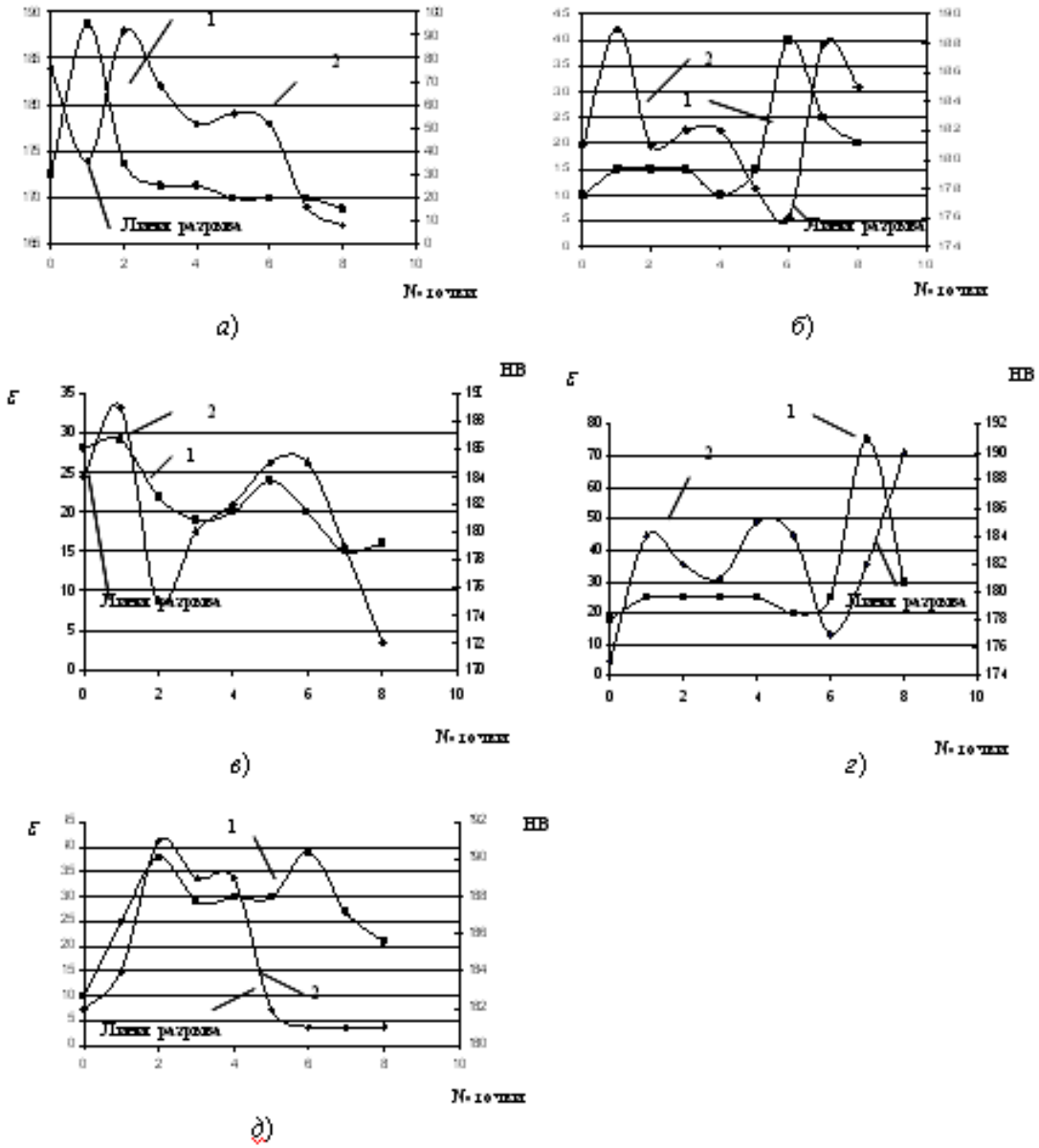


Рис. 2. Распределение твёрдости и деформации по длине образцов. *а*) образец №1, *б*) образец №2, *в*) образец №3, *г*) образец №4, *д*) образец №5; 1 – деформация, 2 – твёрдость

Испытания на растяжения пяти образцов осуществляли на разрывной машине МР – 100 в соответствии с действующим ГОСТ 1487 – 84. Усилие разрушения образцов составило 35,1 кН - 38,4 кН. После разрушения образцов в каждой размеченной области измеряли снова ТМН в количестве 200.

С программного пакета для статистической обработки данных, Microsoft Excel, рассчитали приращение статистические показатели ТМН для каждого вариационного ряда: выборочную дисперсию, медиану, эксцесс рассеяния случайной величины до и после разрыва. Твёрдость в каждой намеченной площадке. Деформацию в этих же площадках каждого образца рассчитали по следующей формуле:

$$e = \left(\frac{F_0}{F} - 1 \right) \cdot 100\% ,$$

где F_0 – площадь квадрата до разрыва; F – площадь квадрата после разрыва.

Анализ полученных результатов показал, что коэффициенты корреляции между приращением статистических показателей ТМН и деформацией образца для различных точек измерения находятся в диапазоне $\pm 0{,}6$, то есть корреляционная связь между приращением статистических показателей ТНМ и степенью деформации образцов слабая.

Сравнением распределений средних значений ТМН и деформаций измеренных по длине образца, было установлено, что максимум деформации (место разрушения) соответствует минимуму измеренной твёрдости (рис. 2).

Установленная связь зависимость позволяет использовать метод ТМН как неразрушающий индикатор предельного состояния металла трубопроводов.

АНАЛИЗ ВИДА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СТЕНОК ГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ КОЭРЦИТИМЕТРИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Агиней Р. В., Андронов И. Н., Корепанова В. С.

Ухтинский государственный технический университет, Ухта

Выполнено исследование изменения анизотропии коэрцитивной силы (АКС) стали 17Г1С в лабораторных условиях при одноосном растяжении и при полигонных испытаниях в условиях близких к плоскому напряженному состоянию. Показано что характер изменения АКС существенным образом зависит от вида напряженного состояния.

Для исследования характера изменения коэрцитивной силы (КС, H_C) при деформировании растяжением, из газопроводных труб, выполненных из стали марки 17Г1С, изготавливались образцы, которые фрезеровкой доводили до формы параллелепипеда толщиной 5 мм, длиной 280 мм, шириной 50 мм. Измерения H_C выполняли прибором КРМ-ЦК.

Ступенчато нагружали образец с шагом 20 МПа и измеряли показания H_c вдоль и поперек образца. Во избежание пластического деформирования образцов нагружение производили до величины 200 МПа.

Анизотропия коэрцитивной силы выразится по формуле:

$$\Delta H_C = H_C^{\perp} - H_C^{\parallel} , \qquad (1)$$

Где $H_c^{\perp}$ и $H_c^{||}$ усредненные значения коэрцитивной силы соответственно в поперечном и продольном направлениях по отношению к оси нагружения.

На рис. 1 представлена зависимость анизотропии коэрцитивной силы от действующих напряжений.

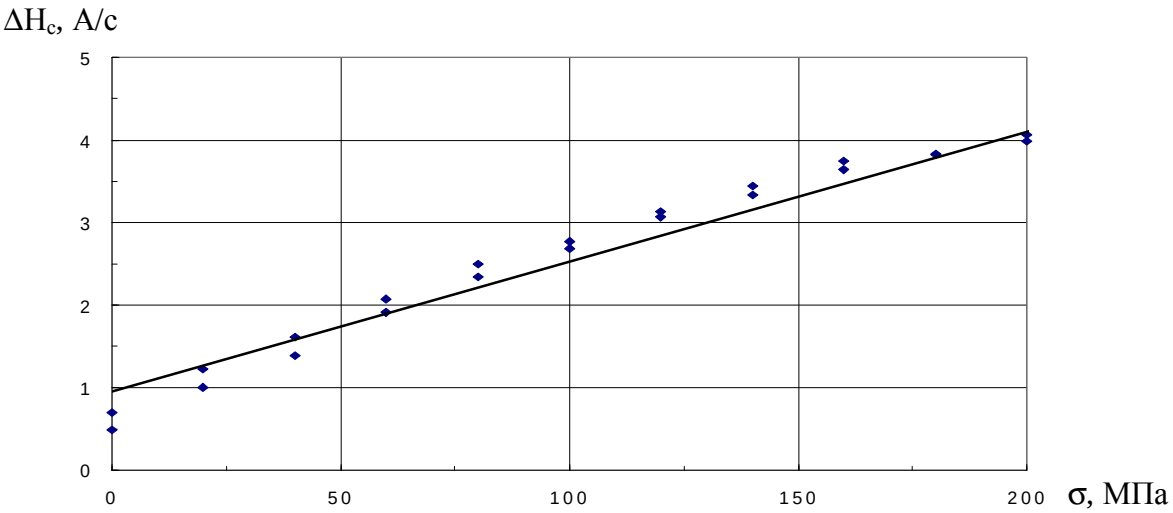


Рис. 1. Зависимость анизотропии коэрцитивной силы от напряжений при одноосном растяжении

Зависимость на рис. 1 легко объяснить с помощью следующих предположений.

1. Значение КС в поперечном направлении монотонно убывает с ростом поперечной составляющей деформации.

2. Величина КС в продольном направлении практически не изменяется в процессе деформирования.

Вышесказанное в линейной постановке выглядит следующим образом:

$$H_c^{\perp} = H_{c0}^{\perp} - \chi\varepsilon_{\perp};\ H_{c0}^{||} \approx H_{c0}^{||} = const \qquad (2)$$

где $H_{c0}^{\perp}$ и $H_{c0}^{||}$ – значения коэрцитивной силы в поперечном и продольном направлениях в исходном состоянии при $\sigma = 0$; χ – коэффициент пропорциональности; $\varepsilon_{\perp}$ – осевая деформация в поперечном направлении.

Из соотношений (2) получаем величину анизотропии КС:

$$\Delta H_c = H_c^{\perp} - H_c^{||} = H_{c0}^{\perp} - H_{c0}^{||} - \chi\varepsilon_{\perp} \qquad (3)$$

Интенсивность нормальных напряжений будет:

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{\left(\sigma_x - \sigma_y\right)^2 + \left(\sigma_x - \sigma_z\right)^2 + \left(\sigma_y - \sigma_z\right)^2 + 6\left(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2\right)}, \qquad (4)$$

где $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ и $\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$ – соответственно, касательные и нормальные напряжения, σ_i – интенсивность напряжений.

При растяжении $\sigma_x = \sigma_i = \sigma_{||};\ \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy} = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$, где $\sigma_{||}$ – нормальное напряжение, отвечающее продольному направлению измерения.

Запишем обобщенный закон Гука при растяжении:

$$\varepsilon^{\parallel} = \frac{\sigma^{\parallel}}{E} = \frac{\sigma_i}{E} \tag{5}$$

$$\varepsilon_{\perp} = -\frac{\mu\sigma_{\parallel}}{E} = -\frac{\mu\sigma_i}{E}, \tag{6}$$

где μ – коэффициент Пуассона; $\varepsilon_{\parallel}$ – осевая деформация в продольном направлении; E – модуль Юнга. Тогда из соотношений (2,3) и (5,6), находим.

$$\Delta H_C = H_C^{\perp} - H_C^{\parallel} = H_{C0}^{\perp} - H_{C0}^{\parallel} - \chi\varepsilon_{\perp} = H_{C0}^{\perp} - H_{C0}^{\parallel} + \chi\frac{\mu\sigma_i}{E} = \Delta H_{C0} + \frac{\chi\mu\sigma_i}{E} \tag{7}$$

где ΔH_{C0} анизотропия коэрцитивной силы при $\sigma_i = 0$. Определяя величину приращения анизотропии коэрцитивной силы как разность величин ΔH_C и ΔH_{C0} получаем:

$$\delta(\Delta H_C)_p = \Delta H_C - \Delta H_{C0} = \frac{\chi\mu\sigma_i}{E} \tag{8}$$

Здесь индекс *p* обозначает, что вариация находится для испытаний в условиях растяжения.

Согласно решения задачи Ламэ, труба, подвергнутая действию внутреннего давления находится в условиях объемного напряженного состояния, т.е. в условии действия нормальных кольцевых (окружных), осевых и радиальных напряжений. Газопроводные трубы можно считать тонкостенными поэтому радиальными напряжениями можно пренебречь

Общий случай двуосного растяжения-сжатия $\sigma_x = \sigma_{\parallel}; \sigma_y = \sigma_{\perp}; \sigma_z = 0$

Предполагаем, что

$$\sigma_{\perp} = k\sigma_{\parallel}, \tag{9}$$

при условии $-1 \le k \le 1$. При этом согласно (4):

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{\sigma_{\parallel}^2 (1-k)^2 + \sigma_{\parallel}^2 + k^2\sigma_{\parallel}^2} = \sigma_{\parallel}\sqrt{1-k+k^2} \tag{10}$$

Откуда

$$\sigma_{\parallel} = \frac{\sigma_i}{\sqrt{1-k+k^2}} \tag{11}$$

$$\varepsilon_{\perp} = \frac{1}{E} \cdot (\sigma_{\perp} - \mu\sigma_{\parallel}) = (k-\mu) \cdot \frac{\sigma_{\parallel}}{E} = \frac{\sigma_i (k-\mu)}{\sqrt{1-k+k^2}} \tag{12}$$

Согласно (2),

$$H_C^{\perp} = H_{C0}^{\perp} - \chi\varepsilon_{\perp} = H_{C0}^{\perp} - \chi \cdot (k-\mu) \cdot \frac{\sigma_i}{E\sqrt{1-k+k^2}}; \; H_C^{\parallel} \approx H_{C0}^{\parallel} = const. \tag{13}$$

$$\Delta H_C = H_{C0}^{\perp} - H_{C0}^{\parallel} - \chi(\mu-k) \cdot \frac{\sigma_i}{E\sqrt{1-k+k^2}} = \Delta H_{C0} - \chi(\mu-k) \cdot \frac{\sigma_i}{E\sqrt{1-k+k^2}}. \tag{14}$$

Откуда величина приращения анизотропии коэрцитивной силы будет:

$$\delta(\Delta H_C) = \Delta H_C - \Delta H_{C0} = \chi(\mu-k) \cdot \frac{\sigma_i}{E\sqrt{1-k+k^2}} \tag{15}$$

Следовательно, метод магнитной коэрцитиметрии может найти широкое применение как экспресс-метод неразрушающего анализа вида напряженного состояния нефтегазопроводов.

ПРОЧНОСТНЫЕ И АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА НАПОЛНЕННОГО БРОНЗОЙ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

Чердынцев В. В.[1], Калошкин С. Д.[1], Сударчиков В. А.[1], Дорофеев А. А.[2], Данилов В. Д.[3], Мочкина И. В.[2], Юрьева Н. В.[2]

[1]*Московский Институт Стали и Сплавов, Москва, Россия,*
vvch@misis.ru
[2]*Институт Машиноведения им. Благонравова РАН, Москва, Россия*
[3]*ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров, Россия*

Конструирование перспективных полимерматричных композитов основывается на анализе условий функционирования изделий, для которых предназначаются разрабатываемые материалы. В нашей работе ставилась задача разработки материалов для подшипниковых и уплотнительных конструкций. Для приготовления композитов мы применяли твердофазный механоактивационный метод, использование которого для синтеза полимерматричных композиционных материалов получило определенное распространение [1–3].

К полимерной матрице предъявляются такие требования, как достаточная механическая прочность, стойкость к воздействию агрессивных сред, удовлетворительные трибологические характеристики, прежде всего антифрикционные свойства, достаточная термостойкость. В нашей работе в качестве матрицы использовался сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ). Этот полимер, благодаря низкому коэффициенту трения, высокой химической стойкостью в агрессивных средах, эффекту самосмазывания, часто рассматривается в качестве матрицы для композиционных антифрикционных материалов [4, 5].

Наполнитель должен характеризоваться более высокой твердостью и прочностью, чем у материала матрицы, удовлетворительными антифрикционными свойствами, высокой теплопроводностью, удовлетворительной адгезией к материалу матрицы или реакционной связью с ней. Бронза, как материал, обладающий перечисленными характеристиками, также рассматривается в качестве наполнителя при разработки полимерматричных композитов, преимущественно на основе политетрафторэтилена [6, 7]. В настоящей работе была поставлена задача получения композиционного материала СВМПЭ/бронза и определения его физико-механических и трибологических свойств.

В качестве исходных материалов использовались порошок СВМПЭ GUR производства Ticona Gmbh. Молекулярная масса СВМПЭ составляла $3–6\cdot 10^6$, температура начала плавления составляла 152^0С, и бронзовый порошок марки БПК по ТУ 8-08-09-7-85. Приготовление композиционного материала осуществляли совместной механоактивацией порошков СВМПЭ и бронзы с использованием планетарной шаровой мельницы МПФ-1 и тороидальной вибрационной мельницы МВ-0.05. Компактирование проводили прямым термопрессованием. Механические испытания образцов проводили на испытательных машинах фирмы INSTRON, обеспечивающих измерение нагрузки с погрешностью не более 1% от измеряемой величины. Трибологические испытания проводили на оригинальном стенде, позволяющем изучать работу материалов в режиме сухого трения скольжения, имеющем место в уплотнительных конструкциях машин и механизмов различного назначения. Описание экспериментальной установки приведено в работе [8].

Для исследования влияния процесса механоактивации на свойства чистого СВМПЭ, порошок СВМПЭ подвергался механоактивации в течение 30 минут на планетарном механоактиваторе. Механоактивация оказывает влияние на свойства полимера, приводя к снижению предела прочности и модуля упругости, и росту относительного удлинение образца при разрыве. Наблюдаемые изменения свойств скорее всего связаны с процессами механодеструкции, проходящими в процессе механоактивации полимера [9]. Механоактивация приводит к изменению свойств полимеров: снижению молекулярной массы, понижению температуры текучести и удельного давления прессования.

Так как образцы для проведения испытаний прессовались в одинаковых формах, а объем навесок существенно отличался, была проведена оценка зависимости насыпной плотности от времени механоактивации. С увеличением времени механоактивации на планетарном смесителе насыпная плотность материала снижается в 2 – 2,5 раза, а примерно после 30 мин выходит на плато.

На рис. 1 приведены зависимости, связывающие физико-механические характеристики композита при растяжении с концентрацией бронзовой пудры в материале. Оценивалось влияние способа механоактивации на различных механоактиваторах на свойства готового материала. Анализируя полученные зависимости предела прочности и относительного удлинения σ_{pp} и ε_{pp}, можно отметить, что они имеют достаточно ярко выраженные экстремумы. Для предела прочности при растяжении эти экстремумы соответствуют примерно 10–20%-ному содержанию бронзовой пудры. Кроме этого, кривые зависимостей прочности от содержания бронзовой пудры практически одинаковы, как для планетарного, так и для вибрационного механоактиватора. Модуль упругости *Ep*, с увеличением процентного содержания порошка бронзы возрастает от ~500 МПа до 3500МПа и выше.

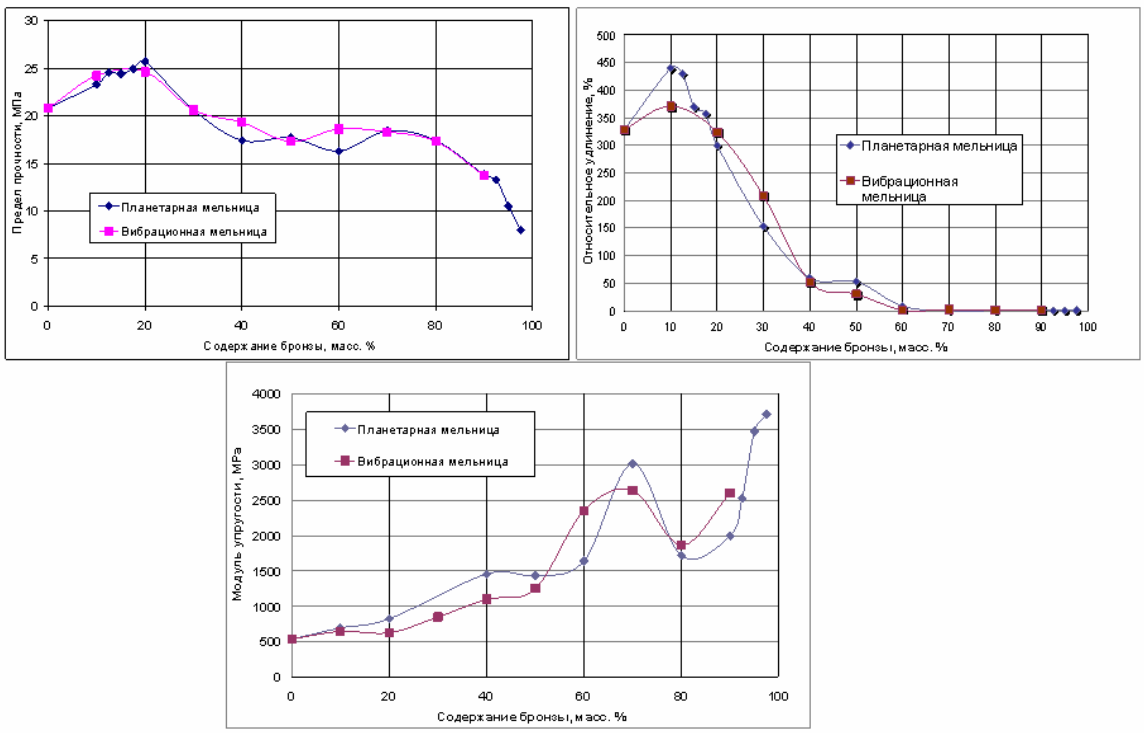


Рис.1. Зависимости предела прочности, относительного удлинения и модуля упругости от содержания бронзы в образце.

Как следует из анализа результатов трибологических испытаний, оптимальная концентрация наполнителя, при которой получены минимальные коэффициенты трения, составила 20 масс.% и 10 масс.% в композитах, порошковые смеси которых были обработаны соответственно в планетарном и вибрационном активаторах. Для ненаполненных образцов коэффициенты трения превосходят указанные минимальные значения в среднем в 1,6–2 раза. С ростом концентрации наполнителя износостойкость полимерматричных композитов повышается, этому процессу соответствует также увеличение микротвердости поверхности трения

Контактное и фрикционное взаимодействие полимерных композитов с жесткой поверхностью, как это следует из анализа проведенных исследований, подчиняется молекулярно-механической теории трения и изнашивания. Износ полимерных композитов происходит вследствие как адгезионного, так и деформационного взаимодействий. Для большинства испытанных образцов основным видом фрикционного взаимодействия и разрушения фрикционных связей можно считать упругое деформирование, так как на фактических контактах напряжения и деформации не превышали предельные разрушающие прочностные характеристики материала. Усталостное изнашивание при пластическом деформировании наблюдалось в ходе приработки образцов (синтез в вибрационном активаторе) при испытании с максимальной нагрузкой. При продолжении испытаний этот вид взаимодействия вырождается в упругое деформирование контакта композита с жесткой поверхностью диска. Отмечено также появление такого вида взаимодействия, как «микрорезание» в результате внедрения единичных неровностей жесткой поверхности в образец.

В рамках описанных видов контактного и фрикционного взаимодействия расчетная оценка интенсивности изнашивания материала базируется на учете многих факторов, к которым относятся физико-механические свойства материала изнашиваемой поверхности, параметры шероховатости жесткой поверхности диска, параметры, характеризующие нагружение контакта и фрикционная усталость материала. Анализ выполненных исследований дают основание предположить, что определяющими изнашивание образцов параметрами являются контактное давление p, коэффициент трения f, твердость H поверхности образца, средние значения максимальной высоты неровностей и радиуса кривизны вершин неровностей, и другие факторы.

Список литературы

1. Font, J.; Muntasell, J.; Cesari E., Mater. Res. Bull. 1999, *24*, 157-165.
2. Sorrentino, A.; Gorrasi, G.; Tortora, M.; Vittoria, V., Polymer 2005, *46*, 1601-1608.
3. Mangiacapra, P.; Gorrasi, G.; Sorrentino, A., Carbohydr. Polymers 2006, *64*, 516-523.
4. Cohen, Y.; Rein, D.M.; Vaykhansky, L., Comp. Sci. Tech. 1997, *57*, 1149-1154.
5. Liu, C.; Ren, L.; Arnell , R.D.; Tong, J., Wear 1999, *225-229*, 199-204.
6. Bijwe, J.; Logani, C.M.; Tewari, U.S., Wear, 1990, *138*, 77-92.
7. Kawakame, M.; Bressan, J.D., J. Mater. Proces. Tech. 2006, *179*, 74-80.
8. Чердынцев, В.В.; Калошкин, С. Д.; Томилин, И.А.; Шелехов, Е.В.; Лаптев, А.И.; Степашкин, А.А.; Данилов, В.Д., Физ. мет. металловед. 2007, *104*, 517-524.
9. Барамбойм Н.К., Механохимия высокомолекулярных соединений, М. Химия, 1971

ОЦЕНКА СТЕПЕНИ МЕХАНИЧЕСКОГО ИЗНАШИВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ МАГНИТНЫХ ШУМОВ

Венгринович В. Л., Бусько В. Н., Довгялло А. Г., Макаров А. В.*, Горкунов Э. С.* Малыгина И. Ю.*

ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси»,
veng@iaph.bas-net.by
* *ГУ «Институт машиноведения УрО РАН»*,
makarov@imach.uran.ru

Проблема повышения прочностных характеристик ферромагнитных материалов, изделий и конструкций напрямую связана с решением задачи повышения механических характеристик поверхностных слоев металла. Для изучения влияния состояния поверхностных слоев сталей на их механическую прочность и разработки методов их неразрушающего контроля (НК) и диагностики необходимо выполнить экспериментальные исследования влияния процессов изнашивания на физико-механические свойства поверхностных слоев. Один из основных факторов, приводящих к изнашиванию поверхностных слоев – фрикционное или абразивное воздействие на поверхностные слои металла [1]. Другие виды механической абразивной обработки также приводят к созданию деформированного или упрочненного слоя. Кроме того, поверхностная обработка сталей относится к эффективным способам поверхностного упрочнения металлов и способствует увеличению сопротивления износу [2]. Цель работы – установление корреляционных связей между структурой поверхности металла на различных стадиях фрикционной и абразивной механической обработок, с одной стороны, и интенсивностью магнитного шума (МШ), с другой. В качестве метода исследования и контроля фрикционного и абразивного изнашивания использовался магнитный метод эффекта Баркгаузена (МЭБ), а средств – разработанные в ИПФ НАН Беларуси магнитошумовая аппаратура типа Интромат и ИМШ, сенсорные преобразователи и программное обеспечение [3–6]. Значения и распределения в пространстве регистрируемого (МШ) находятся во взаимосвязи с состоянием металла, поэтому могут быть выбраны в качестве критерия при качественной и количественной оценке степени изнашивания.

Были проведены две группы экспериментов. В первой группе для исследования влияния степени механического изнашивания на уровень (МШ) использовались образцы из высокопрочной авиационной стали типа 30 ХГСНА в виде дисков с моделируемым по их наружной окружности абразивным износом в виде дорожек с помощью шлифовальной шкурки. Толщина слоя износа определялась расчетным путем и находилась в пределах от 0 до 0,8 мм. Факторами, определяющими характер и интенсивность процесса изнашивания, являются повышенная твердость изнашиваемого поверхностного слоя металла, наличие пластической деформации, контактные напряжения, а также материал контрагентов. На рис. 1 представлены экспериментальная и полиномиальная зависимости влияния степени абразивного изнашивания образцов стали 30ХГСНА на уровень (МШ), измеренного магнитошумовым анализатором [6]. Из анализа зависимости сигнала $V = f(d)$, где V – уровень сигнала, мВ, d – толщина изношенного слоя, видно, что, с увеличением степени абразивного износа, оцениваемого толщиной слоя (d), происходит постепенное увеличение значений (МШ). В диапазоне (d) от 0 до 0,5 мм рост значений (МШ) происходит интенсивно, а в диапазоне 0,5–0,8 мм – уровень (МШ) практически не меняется.

Металлографические исследования показали, что при данных режимах абразивного изнашивания структура поверхностного слоя, практически не изменилась, что позволяет сделать вывод о том, что данный вид износа не приводит к изменению структуры деформированного слоя. Температура слоя металла при таком режиме обработки оказалась ниже критической температуры, которая могла бы изменить структуру металла в результате, например, прижогов отпуска или закалки. Следовательно, изменение уровня (МШ) при изменении (d) определяется, изменением и перераспределением в изнашиваемом слое остаточных напряжений и микродеформаций.

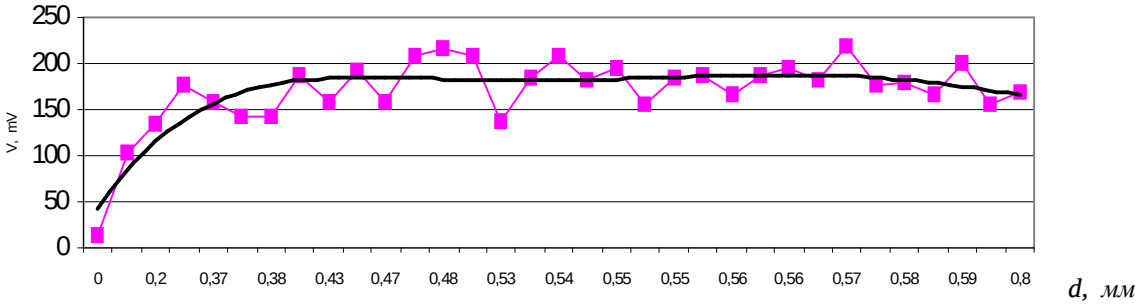


Рис. 1. Экспериментальные данные и полиномиальная зависимость показаний прибора ИМШ (V) от толщины слоя абразивного износа (d) образцов стали 30ХГСНА.

Во второй группе экспериментов использовались образцы из пружинной стали 65Г, инструментальной У8 и среднеуглеродистой стали 50, подвергнутые фрикционной обработке (ФО) путем сухого трения скольжения с помощью контрагентов из меди, керамики и высокотвердого материала ВК8, соответственно. Этот вид изнашивания поверхностного слоя металла можно рассматривать как частный случай абразивного изнашивания. В результате трения контактируемых пар «металл-металл» (рабочее тело – сталь У8, контрагент–медь), «металл–керамика» (сталь 65Г и керамика), “сталь 50-ВК8”, образовывались зоны износа шириной 7–8 мм и длиной путей трения – от 60 до 80 мм для сталей У8 и 65Г и 4–5 мм длиной 18 мм для стали 50 [6–7]. Для примера на рис. 2 представлены распределения уровня (МШ) по длине образца стали У8 при двух режимах изнашивания (верхняя кривая соответствует большему давлению F_1 контрагента на металл, чем нижняя F_2). Аналогичный график был получен для образца стали 65Г [6]. Анализ показал, что: уровень значений (МШ) в области зоны износа значительно превышает уровень (МШ) для зоны основного металла; распределение уровня (МШ) по длине деформируемой зоны износа имеет неоднородный характер и зависит от режима и условий износа (давление, скорость, материал контрагента); структурно-напряженное состояние начала и конца путей трения почти на порядок отличаются от середины зоны износа. На рис. 3 представлены экспериментальные зависимости уровня МШ (V) от температуры отпуска ($T_{отп}$) для образцов стали 50 после (ФО) высокотвердым материалом ВК8 и последующего отпуска, полученные с помощью прибора ИМШ. Деформирование поверхности образцов осуществлялось возвратно-поступательным движением полусферического индентора радиусом 2,5 мм из сплава ВК8. $T_{отп}$ составляла 100–600^{o} [2,6]. Кривые получены с учетом разницы уровней (МШ) для деформированной и исходной поверхностей образцов во всем диапазоне $T_{отп}$. Измеренные средние по длине и ширине образцов значения толщины упрочненного слоя (d) после (ФО) варьировалась в пределах 0,056–0,112 мм, что свидетельствует о значительной неоднородности слоя (d) по образцу.

Зависимость между ($T_{опт}$) и толщиной упрочненного слоя отсутствует. Сухое трение скольжения приводит к резкому росту уровня (МШ) в области низких ($T_{отп}$) с последующим его снижением при росте ($T_{отп}$), что свидетельствует о влиянии упрочнения на доменную структуру ферромагнетика за счет возможного уменьшения в кристаллической решетке количества дефектов типа дислокаций. Таким образом: 1. В образцах высокопрочной, пружинной и инструментальной сталей с увеличением степени абразивного механического износа происходит рост уровня магнитного шума. 2. Фрикционная и термическая обработка поверхности металла стали 50, приводящая к созданию поверхностно-упрочненных слоев с ультрадисперсной нанокристаллической структурой [2,6,7], сопровождается изменением доменной структуры ферромагнетика и резким увеличением (МШ) относительно неупрочненной поверхности. Полученные данные указывают на хорошую выявляемость степени износа с помощью (МЭБ).

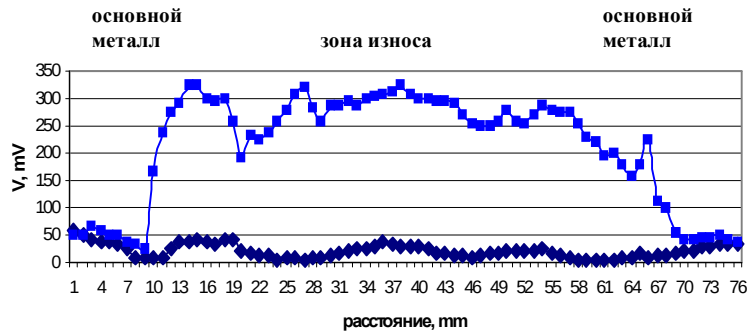


Рис. 2. Изменение показаний прибора ИМШ вдоль двух зон износа, полученных с помощью контртела из меди при различных режимах (F_1>F_2), в образце стали У8.

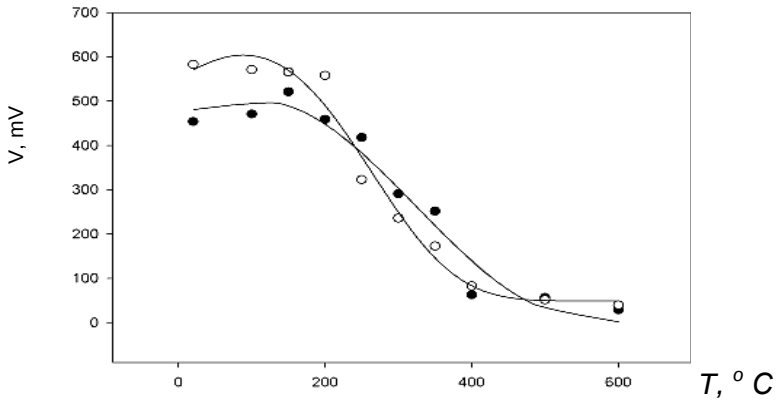


***Рис.* 3.** Экспериментальные данные и полиномиальные кривые показаний прибора ИМШ от $T_{отп}$. в стали 50 при взаимно ортогональных положениях ПБ: точки «о» – продольное положение ПБ относительно длины образца, «•» – перпендикулярное.

Авторы благодарны д.ф.-м.н. В.А. Кукареко (ГНУ «ОИМ НАНБ») за предоставленные образцы из пружинной и инструментальной сталей.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ и БФФИ и ГКПНИ «Механика».

Список литературы

1. Когаев В.П., Дроздов Ю.Н. Прочность и износостойкость деталей машин. М.: Высшая школа, 1991, - 319 с.
2. Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Солодова И. Л., Малыгина И. Ю. Твердость, теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упрочненных в условиях трения скольжения. // Деформация и разрушение, 2006, № 4, С. 26-33.
3. Венгринович В.Л. Магнитошумовая структуроскопия. Мн.: Наука и техника, 1989, 232 с.

4. Венгринович В.Л., Денкевич Ю.Б., Цукерман В.Л. Новые возможности оценки напряжений методом эффекта Баркгаузена / В мире неразрушающего контроля, 2005, № 1, С. 36-39.
5. Бусько В.Н., Венгринович В.Л., Довгялло А.Г., Кукареко В.А., Комарова В.И. Возможность контроля методом магнитных шумов деградации металла в результате поверхностного изнашивания / Химическая техника, 2007, № 6, С. 34-36.
6. Венгринович В.Л., Бусько В.Н., Довгялло А.Г., Макаров А.В., Горкунов Э.С., Осинцева А.Л. //Матер. VI межд. НТК «Надежность и безопасность магистрального трубопроводного транспорта», Новополоцк, Беларусь, 2007, С. 89-91.
7. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой// Металловедение и термическая обработка металлов, 2007, № 3, С. 57-62.

МЕТОДЫ ОЦЕНКИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ЧИСТОЙ СТАЛИ И ПРОГНОЗ ЕЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ

Трушникова А. С., Шибаев С. С., Григорович К. В., Горохов А. А.

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН,
trushnik@imet.ac.ru

Одним из представителей изделий из «чистой» стали являются железнодорожные рельсы. Долговечность работы рельсов во многом зависит от степени загрязненности стали неметаллическими включениями. Причиной выхода из строя рельсов в 37–65 % случаев (за 2005 год по данным разных авторов) [1] являются неметаллические включения (НВ), которые являются очагами зарождения контактно-усталостных трещин.

Проведенные исследования [2] показывают, что в рельсовых сталях с различной эксплуатационной стойкостью параметры микроструктуры практически не различаются, в то время как количество, морфология и химический состав включений имеют существенные различия. Известно, что контактно-усталостные трещины развиваются на крупных недеформируемых одиночных НВ или на строчечных скоплениях хрупких оксидов. В обоих случаях размер включений и строчек должен превышать критический.

Существующие методы контроля устарели, т.к. были разработаны более 30 лет назад. Поэтому получаемые критерии чистоты по НВ не позволяют сделать выводы о работоспособности рельсов.

Традиционно используемый металлографический метод при рабочем увеличении ×100 достоверно позволяет определять лишь включения крупнее 3 мкм. Кроме того, сложно обнаружить крупные включения, т.к. их содержание невелико а вероятность их обнаружения крайне мала.

Метод газового анализа, а также разработанный на его основе метод фракционного газового анализа, позволяет вычислить объемную долю оксидов разного типа по результатам определения содержания кислорода, но не дает информацию о размерах включений.

Поэтому остро стоит проблема выбора новых критериев для оценки загрязненности рельсовой стали неметаллическими включениями.

Материалы и методики исследования

Исследования проводили на образцах железнодорожных рельсов состава (масс.%): 0,73–0,81 C, 0,21–0,82 Si, 0,31–1,21 Mn, 0,02–0,15 % Ni, 0,001–0,02 Al, 0,03–1,02 Cr, 0,001–0,012 Ti.

Количественный металлографический анализ НВ проводили на микроскопе OLYMPUS PME-3 при увеличении ×100 с использованием автоматического анализатора изображения Inclusion Expert фирмы «LECO». Для каждого обнаруженного включения программа анализа изображения измеряла его длину, ширину, площадь, а также степень деформации (b) (отношение длины к ширине). Все оксидные включения были разделены по степени их вытянутости на «недеформируемые» ($b<2$) и «пластичные» ($b>2$). Для включений каждого типа определили их объемную долю как отношение суммарной видимой на шлифе площади включений к площади шлифа.

Фракционный газовый анализ проводили на анализаторе азота и кислорода TC-600 фирмы «LECO». Методом ФГА определяли количество кислорода, содержащееся в присутствующих типах оксидов [3].

Результаты экспериментов и обсуждение результатов

Металлографические исследования показали, что основными оксидными неметаллическими включениями являются хрупкие включения алюминатов сложного состава и пластичные силикаты, что подтвердили результаты локального микрорентгеноспектрального микроанализа.

По результатам ФГА наилучшая корреляция (R^2 = 0,87) с эксплуатационной стойкостью рельсов, прошедших полигонные испытания на Экспериментальном кольце ВНИИЖТ, получена для содержания кислорода в недеформируемых оксидных включениях. Несмотря на линейную зависимость между объемной долей оксидов разного типа и содержанием кислорода в них [4], объемная доля недеформируемых включений, определенная металлографически, имеет низкую корреляцию (R^2 = 0,46).

Возможно, плохая корреляция с результатами металлографического метода объясняется его недостатками: малой вероятностью обнаружения крупных включений, вносящих большой вклад в величину объемной доли, влиянием неравномерности распределения НВ в металле и невысокой представительностью (ФГА позволяет проанализировать объем металла, на два порядка больший, чем металлографический метод [4]). Кроме того, существенное влияние оказывает степень деформации металла, которая приводит к тому, что металлографический метод обнаруживает лишь около 60 % недеформируемых и 20 % пластичных оксидов выявленных методом ФГА.

На основе исследований методом ФГА образцов рельсового металла, отобранного из партий рельсов, с известной эксплуатационной стойкостью, был вычислен оксидный коэффициент чистоты, учитывающий вклад НВ различных типов в процесс образования контактно-усталостных трещин [5]. Линейная зависимость оксидного коэффициента чистоты и эксплуатационной стойкости с высоким коэффициентом корреляции R^2 = 0,87 позволяет прогнозировать эксплуатационную стойкость рельсов.

Несмотря на имеющиеся недостатки, металлографический метод остается незаменимым для получения информации о морфологии неметаллических включений, диапазоне их размеров и характере их распределения в металле.

Для получения информации о содержании крупных включений целесообразно использовать методы статистики экстремальных значений. Нами совместно с кафедрой ВМК МГУ была разработана методика прогноза содержания максимального

размера включения на основании распределения Парето. Гистограмма распределения включений по размерным группам апроксимируется методом максимального правдоподобия. Для получившейся кривой вычисляют коэффициенты в распределении Парето. Затем по полученным данным вычисляют максимальный размер включения. Преимущество метода заключается в том, что прогнозируемый размер включения слабо зависит от объема металла.

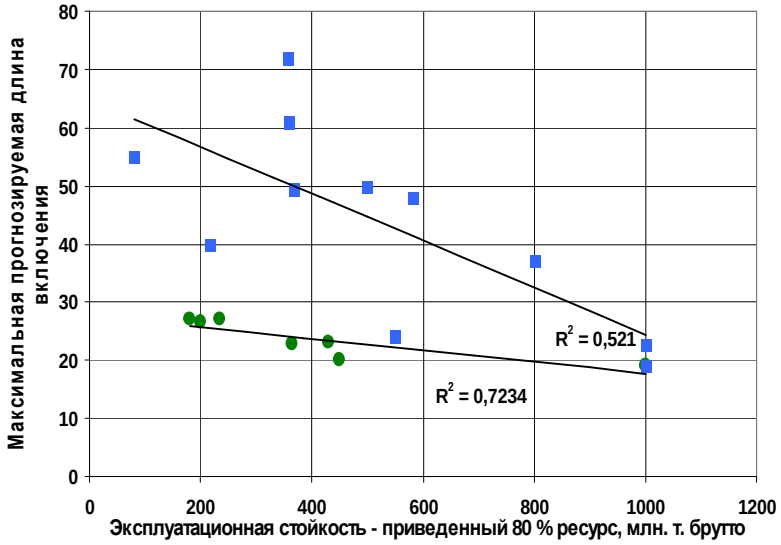


Рис. Зависимость между максимальной прогнозируемой длиной оксидных включений и эксплуатационной стойкостью рельсов.

Вычисленные с помощью этой методики максимальные размеры включений в рельсовых сталях двух способов выплавки (рис.) имеют зависимости от эксплуатационной стойкости с коэффициентами корреляции R^2 = 0,52 для стали мартеновских плавок (■) и R^2 = 0,87 – для сталей конвертерного производства (●).

Таким образом, для получения достоверной информации о содержании неметаллических включений в деформированной стали, наряду с металлографическим методом, целесообразно использовать метод фракционного газового анализа. Результаты метода ФГА дают высокую корреляцию с эксплуатационной стойкостью рельсовой стали и позволяют делать прогноз по величине оксидного коэффициента чистоты. По результатам количественной металлографии с помощью методов статистики экстремальных значений получена высокая корреляция прогнозируемого максимального размера оксидных включений и эксплуатационной стойкости.

Список литературы

1. Повышение качества и эксплуатационной стойкости рельсовых скреплений (по материалам Рельсовой комиссии 2006 г.): Сборник докладов. – Новосибирск: Изд-во СГУПСа, 2007.
2. Неметаллические включения в рельсовой стали: Сб. науч. тр. Екатеринбург: ГНЦ РФ ОАО «УИМ», 2005. С.102-115, 41-58.
3. К.В. Григорович. Фракционный газовый анализ – новое направление в контроле качества материалов // Аналитика и контроль. 2000. Т. 4, № 3. С. 244-251.
4. Григорович К.В., Трушникова А.С., Арсенкин А.М., Шибаев С.С. Современные методы контроля оксидных неметаллических включений в стали и их информативность // Электрометаллургия. № 5. 2008. С. 15-20.
5. Григорович К.В., Трушникова А.С., Арсенкин А.М., Шибаев С.С., Гарбер А.К. Исследование структуры и металлургического качества рельсовых сталей разных производителей // Металлы. 2006. №5. с.1-16.

УЧЕТ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ ПРОВЕДЕНИИ ПРОЧНОСТНЫХ РАСЧЕТОВ ЛОПАТОК ТУРБИН ГТД

Васильев Б. Е., Магеррамова Л. А., Потепалова И. В.

ФГУП ЦИАМ им. П.И.Баранова, Москва
bor-vassiljev@yandex.ru

Введение

Применительно к авиационным двигателям нового поколения, большую актуальность представляют расчеты на прочность охлаждаемых лопаток турбин с помощью конечно-элементных моделей.

Постоянная тенденция повышения рабочих температур и нагрузок на детали турбин заставляют применять более точные геометрические модели и модели поведения материалов, из которых они изготовлены. Для деталей двигателей, в частности лопаток турбин, работающих в условиях повышенной температуры, наряду с упругими напряжениями, необходимо определять напряжения с учетом вязкопластического деформирования материала и перераспределения напряжений в процессе работы.

Для лопаток турбин из жаропрочного никелевого сплава, подверженных действию неравномерного поля температур и центробежных сил, были подобраны различные аналитические зависимости, описывающие деформации и скорости деформаций ползучести для определения кинематики напряженно-деформированного состояния. Даны рекомендации для расчетов лопаток турбин с учетом ползучести

Постановка и решение задачи

Расчеты на прочность охлаждаемых лопаток турбин авиационных двигателей нового поколения с помощью трехмерных конечно-элементных моделей приобрели в настоящее время большую актуальность.

Современные расчетные конечно-элементные модели позволяют проводить расчеты с использованием физически нелинейных свойств материала, в том числе ползучести.

Для вычисления изменения напряженно-деформированного состояния с течением времени могут использоваться различные методики, основанные на различных теориях ползучести для геометрических моделей лопаток различного уровня. Например, методика, использующая изохронные кривые деформирования.

Серия изохронных кривых (рис.1) отражает зависимость полной деформации ε от напряжения σ, для нескольких значений времени (t = const для каждой кривой при заданной температуре). Расчет детали заменяется серией расчетов для каждого момента времени, для которого имеется изохронная кривая, которая используется вместо кривой мгновенного деформирования. Ввиду того, что эта методика относится к теории старения, то поэтому она не может описать ступенчатое нагружение, т.к. согласно этой теории в момент изменения напряжения деформация ползучести должна иметь разрыв, что, очевидно, невозможно.

В качестве альтернативы этой методике, в программном комплексе ANSYS можно использовать одно из предложенных уравнений, описывающих процесс ползучести на основании различных гипотез ползучести. Используя какое-либо уравнение необходимо определять величины его коэффициентов для применяемого материала на основе экспериментальных данных.

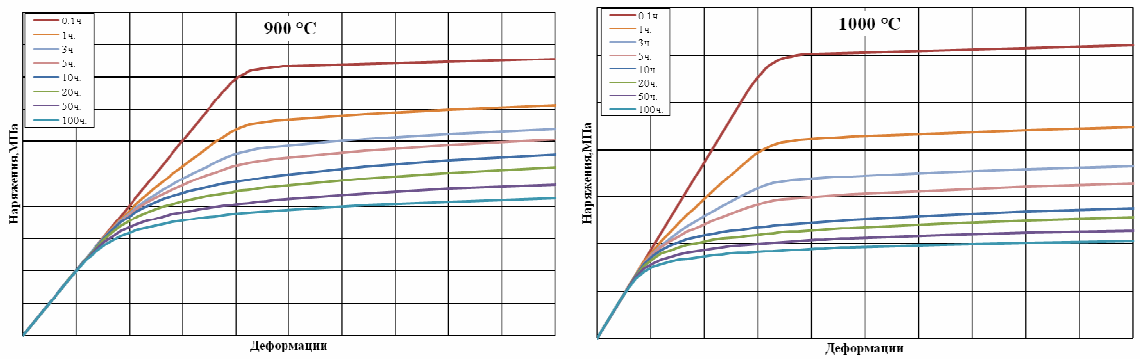


Рис.1. Изохронные кривые сплава ЖС32<001>

Использование аналитических уравнений зависимости скорости или деформации ползучести сокращает время, повышая точность расчета, и дает возможность сократить объем обработки экспериментальных данных

Для описания кинематики напряженно-деформированного состояния лопаток из сплава ЖС32<001> из библиотеки ANSYS выбраны четыре уравнения (нумерация уравнений согласно библиотеке ANSYS):

№1 $$\dot{\varepsilon}_{cr} = C_1 \sigma^{C_2} \varepsilon_{cr}^{C_3} \cdot e^{\frac{-C_4}{T}} \quad (1)$$

№2 $$\dot{\varepsilon_{cr}} = C_1 \sigma^{C_2} t^{C_3} \cdot e^{\frac{-C_4}{T}} \quad (2)$$

№10 $$\dot{\varepsilon_{cr}} = C_1 \sigma^{C_2} \cdot e^{\frac{-C_3}{T}} \quad (3)$$

№11 $$\varepsilon_{cr} = \frac{C_1 \sigma^{C_2} t^{C_3+1} \cdot e^{\frac{-C_4}{T}}}{C_3+1} + C_5 \sigma^{C_6} t \cdot e^{\frac{-C_7}{T}} \quad (4)$$

Структура уравнения (модели) № 2 для ползучести первой и №11 для первой и второй стадий совместно представляют варианты записи известной гипотезы течения. Уравнение №1 относится к теории упрочнения.

Необходимо отметить, что для каждой температуры, для которой имеются экспериментальные данные, необходимо задавать один набор коэффициентов для всего семейства кривых ползучести.

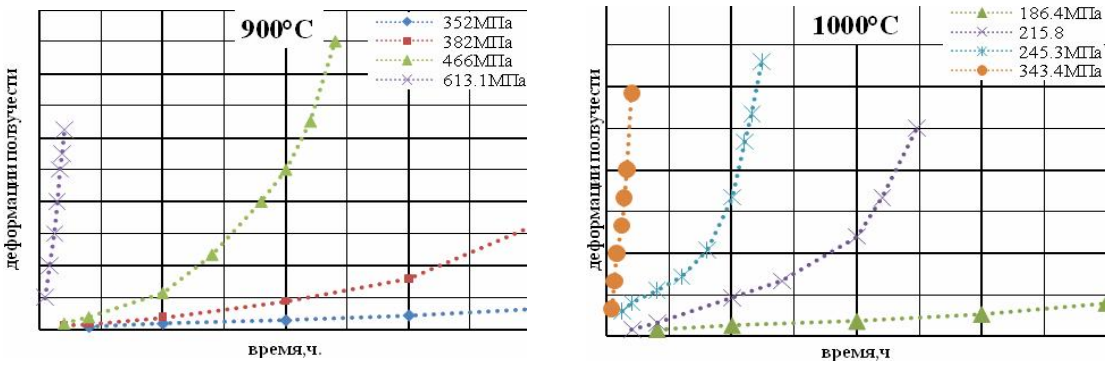


Рис.2. Экспериментальные кривые ползучести сплава ЖС32<001>

Время и, иногда, результат вычисления зависит от количества расчетных шагов. При использовании изохронных кривых необходимо заранее выбирать расчетные шаги по времени и, соответственно, их продолжительность. При использовании программного комплекса ANSYS количество шагов определяется автоматически.

Влияющим параметром является величина максимального относительного приращения деформации ползучести за один шаг по времени.

Полученные коэффициенты уравнений использованы в расчете на ползучесть лопатки турбины, работающей в поле центробежных сил и неравномерного поля температур (рис. 3). Сравнивались кривые релаксации напряжений, для характерной зоны лопатки

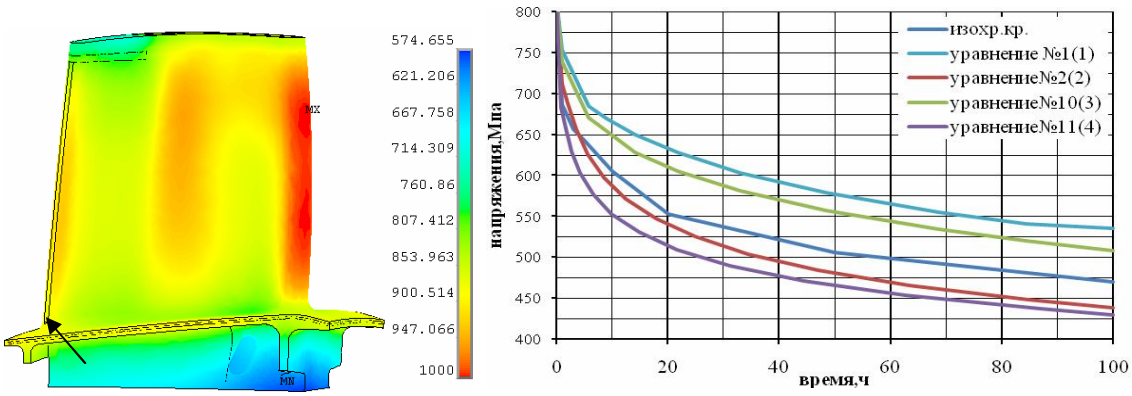


Рис.3. Изменение напряжения Мизеса по времени при расчете в программном комплексе ANSYS с использованием разных моделей.

Анализ результатов показывает, что использование различных уравнений приводит при проведении расчета при постоянной нагрузке к похожим результатам ввиду того, что коэффициенты уравнений подобранны для одних и тех же экспериментальных данных. Различие состоит лишь в удобстве подбора коэффициентов. Наиболее удобным и достаточно достоверным для решения задач определение кинетики напряженно-деформированного состояния лопаток из сплава ЖС32<001> с учетом ползучести является уравнение деформации ползучести № 11.

Так как уравнение №11 описывает деформации ползучести, а уравнение №1,2 и 10 – скорость деформаций ползучести, подбор коэффициентов для уравнения №11 осуществить проще, чем для уравнения №1,2 и 10, для которых необходимо проводить операцию дифференцирования деформации по времени, что приводит к дополнительным погрешностям вычислений. Что касается уравнения №1, то для определения его коэффициентов необходимо еще и перестроить экспериментальные данные для каждой температуры в координатных осях $\frac{de}{dt} = f(e, s)$.

Заключение

Для решения задач вычисления кинетики напряженно-деформированного состояния и длительной статической прочности лопаток турбин, изготовленных из сплава ЖС32<001>, рекомендуется использовать уравнение деформации ползучести с найденными по экспериментальным данным коэффициентами

Список литературы

1. Е.Н. Каблов, Е.Р. Голубовский. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение. 1998г. с.463.
2. Н.Н. Малин. Расчеты на ползучесть элементов машиностроительных конструкций. М.: Машиностроение, 1981. -221 с., ил. -(Б-ка расчетчика)
3. И.А. Биргер, Б.Ф. Шорр. Термопрочность деталей машин. М.: Машиностроение, 1975. стр. 455. ил

МИКРОСТРУКТУРА И ТЕКСТУРА ВТСП КЕРАМИКИ $YBa_2Cu_3O_{7-x}$, ДЕФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Имаев М. Ф., Кабирова Д. Б.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
marcel@imsp.da.ru

Острая текстура является одним из важнейших условий получения высокой плотности критического тока (J_c) в ВТСП материалах. Перспективным методом получения острой текстуры в этих материалах является горячее кручение под давлением (ГКД). Например, с помощью ГКД в керамике $Bi_2Sr_2CaCu_2O_{8+x}$ удалось получить острую текстуру и высокие сверхпроводящие свойства [1]. Целью данной работы было исследовать влияние температуры ГКД на микроструктуру и степень базисной текстуры керамики $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123). Спеченные таблетки Y123 Ø10 мм и h = 2 мм деформировали при постоянной нагрузке 150 кг в интервале температур 900–1040°С. Скорость кручения составляла $1{,}5\cdot10^{-3}$ об/мин, угол кручения 90°. Степень ориентации осей зерен [001] в направлении нормали к широкой поверхности (фактор F) рассчитывали по формулам: $F = (P - P_o)/(1 - P_o)$ и $P = \sum J_{(00l)}/\sum J_{(hkl)}$, где P сумма интенсивностей всех пиков (00l), деленная на сумму интенсивностей пиков (hkl) в текстурированном образце. P_o – эквивалентный параметр для порошка. Микроструктуру исследовали на поперечных шлифах после разрезания их вдоль диаметра. Измеряли среднюю длину (L), ширину (H) и коэффициент формы ($A = L/H$) зерен фазы Y123.

На рис. 1 показана ДТА кривая недеформированного образца. Видно, что наряду с основным инконгруэнтным плавлением фазы Y123 в температурном интервале 1000–1038°С наблюдается широкий эндотермический пик, соответствующий частичному плавлению в интервале 900–930°С. Начало этого пика соответствует двойной (e_1) и/или тройной e_2 эвтектике [2]. Деформация приводит к росту степени базисной текстуры. На зависимости $F(T_д)$ четко наблюдаются четыре температурных интервала изменения F: 1) 900–935°С, F растет; 2) 935–1000°С, F постоянен; 3) 1000–1020°С, F растет; 4) 1020–1035°С, F уменьшается (рис.2).

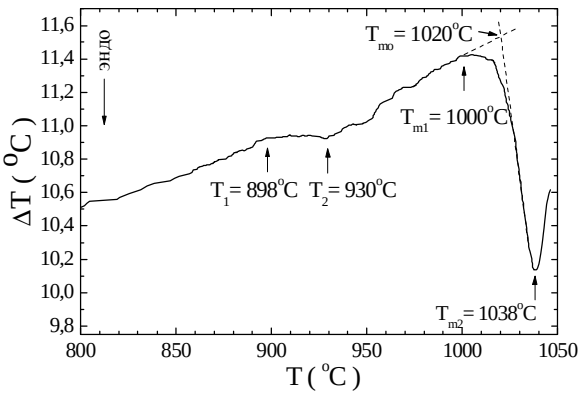


Рис. 1. ДТА кривая недеформированного образца Y123. T_1 и T_2 – температуры начала и окончания предплавления; T_{m1} и T_{m2} – температуры начала и окончания инконгруэнтного плавления Y123.

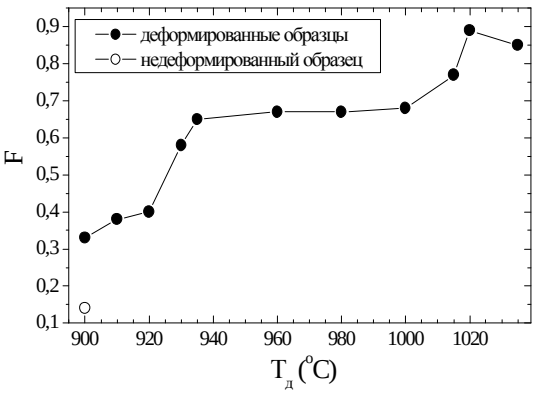


Рис. 2. Зависимость фактора F от температуры деформации $T_д$.

Микроструктура изменяется следующим образом. В исходном недеформированном состоянии микроструктура очень мелкая и близкая к равноосной. Размеры наиболее крупных зерен не превышают 1–2 мкм (рис. 3*а*). В четырех характерных температурных интервалах развития текстуры микроструктура следующая. В образце с $T_д$ = 910°С микроструктура смешанная: присутствуют как равноосные, так и пластинчатые зерна (рис. 3*б*). При 960°С и выше микроструктура полностью пластинчатая, а зерна ориентированы базисной плоскостью перпендикулярно оси сжатия (рис. 3 *в*,*г*).

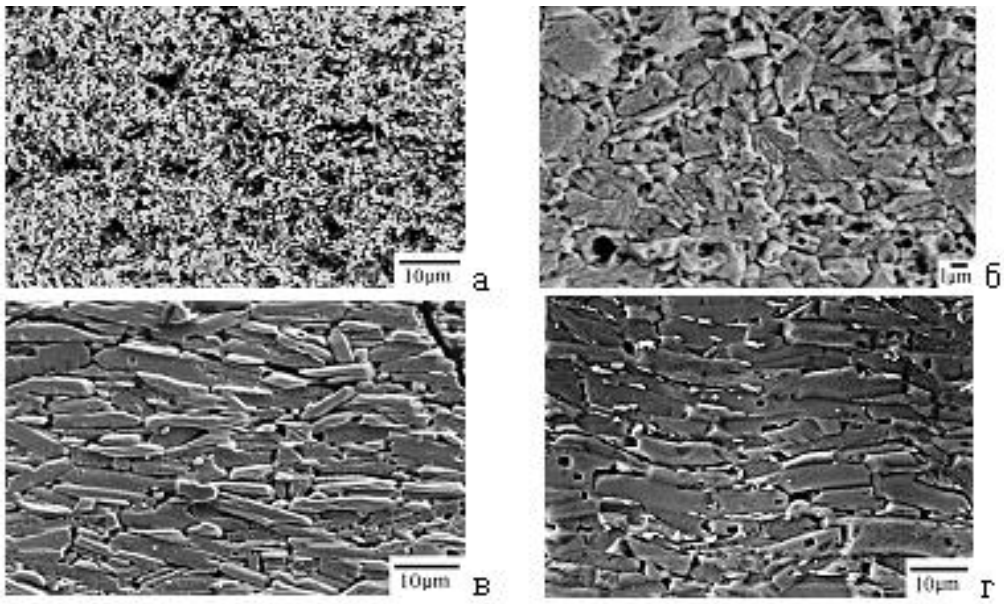


Рис. 3. Микроструктура центральной части образцов Y123: (*а*) недеформированного и деформированных при $T_д$ = 910°С (*б*), 960°С (*в*) и 1020°С (*г*). Ось сжатия вертикальная.

На зависимости размеров зерен (*L*, *H*) от $T_д$ (рис. 4), как и в случае $F(T_д)$ (рис. 2), наблюдаются те же четыре характерных температурных интервала изменения *L* и *H*: 1) 900-935°С, *L* и *H* растут; 2) 935-1000°С, *L* и *H* практически постоянны; 3) 1000–1020°С, *L* и *H* растут; 4) 1020–1035°С, *L* и *H* уменьшаются. Параметр *A* растет только в интервале температур 900–935°С с 2 до 3,5. Выше 935°С и вплоть до 1035°С величина *A* практически не изменяется и сохраняется на уровне 3,5.

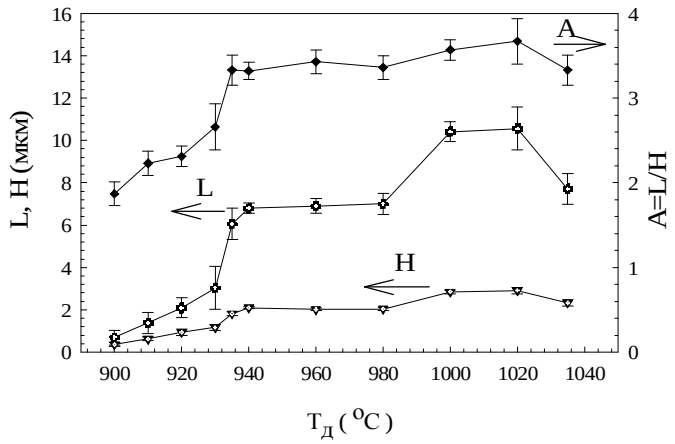


Рис. 4. Зависимость средней длины *L*, толщины *H* и коэффициента формы *A* зерен в центре образца от температуры деформации $T_д$.

Известно, что необходимым условием начала роста зерен, а также трансформации равноосной микроструктуры в пластинчатую, в керамике Y123 при отжиге является появление в районе 900°C жидкой пленки на границах зерен [3]. Наблюдаемое в данной работе согласованное изменение параметров микроструктуры и текстуры удается непротиворечиво объяснить, если предположить, что важную роль в кинетике роста зерен Y123 при деформации и формирования базисной текстуры играет жидкая пленка на границах зерен.

Причину формирования базисной текстуры, а также необычной зависимости фактора *F* от температуры деформации следует искать в действующем механизме деформации. Как было показано в работе [4], основной механизм горячей деформации керамики Y123 – зернограничное проскальзывание (ЗГП). Учитывая это обстоятельство, формирование базисной текстуры логично объяснить развитием ЗГП. Но в этом случае необходимо учитывать форму зерен, т. к. форма зерен должна влиять на степень текстуры. На рис. 5 представлена зависимость *F(A)* для всех деформированных образцов. Действительно, при $A < 3$ наблюдается четкая зависимость *F(A)*: чем больше *A*, тем больше *F*. Однако, при $A > 3$ зависимость *F(A)* нарушается. Объясним наблюдаемую картину. При 900°C зерна имеют почти равноосную форму ($A \sim 2$). При этой температуре в результате интенсивного ЗГП базисные плоскости равноосных зерен занимают произвольное положение в пространстве и текстура формируется слабая. По мере увеличения температуры деформации выше 900°C увеличивается количество жидкости на границах зерен. Это сопровождается ростом зерен и коэффициента *A*. В отличие от равноосных зерен, пластинчатые зерна, проскальзывая и разворачиваясь, стремятся расположиться осью [001] вдоль оси сжатия, что и приводит, в конечном итоге, к формированию базисной текстуры. В интервале температур 900–935°C величина *A* растет в 1,6 раза (с 2 до 3,2), поэтому растет и текстура (фактор *F*). В интервале температур 935–1000°C новая порция жидкости не образуется, коэффициент *A* не растет, поэтому *F* остается постоянным.

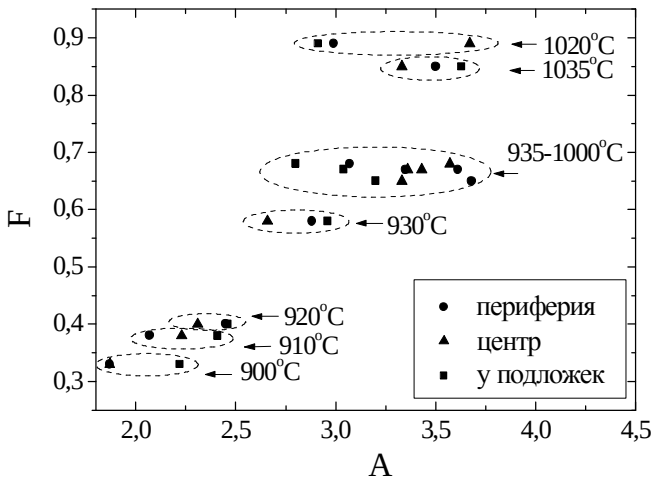


Рис. 5. Зависимость фактора *F* от коэффициента формы *A* зерен деформированных образцов Y123.

Выше 1000°C количество жидкости снова начинает увеличиваться. Несмотря на то, что выше 1000°C величина *A* практически не изменяется, *F* растет. Это обстоятельство свидетельствует о том, что *F* зависит не только от *A*, но и от количества жидкости на границах зерен. Жидкость двояко способствует росту *F*. Во-первых, жидкость способствует росту A [3], поэтому, чем анизотропнее форма зерен, тем лучше они укладываются осью [001] вдоль оси сжатия. Во-вторых, независимо от формы зерен жидкость, смачивая границы зерен, облегчает ЗГП. Именно фактор облегчения ЗГП благодаря увеличению количества жидкости и является причиной роста *F* при относительно постоянной величине *A* выше 1000°C (рис. 2 и 5). Выше 1020°C резко возрастает количество частиц Y211 в результате перитектического плавления Y123. Частицы Y211, выделяясь по границам зерен Y123, напротив, затрудняют ЗГП и, тем самым, вносят возмущение в течение материала.

Нестабильность пластического течения материала приводит к размытию текстуры выше 1020°С.

Таким образом, уровень базисной текстуры зависит от трех основных факторов: величины A, количества жидкости, объемной доли и размеров частиц Y211. Анизотропная форма зерен и жидкость способствуют формированию базисной текстуры, в то время как частицы Y211 размывают ее.

Список литературы

1. M.F. Imayev, R.R. Daminov, M. Reissner, W. Steiner, M.V. Makarova, P.E. Kazin, Physica C 467(2007)14.
2. T. Aselage, K. Keefer, J. Mater. Res. 3(1988)1279.
3. M.F. Imayev, D.B. Kazakova, A.P., A.N.Gavro, A.P. Trukhan, Physica C, 329(2000)75.
4. M.F. Imayev, R.O. Kaibyshev, F.F. Musin, M.R. Shagiev, Materials Science Forum, 170-172 (1994)445.

ЗАВИСИМОСТЬ ИНТЕНСИВНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ ФТОРПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ ОТ ИХ СОСТАВА И УСЛОВИЙ В ЗОНЕ ФРИКЦИОННОГО КОНТАКТА

Сенатрев А. Н., Биран В. В., Ахметов Т. А., Сергиенко В. П.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ, г. Гомель, Беларусь

sergienko_vp@mail.ru

Интенсивность изнашивания деталей при их фрикционном взаимодействии является важнейшим показателем долговечности и надежности узлов трения машин. Трение и износ композиционных материалов на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) – сложный многофункциональный процесс, обусловленный конкурирующим влиянием ряда явлений, протекающих в зоне фрикционного контакта: микродеформационных процессов в тонком поверхностном слое полимера, связанных с термическими напряжениями; физико-химических процессов в участием адсорбированных на поверхности трения пленок жидкостей и газов; фрикционного переноса и др.

В работе исследована зависимость величины линейного износа композиций на основе ПТФЭ от состава и особенностей совместимости отдельных компонентов, а также влияние легкоиспаряющихся жидкостей (воды, спиртов, ароматических соединений) на механизм приработки и изнашивания материалов.

Исследование фрикционного поведения композитов проводили на машине трения СМТ-1 по схеме «вал-частичный вкладыш». Поверхности трения исследовали методами оптической и электронной микроскопии, интенсивность тепловых потоков в зоне фрикционного контакта композит-металл изучали с помощью дифференциального микрокалориметра, оборудованного микротрибометром с торцевой схемой трения. Образцы для проведения исследований изготавливали методом прессования и спекания модельных композиций на основе ПТФЭ, содержащих мелкодисперсные минеральные наполнители и термосшивающиеся олигомеры, способные образовывать теплостойкий армирующий каркас в матрице ПТФЭ в процессе спекания.

Результаты фрикционных испытаний, приведенные в таблице 1, свидетельствуют о том, что введение в состав ПТФЭ как минеральных, так и олигомерных на-

полнителей приводит к увеличению износостойкости модельных композитов на 2–3 порядка уже при минимальных скоростях и нагрузках.

Путем непрерывного измерения величины линейного износа установлено, что трение и изнашивание исследуемых композиций представляет собой неравномерный процесс, сопровождающийся как элементарными актами разрушения материала образцов, так и образования пленок переноса на поверхности контртела, на который накладываются процессы термического расширения фторполимерной композиции. Об этом говорит наличие периодически, но неравномерно, повторяющихся подъемов и спадов на кривой изнашивания, величина которых растет преимущественно с увеличением скорости скольжения. Длительность этих перепадов, по-видимому, определяется временем существования стабильных структур (пленок переноса), образующихся на поверхности контртела.

Для модельной композиции, содержащей полимерный армирующий компонент, с увеличением скорости скольжения наблюдался некоторый рост размеров полимерного образца, за счет термического расширения, превышающего величину линейного износа; возможно также влияние конформационных переходов в ПТФЭ при температуре 293-313 К.

Таблица 1. **Коэффициент трения, интенсивность линейного изнашивания и температура в области фрикционного контакта при трении композитов на основе ПТФЭ по стали в зависимости от изменения скорости скольжения и давления**

Материал	v, м/с	P, МПа	f	$I_h \times 10^{-10}$	T, К
ПТФЭ	0,25	0,1	0,250	742,93	288
ПТФЭ+мелкодисперсный минеральный наполнитель	0,25	0,1	0,350	0,693	290-292
		1,0	0,255	4,129	314-316
	0,50	0,1	0,220	0,389	295-297
		1,0	0,215	3,801	325
	0,75	0,1	0,350	0,405	303-304
		1,0	0,270	5,16	328-330
ПТФЭ+полимерный армирующий наполнитель	0,25	0,1	0,600	0,725	289-291
		1,0	0,265	2,788	306
	0,50	0,1	0,675	0,346	294-297
		1,0	0,265	3,674	321-324
	0,75	0,1	0,553	0,958	298-301
		1,0	0,290	3,704	334-339

Для модельной композиции, содержащей полимерный армирующий компонент, с увеличением скорости скольжения наблюдался некоторый рост размеров полимерного образца, за счет термического расширения, превышающего величину линейного износа; возможно также влияние конформационных переходов в ПТФЭ при температуре 293–313 К.

Интенсивность изнашивания фторполимерной композиции резко снижается при образовании пленки переноса на стальном контртеле, поэтому нами был проведен ряд экспериментов, направленных на то, чтобы ускорить пленкообразование. С целью интенсификации процесса пленкообразования на поверхности контртела в зону трения вводились легкоиспаряющиеся полярные жидкости (вода, этанол, толуол) объемом до 0,25 мл, которые резко ускоряли процесс фрикционного переноса, особенно при введении воды. Эксперименты осуществлялись при давлении 0,1–1,0 МПа и скорости скольжения 0,25 м/с. При малых значениях давления (до 0,1 МПа) скорость переноса выше в 2–2,5 раза, однако образующиеся при этом пленки значительной толщины неравномерно покрывают поверхность контртела.

При воздействии более высокого давления (до 1,0 МПа) толщина пленок переноса уменьшается, и они более равномерно покрывают поверхность контртела, что обуславливает высокую износостойкость в более широком диапазоне скорости скольжения.

Было установлено, что композиции, содержащие полимерный армирующий компонент, обладают лучшей способностью к переносу и образованию пленок на контртеле, чем содержащие мелкодисперсные минеральные наполнители. На процесс фрикционного переноса исходного ПТФЭ введение в зону трения полярных жидкостей практически не влияет. Склонность фторполимерных композиций образовывать пленки переноса при воздействии полярных жидкостей говорит о гидрофобном механизме их образования.

Как показали фрикционные испытания фторполимерных композитов, тепловые процессы в зоне трения играют значительную роль в изнашивании материалов, поэтому нами были проведены калориметрические исследования этих процессов в микракалориметре ДАКІ-ІА, оборудованном трибометром с торцовой схемой трения. Цель испытаний – определить количественно тепловые потоки, протекающие через металлополимерный контакт. Для этих целей была выбрана кольцевая форма образцов и контртела (площадью поверхности 12,56 мм^2), которая способствует наиболее полному поглощению тепловой энергии, генерируемой на фрикционном контакте.

Показано, что фторполимерная композиция, содержащая мелкодисперсный минеральный наполнитель и одновременно полимерный армирующий компонент, обладает наибольшей способностью к генерации тепловой энергии. В то же время для чистого ПТФЭ и композита, содержащего только полимерный армирующий компонент, существуют области скоростей и нагрузок, при которых потоки тепловой энергии, генерируемой в области фрикционного контакта, близки по величине (таблица 2). Это говорит о сходстве процессов тепловыделения для этих пар трения.

Таблица 2. **Плотность потока тепловой энергии, генерируемой при трении композитов на основе ПТФЭ по стали в зависимости от изменения скорости скольжения (давление (186 ¸ 696)´ 10^{-3} МПа)**

Материал	*v*, 10^{-3} м/с	*q*, Дж/с×м^2
ПТФЭ	2,5	151-301
	7,5	351-903
	12,5	703-1456
ПТФЭ+полимерный армирующий наполнитель	2,5	100-502
	7,5	251-1205
	12,5	602-1807
ПТФЭ+полимерный армирующий наполнитель+мелкодисперсный минеральный наполнитель	2,5	318-657
	7,5	744-1283
	12,5	1170-2473

Таким образом, в результате проведенных исследований установлено, что композиционная система на основе фторполимеров, содержащая армирующий полимерный компонент и мелкодисперсный наполнитель, обладает хорошей способностью к образованию на поверхности контртела пленок переноса. Введение в зону трения полярных жидкостей способствует ускорению формирования перенесенных слоев и повышению износостойкости материалов пары трения.

СТАТИСТИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ КЛАСТЕРИЗАЦИИ ТРЕЩИН И ОБРАЗОВАНИЕ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ В НАПРЯЖЕННОМ УПРУГОМ МАТЕРИАЛЕ

Сбойчаков А. М., Гончарук В. А.*, Власов С. Н.*, Поляк П. Л.*, Кухаренко Ю. А.

Институт Физики Земли им. О.Ю. Шмидта РАН,
** МГУ им. Ломоносова*
sboychakov@yandex.ru

Мы рассматриваем напряженную микронеоднородную трещиноватую среду. Показано, как из микронеоднородной трещиноватой среды под действием внешнего напряжения возникает магистральная трещина. Для этой цели используются уравнения Смолуховского. Однако уравнение Смолуховского описывает динамику среды только при условии наличия макроскопически большого числа трещин и не позволяет описать возникновение одной макроскопической (магистральной) трещины. В настоящей работе уравнение Смолуховского, обобщенное на случай флуктуационного режима, позволяет описать возникновение магистральной трещины, отвечающей за разрушение материала.

Во многих работах [1] для описания процесса кластеризации трещин используется уравнение Смолуховского:

$$\frac{\partial}{\partial t} n(t,m) = \frac{1}{2}\int_0^\infty dm' A(m-m',m') n(t,m-m') n(t,m') - \int_0^\infty dm' A(m,m') n(t,m) n(t,m'), \quad (1)$$

где $n(t,m)$ – число трещин в единице объема и в единичном интервале размеров, $A(m,m') = A(m',m) > 0$ - вероятность образования кластера из двух трещин с размерами m и m'. По размерам трещины мы понимаем проекцию ее размера на произвольно заданное направление.

Уравнение Смолуховского строго применимо лишь в термодинамическом пределе, когда полное число частиц N в объеме V достаточно велико, так что микроскопичекое число трещин очень велико:

$$n(t) = N/V = \int_0^\infty dm n(t,m) > 0. \quad (2)$$

Несмотря на то, что в процессе объединения кластеров величина $n(t)$ становится сколь угодно малой, уравнение Смолуховского формально применяется при любых значениях $n(t)$. Такая экстраполяция приводит, однако, к трудностям, которые проще всего проиллюстрировать на поведении моментов функции распределения $n(t,m)$:

$$M_k(t) = \int_0^\infty dm m^k n(t,m), \quad k = 0,1,2,... \quad (3)$$

В частности, $n(t)$ стремится к 0, $M_1 = const$, $M_2 \to \infty$ при $t \to \infty$ (все высшие моменты также расходятся). Таким образом, стационарное решение $n_\infty(m)$ уравне-

ния (1) и концентрация кластеров (2) равны 0, первый момент сохраняется, а все моменты распределения, начиная со второго, расходятся.

Нами предлагается способ решения данной проблемы, основанный на обобщении уравнения (1). Вместо уравнения Смолуховского (1) мы будем рассматривать уравнение

$$\frac{\partial}{\partial t} n(t,m) = \frac{1}{2}\int_0^\infty dm' A(m-m',m')\, f_{12}(t,m-m',m') n(t,m') - \\ -\int_0^\infty dm' A(m,m')\, f_{12}(t,m,m'), \tag{4}$$

где $f_{12}(t,m,m')$ – парная корреляционная функция, определенная как среднее число пар трещин с размерами m и m', и нормированная условием

$$\int_0^\infty dm \int_0^\infty dm' f_{12}(t,m,m') = n(t)\left[n(t) - \frac{1}{V}\right] \tag{5}$$

Также введем плотность вероятности $r_1(t,m)$ найти трещину с размером m в момент t в единице объема и плотность вероятности $r_{12}(t,m,m')$ найти пару трещин с размерами m и m', определенные соотношениями:

$$n(t,m) = n(t)\, r_1(t,m), \\ f_{12}(t,m,m') = n(t)\left[n(t) - \frac{1}{V}\right] r_{12}(t,m,m'). \tag{6}$$

Предполагая статистическую независимость распределения трещин по размерам:

$$r_{12}(t,m,m') = r_1(t,m)\, r_2(t,m'), \tag{7}$$

получаем

$$f_{12}(t,m,m') = n(t,m) n(t,m')\left[1 - \frac{1}{n(t)V}\right]. \tag{8}$$

Таким образом, уравнение (4) записывается в виде:

$$\frac{\partial}{\partial t} n(t,m) = \frac{1}{2}\int_0^\infty dm' A(m-m',m')\left[1 - \frac{1}{n(t)V}\right] n(t,m-m') n(t,m') - \\ -\int_0^\infty dm' A(m,m')\left[1 - \frac{1}{n(t)V}\right] n(t,m) n(t,m') \tag{9}$$

Следовательно, обобщение уравнения Смолуховского сводится к перенормировке ядра, обусловленной корреляцией плотностей трещин вследствие учета конечности объема системы.

Важно, что эта перенормировка сама определяется искомым решением. В термодинамическом пределе $V \to \infty$, $n > 0$ она исчезает, и уравнение (9) переходит в уравнение Смолуховского (1)

В отличие от $A(m,m')$, перенормированное ядро не является положительно определенным и уравнение (9) имеет ненулевое стационарное решение $n_\infty(m) = 1/V$, соответствующее максимальному кластеру – магистральной трещине. Релаксация к этому решению происходит по экспоненциальному закону, что позволяет ввести не зависящее от спектра $n(t,m)$ - время релаксации.

Продемонстрируем эти свойства уравнения (9) на аналитически решаемых примерах ядер:

$A(m,m') = a$ и $A(m,m') = b(m+m')$, где a, b - положительные константы.

1. $A(m,m') = a$.

Из (9) находим уравнение для концентрации:

$$\frac{d}{dt}n(t) = -\frac{a}{2}n(t)\left[n(t) - \frac{1}{V}\right] \tag{10}$$

Его решение имеет вид

$$n(t) = n_0\left[Vn_0 - V(n_0 - \frac{1}{V})\exp(-a/2V\, t\right]^{-1}, \quad n_0 \equiv n(t=0) \tag{11}$$

При $\frac{a}{2V}t = 1$, решение (11) переводит в

$$n(t) = n_0\left[1 + n_0\, a(t)/2\right]^{-1} \tag{12}$$

Таким образом, на термодинамической стадии ($t < \frac{2V}{a}$) концентрация релаксирует по известному гиперболическому закону (12), а на последующей флуктуационной стадии ($t \geq \frac{2V}{a}$) - по экспоненциальному закону (11) к стационарной величине $n_\infty = \frac{1}{V}$, соответствующей магистральной трещине.

2. $A(m,m') = b(m+m')$.

Из (9) получаем уравнение для концентрации:

$$\frac{d}{dt}n(t) = -bM_1\left[n(t) - \frac{1}{V}\right] \tag{13}$$

Его решение

$$n(t) = \frac{1}{V}\left(n_0 - \frac{1}{V}\right)\exp(-bM_1 t) \tag{14}$$

стремится при $t \to \infty$ к стационарному значению $n_\infty = \frac{1}{V}$.

Полученное обобщение уравнения Смолуховского позволяет описать не только термодинамическую стадию релаксации, но и флуктуационную стадию, когда число кластеров мало, и найти правильное стационарное решение (магистральную трещину), характерное время ее образования – время релаксации.

Список литературы

1. Zeifman M.I., Ingman D. A percolation model for lifetime variability in polymeric materials under creep conditions // J. App. Phys. 2000, Vol. 88, No. 1, P. 76-87.
2. Рарушение / Под. Ред. Г.Либовиц. М.:Мир, 1973-1977, Т.1-7
3. Волощук В.М. «Кинетическая теория коагуляий», Ленинград, Гидрометеоиздат, 1984, 282с.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ РЕОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЦЕСС ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Бажин П. М., Столин А. М.

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,
olimp@ism.ac.ru

Предварительное холодное прессование шихтовых порошковых смесей используется для изготовления заготовок (прессовок) как в порошковой металлургии, так и в технологии СВС. Наиболее распространен способ одностороннего прессования заготовок в закрытых пресс-формах. Одноосное сжатие является одним из основных видов испытания пористых порошковых материалов. В технологии СВС плотность шихтовых заготовок оказывает сильное влияние на скорость и температуру горения. Обычно, зависимость этих характеристики от плотности заготовки имеет экстремальный характер. При низких значениях плотностей реакционная поверхность контакта между частицами порошка мала, а, следовательно, малы скорость и температура горения. При больших значениях плотностей увеличение кондуктивного теплоотвода из зоны реакции также приводит к снижению характеристик процесса горения. Таким образом, из условия полноты реакции при горении и синтеза материала предварительное прессование заготовок должно обеспечивать оптимальное значение плотности. Кроме этого требования, режим прессования и способ извлечения заготовки из пресс-формы должны обеспечивать определенный уровень ее прочностных свойств, что важно для дальнейшего использования заготовки при получении изделий методами силового СВС-компактирования (прессования или экструзии).

В настоящей работе обсуждается реологический подход к нахождению оптимальных условий прессования порошковых заготовок. Такой подход основан на исследовании деформирования реальных материалов и приобретает первостепенное значение при анализе технологических проблем переработки этих материалов. Он позволяет установить механизмы деформирования порошковых материалов, определить их реологические свойства, находить требуемые значения давления, обеспечивающие оптимальные значения плотности. В рамках этого подхода уплотнение порошков и их формуемость рассматриваются как нестационарные процессы деформирования, которые зависят от реологических факторов. В работе проведено изучение кинетики процесса уплотнения двух распространенных шихтовых смесей: титан + бор и титан + углерод + никель. Эти смеси в определенных соотношениях используются для получения методом СВС-экструзии электродов для наплавки и электроискрового легирования из синтетических твердосплавных инструментальных материалов. С этой целью были проведены экспериментальные измерения давления во времени. Далее, исключая время как параметр, построены зависимости давления от деформации и от пористости. Определены реологические свойства указанных порошковых материалов.

Выводы

1. Предложен реологический подход для изучения порошковых материалов при их деформировании, основанный на исследование кинетики деформирования материала в режиме постоянной скорости деформирования.

2. Исследовано реологическое поведение шихтовых материалов на основе Ti+C+Ni и Ti+B. На основе эксперимента определены реологические характеристики этих порошковых материалов.

3. Определены интервалы давлений, обеспечивающие оптимальные значения плотности материала для проведения процесса СВС-экструзии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках Аналитической ведомственной программы «Развитие научного потенциала высшей «школы», код РНП. 2. 2. 1. 1. 5355 и проекта «Поддержка молодых ученых» - 2007 год.

АБОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ С ~ 0,5 % С КАК СЛЕДСТВИЕ КАЧЕСТВЕННОГО ИЗМЕНЕНИЯ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Шахназаров К. Ю., Тепленичева А. С., Шахназаров Ю. В.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург,
karen812@yandex.ru, teplenicheva_ann@mail.ru

Качественные изменения интервалов кристаллизации и перекристаллизации в точках В и О диаграммы Fe-C связаны с абсолютным максимумом предела текучести отожженных доэвтектоидных сталей.

У литой отожженной (П.Обергоффер), отожженной на зернистый перлит (Э.Гудремон), нормализованной (К.В.Барнс и Ф.Б.Пиккеринг), закаленной и отпущенной при 600^0 С (Л.С.Мороз) стали с ~ 0,5 % С наблюдается абсолютный максимум предела текучести среди доэвтектоидных сталей. Максимум не может быть связан с «металлографической» структурой, поскольку у перечисленный сталей она разная. Максимум (сингулярная точка) является показателем наличия промежуточной фазы ~ $Fe_{42}C$ (~ 0,5 % С), фундаментальным признаком которой является качественное изменение интервала кристаллизации и перекристаллизации в точках В и О диаграммы Fe–C. Возможна и иная версия: генеалогическая неравноценность атомов Fe левее и правее этих точек В и О, связанная с превращениями $\delta \rightarrow \gamma$, $\gamma \rightarrow \beta$, $\beta \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ соответственно.

ПЛАСТИЧНОСТЬ, НАВЕДЕННАЯ ПРЕВРАЩЕНИЕМ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ~ 600 И 900^0 С

Шахназаров К. Ю., Тепленичева А. С., Шахназаров Ю. В.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
Санкт-Петербург,
karen812@yandex.ru, teplenicheva_ann@mail.ru

Аномалию пластичности железа при ~ 600^0 и 900^0 С – удлинение выше сужения – можно связать с предполагаемым (при ~ 600^0 С) и безусловным (при ~ 900^0 С) превращениями.

Только при двух температурах ~ 600 и 900^0 С удлинение δ при растяжении выше, чем сужение ψ (обычно $\psi >> \delta$).

Поскольку при 900^0 С имеет место бесспорное $\gamma \leftrightarrow \alpha$ полиморфное превращение, то можно предполагать превращение и при ~ 600^0 С. Это превращение подтверждается: максимумом ударной вязкости при 650^0 С (минимум при 900^0 С); скачкообразным ростом динамической пластичности выше 600^0 С (максимум при 900^0 С); экстремумами δ и ψ при 600^0 С; изгибом кривой твердости при 650^0 С (такие же изгибы у Ti, Zr, La, Ce, Co при температурах полиморфного превращения). Превращение в Fe при 600-650^0 С подтверждается аномалиями физических свойств (коэффициент линейного расширения, электросопротивление, магнитная проницаемость, магнитострикция, теплопроводность и др.).

ХРУПКОСТЬ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА С % С> ~0,5 КАК СЛЕДСТВИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ГЕНЕАЛОГИИ АТОМОВ Fe В НЕМ

Шахназаров К. Ю., Тепленичева А. С., Шахназаров Ю. В.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
Санкт-Петербург,
karen812@yandex.ru, teplenicheva_ann@mail.ru

Катастрофическая хрупкость мартенсита с % С > ~0,5 может быть связана с изменением генеалогии атомов железа левее и правее точек В и О диаграммы Fe–C: $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ соответственно.

Низкоотпущенный мартенсит с % С < ~0,45 успешно эксплуатируется, являясь единственной основой высокоотпущенных сталей с σ_B ~ 2000 МПа, кроме очень дорогих мартенситно-стареющих, которым он почти не уступает по пластичности при равнопрочности.

Катастрофическая хрупкость мартенсита с % С > ~0,5 является нонсенсом, поскольку он является твердым раствором, особенно с учетом того, что при % С > ~0,5 в структуре появляется высокопластичный остаточный аустенит.

Хрупкость можно связать с изменением генеалогии атомов Fe левее и правее точки В (0,5 % С) диаграммы F – C: $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$ и $\gamma \rightarrow \alpha$ соответственно, с которой, по-видимому, связаны также неизменность твердости при % С > ~0,5 и изменение морфологии от пакетной к пластинчатой.

СВЯЗЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЛЕНОК ХИТОЗАНА С МОЛЕКУЛЯРНОЙ МАССОЙ ПОЛИСАХАРИДА И СОСТАВОМ РАСТВОРИТЕЛЯ

Федосеева Е. Н., Алексеева М. Ф., Нистратов В. П. Смирнова Л. А.*

ЗАО "Био Технологии", enfedoseeva@front.ru
**ННГУ им Н.И. Лобачевского*, smirnova_la@mail.ru

Полимеры в настоящее время являются одними из наиболее востребованных материалов. Причем доля природных полимеров в общем объеме потребления не падает, но все возрастает, благодаря присущему только им комплексу свойств. И если без такого природного полисахарида, как целлюлоза невозможно представить промышленность XX века, то материалом XXI века может стать хитин и его производные. Предпосылкой тому служит то, что хитин является вторым после целлюлозы по распространенности в природе полисахаридом с возобновляемым ресурсом. Хитин – структурный аналог целлюлозы. Его полимерная цепь состоит из связанных гликозидной связью в положении 1,4 звеньев 2-ацетамидо-2-дезоксиглюкопиранозы. Основным источником хитина служат отходы, образующиеся при переработке океанических ракообразных (крабы, креветки и криль). Общее содержание хитина в мировом океане оценивается в 2,3 млрд. т в год, что может обеспечить мировой потенциал производства 150-200 тыс. т хитина в год. В производстве хитина возможно также использование одомашненных и поддающихся разведению насекомых, таких как тутовый шелкопряд и медоносные пчёлы [1].

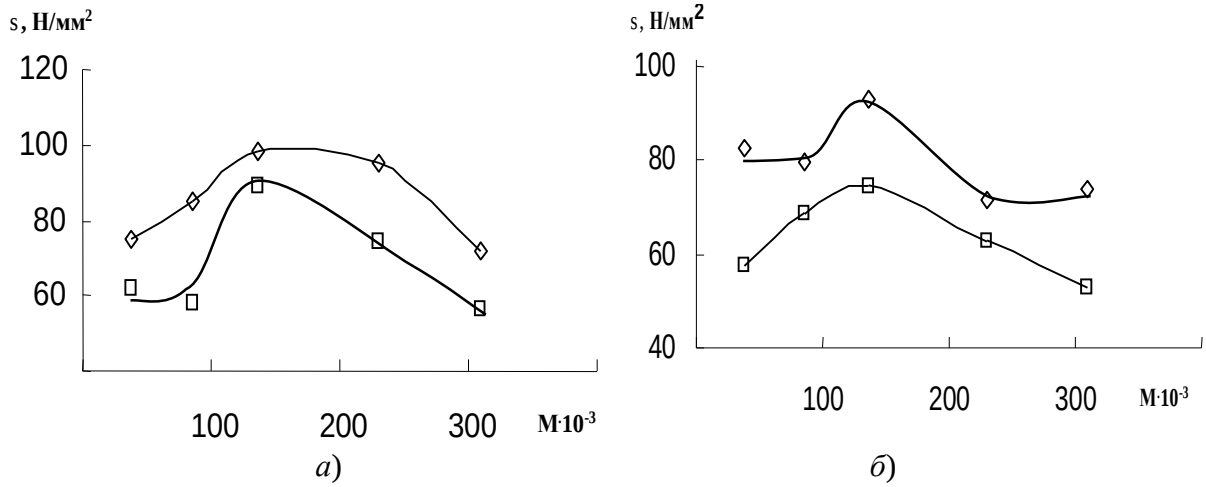
Чрезвычайно перспективен полимер, являющийся продуктом деацетилирования хитина, – хитозан. Он уже широко используется в настоящее время, благодаря уникальному комплексу присущих ему свойств: этот полисахарид нетоксичен, биосовместим с тканями живых организмов, способен к утилизации в природе посредством биодеградации, является мощным комплексообразователем. Среди областей применения хитозана можно назвать медицину, сельское хозяйство, косметическую промышленность. Однако крупномасштабное применение хитозана сдерживается низким уровнем его физико-механических свойств.

Макромолекула хитозана содержит звенья 2-амино-2-дезоксиглюкопиранозы и некоторую часть 2-ацетамидо-2-дезоксиглюкопиранозных колец, процент которых определяется степенью деацетилирования хитина. Количество остаточных ацетильных групп в хитозане может достигать 30%. Распределение их вдоль макромолекулярной цепи зависит от степени кристалличности исходного хитина, так как реакция деацетилирования легче протекает в аморфных областях, имеет блочный характер, а длина блоков зависит от размера и расположения аморфных областей хитина. Характер распределения ацетильных групп по цепи полимера может заметно влиять на физико-химические свойства хитозана.

Одно из перспективных направлений широкого практического применения хитозана связано с созданием пленок на его основе различного функционального назначения. В работе [2] отмечается, что пленки хитозана, сформированные испарением растворителя из его водно-кислотных растворов различного состава, различаются свойствами. По-видимому, такое различие деформационно-прочностных характеристик пленочных образцов связано с различиями в организации структуры пленок на надмолекулярном уровне.

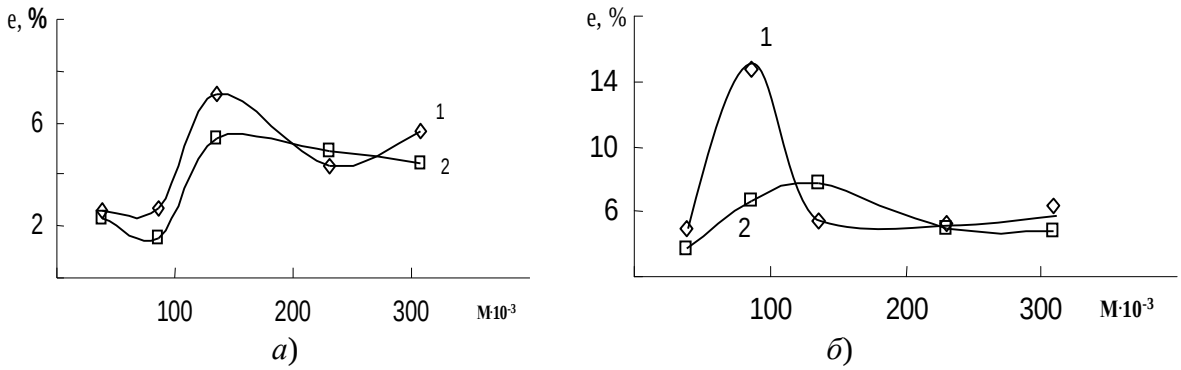
Целью данной работы явилось изучение влияния молекулярной массы и степени деацетилирования на деформационно-прочностные свойства пленок хитозанов, полученных методом полива из растворов, связи их механических свойств со структурой. В качестве растворителей хитозана были использованы водные растворы соляной и уксусной кислот различных концентраций. Испытания проводили с помощью разрывной машины Zwick Roel в условиях одноосного растяжения с постоянной скоростью 50 мм/мин. Точность определения параметров составила 0.2%. Методом рентгено-структурного анализа исследовали влияние степени кристалличности на прочность пленок и способность хитозана к рекристаллизации в пленках при обработке их раствором щелочесодержащего осадителя.

На рис. 1–2 представлены зависимости разрывной прочности и относительного удлинения при разрыве пленок от молекулярной массы хитозана.



а) *б*)

Рис. 1. Зависимость прочности пленок хитозана при разрыве от молекулярной массы полисахарида (верхняя линия – условно-продольные образцы, нижняя линия – условно-поперечные образцы). *а*) растворитель – водный раствор уксусной кислоты ($c_{ук}$ = 2 мас.%), *б*) растворитель – водный раствор уксусной кислоты ($c_{ук}$ = 6 мас.%).



а) *б*)

Рис. 2. Зависимость относительного удлинения при разрыве пленок хитозана от молекулярной массы полисахарида (1 – условно-продольные, 2 – условно-поперечные образцы). *а*) растворитель – водный раствор уксусной кислоты ($c_{ук}$ = 2 мас.%), *б*) растворитель – водный раствор уксусной кислоты ($c_{ук}$ = 6 мас.%).

Из рисунков видно, что молекулярная масса хитозана оказывает существенное влияние на деформационные свойства пленок - относительное удлинение при разрыве для различных образов может отличаться в 5-7 раз. Зависимость величины разру-

шающего напряжения от молекулярной массы хитозана носит экстремальный характер, при этом различие в прочности не превышает 40%. Снижение прочности для образцов с высокой молекулярной массой, возможно, связано с неполным разрушением нативной структуры твердого хитозана при растворении и сохранением ассоциатов макромолекул хитозана в растворе. Это предположение подтверждается неоднородностью структуры пленок и более высокой по сравнению с другими образцами степенью кристалличности (39.2% для хитозана с $M = 3.09 \cdot 10^5$ против 16–17% для хитозанов с меньшей молекулярной массой).

Сравнение прочности пленок хитозана одинаковой молекулярной массы ($M = 8.6 \cdot 10^4$), но с различной степенью деацетилирования (92 и 82%), отлитых из водного раствора уксусной кислоты с $c_{ук} = 2$ мас.%, показывает, что первые – более прочны, но при этом хрупко разрушаются, тогда как вторые характеризуются способностью проявлять вынужденно-эластическую деформацию, то есть способность к ориентации. Стоит обратить внимание, что увеличение содержания уксусной кислоты в составе растворителя приводит к некоторому росту относительного удлинения при разрыве (рис. 2, *а, б*), а также влияет на характер зависимости $\sigma = f(\varepsilon)$: большее содержание уксусной кислоты в исходном растворе хитозана способствует возникновению вынужденно-эластических деформаций при растяжении пленок хитозана. Это явление также зависит от молекулярной массы и начинает проявляться для хитозанов с $M \geq 8.6 \cdot 10^4$. Поскольку соотношение аморфной и кристаллической областей в структуре пленок при этом практически не меняется, мы полагаем, что уксусная кислота, остающаяся в составе пленок хитозана, выполняет роль пластификатора.

Представлялось необходимым проверить в связи с этим, как изменяется прочность и степень кристалличности хитозана в пленках при переводе аминогрупп хитозана из солевой в основную форму. С этой целью пленки обрабатывали раствором NaOH. Показано, что для пленок хитозана, сформированных из водных растворов уксусной кислоты, наблюдается некоторое повышение прочности при выдерживании их в водном растворе смеси NaOH (5%) и Na_2SO_4 (6%) в течение часа. Степень кристалличности при этом практически не изменяется. Принципиально другая картина наблюдается для пленок, сформированных из водного раствора HCl. Пленка хитозана ($M = 8.6 \cdot 10^4$) при выдерживании в щелочном растворе из полностью аморфной превращается в образец с высокой степенью кристалличности.

Специальными экспериментами показано, что наибольшее влияние на прочность пленок хитозана оказывает молекулярно-массовое распределение полисахарида. Так присутствие в высокомолекулярном образце всего лишь 0.5 мас.% олигохитозана может снизить прочность пленок в несколько раз.

Список литературы

1. Быкова В.М., Немцев С.В. Сырьевые источники и способы получения хитина и хитозана. – М., Наука, 2002, С. 6-22.
2. Агеев Е.П., Вихорева Г.А., Матушкина Н.Н., Пчелко О.М., Гальбрайх Л.С. Зависимость некоторых структурных и транспортных свойств хитозановых пленок от условий их формования и характеристик полимера. // Высокомолек. соед. 2000. Сер. А. Т. 42. №2. С. 333-339.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЁННОСТИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ НА ОСНОВЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ

Колмогоров В. Л., Бурдуковский В. Г., Каманцев И. С.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия.

Проблема усталости как инженерная и научная проблема возникла более ста пятидесяти лет назад, и с тех пор актуальность её решения всё увеличивается. Усталость материалов представляет сложный процесс накопления повреждений под действием переменных напряжений или деформаций, приводящий к изменению свойств материала, образованию трещин и разрушению [1].

В работе [2] показана возможность использования общей модели для описания стадии накопления рассеянных повреждений, как при развитом пластическом течении материала, так и в условиях мало- и многоциклового нагружений и ползучести. В работе [3] сформулированы принципы построения модели разрушения при усталости, учитывающие общие особенности накопления повреждений и их развития в деформируемом металле. Предлагаемый подход основан на экспериментальных данных, показывающих, что процесс развития поврежденности, в определённом смысле, универсален и не зависит от вида нагружения. Наблюдаемая общность закономерностей разрушения при различных видах нагружения обусловлена физической природой материалов и происходящих в них процессов при нагружении [4, 5]. В настоящей работе приводится более детальная модель разрушения металлов при многоцикловой усталости.

Деформации макроскопических элементарных объёмов реальных металлов при многоцикловом нагружении принято считать упругими или обратимыми. Однако вследствие неоднородности строения поликристаллических тел, упругие деформации макроскопических объёмов реальных металлов сопровождаются локальными микроскопическими пластическими (необратимыми) деформациями и возникновением микроскопических нарушений сплошности металла. Результатом является появление петли механического гистерезиса при записи данных многоцикловых испытаний в координатах $\sigma - \varepsilon$ [1]. Циклическое деформирование, сопровождающееся наличием такой петли, было названо в работе [1] неупругим. В качестве количественной характеристики неупругой деформации была выбрана неупругая деформация за цикл, величина которой равна ширине петли гистерезиса.

В работе [1] показано, что накопление неупругой деформации при многоцикловом нагружении сопровождается накоплением усталостных повреждений. При некоторой предельной величине накопленной неупругой деформации, зависящей от вида и схемы напряжённого состояния, происходит разрушение металла. Анализ экспериментальных данных о характере зависимости накопленной неупругой деформации до разрушения в процессе многоциклового нагружения от его термомеханических параметров показывает, что эта зависимость качественно сходна с характером зависимости накопленной металлом степени деформации до разрушения или пластичности Λ_p, которая наблюдается при развитом пластическом течении от тех же термомеханических параметров [2,3]. Величина накопленной неупругой деформации до разрушения, как и пластичность металла, оказывается структурно-чувствительной характеристикой и выступает как некоторое свойство материала, то есть определяется его химическим составом и структурой. В то же время, она явля-

ется функцией состояния и зависит от вида и схемы напряжённого состояния металла, скорости деформации (частоты нагружения) и температуры.

С учётом вышеописанных данных применим общий подход для описания процессов накопления повреждений и разрушения в деформируемом металле к многоцикловой усталости. Примем допущение, что материал детали, подвергающейся многоцикловому нагружению, изотропен, и тип повреждений (микротрещины) в процессе нагружения не меняется. Согласно общей модели [2,3], рассмотрим усталостное разрушение как процесс последовательного накопления рассеянных микроповреждений в каждой материальной частице деформируемой детали. Повреждённость металла будем оценивать скалярным параметром $\psi(t)$, величина которого меняется от нуля до единицы ($\psi = 0$ в неповреждённом металле и $\psi = 1$ при разрушении частицы, вследствие образования макротрещины). Разобьем траекторию движения рассматриваемой частицы на участки так называемого монотонного деформирования, на которых значения всех компонент тензора скорости деформации движущейся частицы не меняют знак. Тогда на каждом i - том участке повреждённость определяется из кинетического уравнения [3]

$$\frac{d\psi_i}{dt} = C\left(\kappa_1(t), \kappa_2(t), E(t)\right) \cdot E(t), \qquad (1)$$

где $C = C(\kappa_1, \kappa_2, E)$ – функция, определяемая из эксперимента и характеризующая интенсивность нарастания повреждённости, κ_1 и κ_2 – безразмерные параметры, характеризующие схему и вид напряжённого состояния ($\kappa_1 = \sigma/T$, $\kappa_2 = [2(\sigma_{22} - \sigma_{33})/(\sigma_{11} - \sigma_{33})] - 1$, где σ – среднее напряжение; $T = \left[(1/2)\, s_{ij} s_{ij}\right]^{1/2}$ – интенсивность касательных напряжений; s_{ij} – компоненты девиатора напряжений; $\sigma_{11} \geq \sigma_{22} \geq \sigma_{33}$ – главные нормальные напряжения); $E = +2\sqrt{\left|I_2\left(T_\xi\right)\right|}$ – интенсивность скоростей деформации; $I_2\left(T_\xi\right)$ – второй инвариант тензора скоростей деформации.

В качестве величины C примем степень неупругой деформации M_p, накопленной частицей до разрушения, а в качестве E – интенсивность скоростей неупругой деформации H_{inel}. Величина M_p, как сказано выше, является функцией термомеханических параметров процесса многоциклового нагружения и природы материала

$$M_p = M_p\left(\kappa_1, \kappa_2, H_{inel}, \theta, \mu_i\right). \qquad (2)$$

Кинетическое уравнение с учётом обозначения принятых величин будет иметь вид

$$\frac{d\psi_i}{dt} = \frac{H_{inel}(t)}{M_p\left[\kappa_1(t), \kappa_2(t)\right]}. \qquad (3)$$

Общая повреждённость частицы на n участках монотонного деформирования в процессе многоциклового нагружения будет

$$\Psi = \sum_{i=1}^{n} \psi_i^{\alpha_i} \quad . \qquad (4)$$

Расчёт поврежденности с помощью соотношений (3) и (4) осуществляется вслед за решением конкретной краевой задачи неупругого многоциклового деформирования детали машины или элемента конструкции. В результате решения определяются величины κ_1, κ_2 и H_{inel}. В каждый рассматриваемый момент времени t

решается задача поиска в объёме тела координат частицы, в которой максимальная повреждённость $\max\left[\Psi(t)\right]$, а момент разрушения $t = t_p$ определится из условия $\max\left[\Psi(t)\right] = 1$. Одновременно будет найдена точка (или точки), в которой возникнет усталостная макротрещина.

Соотношение (2), как и соотношение

$$\alpha_i = \alpha_i\left(\kappa_1, \kappa_2, H_{inel}, \theta, \mu_i\right), \tag{5}$$

определяющее показатель в выражении (4), являются определяющими соотношениями задачи, наравне с определяющими соотношениями, связывающими напряжения с неупругими деформациями и определяются экспериментально. Методика проведения экспериментов по определению величины M_p и их анализ описаны в [1,2], там же приведены экспериментальные значения M_p для ряда металлов и сплавов.

Как показано в [1], соотношение, связывающее степень неупругой деформации, накопленной на участке знакопостоянной деформации, с числом циклов до разрушения при многоцикловой усталости, подобно соотношению Мэнсона–Коффина для малоцикловой усталости. Исходя из этого факта, имеем соотношение

$$\Delta\Sigma_f \cdot N^m = \Pi\ , \tag{6}$$

где m и Π – некоторые константы, а $\Delta\Sigma_f = \int_0^t H_{inel}(t)dt$ – неупругая деформация, накопленная на участке знакопостоянной деформации. Параметры M_p и α_i кинетического уравнения (3) связаны с параметрами Π и m уравнения (6) соотношениями

$$\Pi = M_p \cdot 2^{-1/\alpha} \quad \text{и} \quad \alpha = 1/m \tag{7}$$

Таким образом, если есть данные испытаний на многоцикловую усталость, то, аппроксимируя их с помощью соотношения (6), можно определить параметр α_i уравнения (4).

Необходимо отметить, что диапазон значений коэффициентов m и Π в уравнении (6) для многоциклового нагружения существенно отличается от диапазона их значений, полученных в условиях малоцикловой усталости. Величина M_p существенно отличается от величины пластичности Λ_p исследованных материалов при статическом нагружении.

Список литературы

1. Трощенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. - Киев, Наукова думка,1981. -
2. Колмогоров. В.Л., Мигачёв Б.А., Бурдуковский В.Г. Феноменологическая модель накопления повреждений и разрушения при различных условиях нагружения. Екатеринбург, 1994. – 104 с.
3. Колмогоров. В.Л Механика обработки металлов давлением. Учебник для вузов, 2-е изд, перераб. и доп. Екатеринбург: Изд-во Уральского государственного технического университета – УПИ. 2001. – 836 с.
4. Ботвина Л.Р., Баренблатт Г.И. Автомодельность накопления повреждаемости. – Проблемы прочности, 1985, №12, с. 17 – 24.
5. Красовский А.Я. Физическая природа эмпирических зависимостей характеристик прочности и разрушения материала. – Проблемы прочности, 1994, №6, с. 3 – 7.

РАЗРУШЕНИЕ ГОРЯЩЕГО ТВЕРДОГО ТОПЛИВА

Рустамов Б. Э.

Азербайджанская государственная академия физической культуры и спорта,
irakon63@hotmail.com

Твердое топливо находит широкое применение в самых различных отраслях техники. При работе двигателей на твердом топливе иногда происходит выход на нерасчетный режим, который приводит к взрыву. Наиболее распространенная причина этого явления заключается в том, что в твердом топливе имелись недопустимо большие трещиноподобные полости, возникшие, как правило, при технологическом процессе. При подходе фронта горения к краю такой полости, из-за высокого давления в камере сгорания горение быстро охватывает всю трещиновидную полость. Пусть горящее твердое тело имеет трещиновидную полость, поверхность которой горит. Считаем, что все реагенты топлива равномерно распределены в твердой фазе, а продукты реакции сгорания газообразны. При достаточно узкой и длинной полости из-за затрудненного газоотвода давление в ней может достигнуть столь большой величины, что приводит к выходу системы на неустойчивый режим [1]. Ограничимся временами, малыми по сравнению с характерным временем релаксации напряжений в топливе и с характерным временем нагревания топлива вследствие теплопроводности. В силу этого предположения тело можно считать хрупким, а его температуру – постоянной. Исследуется квазистатический процесс деформирования топлива. Используется модель трещины со связями между берегами, получившая хорошее экспериментальное подтверждение для композиционных материалов с полимерным связующим, когда адгезионная прочность меньше прочности полимеров. В этом случае в узкой области D будут сконцентрированы силы сцепления (связи) и высокоэластические деформации, однако, это несущественно в рамках разрывных решений теории малых упругих деформаций.

Рассматривается модель трещины с силами сцепления (связями), непрерывно распределенными в узкой концевой зоне трещины (область D) и имеющими заданную диаграмму деформирования. Уравнение течения газа в полости считаем локально-изэнтропическим и безвихровым, а газ – идеальным. Принимается гипотеза плоских сечений.

Пусть твердое топливо занимает плоскость xy. В плоскости xy трещиновидная полость с концевыми зонами представляется вырезом длины $2\mathbf{l}$ вдоль оси x, толщина выреза $h << \mathbf{l}$. При этом силы сцепления (связи) будут сосредоточены в некоторой узкой области D, размер этой области заранее неизвестен и должен быть определен из решения задачи. Всюду в дальнейшем граничные условия с поверхности полости и области D сносим на плоскость $y = 0$ точно так же, как это делается, например, в теории тонкого крыла в аэродинамике.

Уравнения течения газа в полости выреза для плоского стационарного случая имеют вид [2, 3]. Принято, что процесс разрушения локализован в концевой области D, которая рассматривается как часть трещиновидной полости и может быть сравнима с размером полости, а связи образованы частицами в композиционном материале топлива. В исследуемом случае зону процесса разрушения можно моделировать как некоторый слой (концевую область), примыкающей к трещиноподобной полости и содержащий материал с частично нарушенными связями между его отдельными структурными элементами.

Выделим часть трещины d (концевые зоны), в которых берега трещины взаимодействуют. Взаимодействие берегов трещины в концевых областях моделируется путем введения между берегами трещины связей (сил сцепления) с заданной диаграммой деформирования. Концевые области малы по сравнению с остальной частью топлива. Поэтому их можно мысленно удалить, заменив разрезами, поверхности которых взаимодействуют между собой по некоторому закону, соответствующему действию удаленного материала.

По мере нагружения тела в связях, соединяющих берега трещины в концевых зонах, будут возникать усилия $q(x)$, имеющие, из-за симметрии задачи относительно оси абсцисс, только нормальную составляющую. Величина этих напряжений $q(x)$ и размер d концевой зоны заранее неизвестны и подлежат определению в процессе решения задачи механики разрушения.

Граничные условия для твердого топлива имеют вид

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = -p(x) \qquad \text{при } y = 0, \qquad |x| < \lambda, \qquad \lambda = \mathbf{l} - d \tag{1}$$
$$\sigma_y - i\tau_{xy} = q(x) \qquad \text{при } y = 0, \qquad -\mathbf{l} \le x \le -\lambda \text{ и } \lambda \le x \le \mathbf{l},$$

где i – мнимая единица; σ_x, σ_y, τ_{xy} – компоненты тензора напряжений.

С помощью формул Колосова–Мусхелишвили [4] и условий (1) краевая задача сводится к определению двух аналитических функций $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$ и граничных условий

$$\Phi(t) + \overline{\Phi(t)} + \bar{t}\,\Phi'(t) + \Psi(t) = f(t) \tag{2}$$
$$f(t) = \begin{cases} -p(t) & |t| < \lambda \\ q(t) & -\mathbf{l} \le t \le \lambda \ \ u \ \ \lambda \le t \le \mathbf{l}, \end{cases}$$

где t – аффикс точек берегов трещиновидной полости и концевых полос предразрушения.

Основные соотношения поставленной задачи должны быть дополнены уравнением, связывающим перемещения раскрытия трещины и усилия в связях. Это уравнение, без потери общности, в рассматриваемой задаче можно представить в виде

$$\upsilon^+(x,0) - \upsilon^-(x,0) = C(x, q(x))\,q(x), \tag{3}$$

где x – аффикс точек берегов трещины в концевой зоне; функцию $C(x, q(x))$ можно рассматривать как эффективную податливость связей, зависящую от натяжения связей.

Искомое решение задачи (2) получено в виде

$$\Phi(z) = \frac{\sqrt{z^2 - \mathbf{l}^2}}{2\pi i} \int_{-\mathbf{l}}^{\mathbf{l}} \frac{F_*(x)\,dx}{x - z}; \qquad \Psi(z) = -z\Phi'(z) \tag{4}$$
$$F_*(x) = \frac{-p(x) - \sigma_0/2}{\sqrt{x^2 - \mathbf{l}^2}} \qquad \text{при} \quad |x| < \lambda$$
$$F_*(x) = \frac{q(x) - \sigma_0/2}{\sqrt{x^2 - \mathbf{l}^2}} \qquad \text{при} \quad \lambda \le |x| \le \mathbf{l}$$

Здесь σ_0 – рабочее напряжение σ_y вдали от полости.

Условие разрешимости краевой задачи имеет вид

$$-\int_{-\lambda}^{\lambda} \frac{(p(x) + \sigma_0/2)\,dx}{\sqrt{\mathbf{l}^2 - x^2}} + \int_{-\mathbf{l}}^{-\lambda} \frac{(q(x) - \sigma_0/2)}{\sqrt{\mathbf{l}^2 - x^2}}\,dx + \int_{\lambda}^{\mathbf{l}} \frac{(q(x) - \sigma_0/2)}{\sqrt{\mathbf{l}^2 - x^2}}\,dx = 0 \tag{5}$$

Это соотношение служит для определения размера концевой зоны.

Используя полученное решение (4) и учитывая соотношение (3), получено нелинейное интегродифференциальное уравнение относительно неизвестной функции $q(x)$:

$$-\frac{\sqrt{\mathbf{l}^2-x^2}}{\pi}\left[\int_{-\mathbf{l}}^{\mathbf{l}}\frac{[q(t)-p(t)-\sigma_0]\,dt}{\sqrt{\mathbf{l}^2-t^2}\,(t-x)}\right]=\frac{2\mu}{1+\kappa_0}\frac{d}{dx}\big(C(x,q)q(x)\big) \qquad (6)$$

где μ – модуль сдвига материала топлива; $\kappa_0=3-4\nu$; ν – коэффициент Пуассона.

Следуя работе [5], после некоторых преобразований уравнение (6) приведено к виду

$$\frac{1+\kappa_0}{2\pi\mu}\int_{-\mathbf{l}}^{\mathbf{l}}\frac{[q(t)-p(t)-\sigma_0]F_1(t,x)\,dt}{\sqrt{\mathbf{l}^2-t^2}}=C(x,q)q(x),\quad \lambda\le|x|\le\mathbf{l} \qquad (7)$$

где $F_1(t,x)=\sqrt{\mathbf{l}^2-x^2}+\frac{1}{2}\sqrt{\mathbf{l}^2-t^2}\ln\frac{\sqrt{\mathbf{l}^2-t^2}-\sqrt{\mathbf{l}^2-x^2}}{\sqrt{\mathbf{l}^2-t^2}+\sqrt{\mathbf{l}^2-x^2}}$.

Переходя к безразмерным переменным и заменяя интегралы квадратурными формулами типа Гаусса, уравнение (7) приведем к системе M_1 алгебраических уравнений относительно приближенных значений неизвестной функции в узловых точках τ_k (k = 1, 2, …, M_1):

$$\frac{1+\kappa_0}{2\mu M}\left\{\sum_{k=1}^{M}F_1(\mathbf{l}\eta_m,\mathbf{l}\tau_k)\big[q(\mathbf{l}\tau_k)-p(\mathbf{l}\tau_k)-\sigma_0\big]\right\}=C\big(\mathbf{l}\eta_m,q(\mathbf{l}\eta_m)\big)q(\mathbf{l}\eta_m) \qquad (8)$$

(m = 1, 2, …, M_1)

Здесь $\tau_k=\cos\frac{2k-1}{2M}\pi$; $\eta_m=\cos\frac{2m-1}{2M}\pi$; M_1 – число узловых точек, принадлежащих концевым зонам трещины; отрезок интегрирования был разбит на M узловых точек.

Даже в частном случае линейно-упругих связей система (8) оказывается нелинейной из-за неизвестного размера концевой зоны.

Для определения предельно-равновесного состояния использовалось условие критического раскрытия трещины. Полученная система уравнений позволяет при заданных характеристиках связей определить критическую интенсивность давления газа $p(x)$ в полости, усилия в связях, размер концевой зоны для предельного равновесия. Получено достаточное условие устойчивости режима $C\big(\lambda,q(\lambda)\big)\le\delta_c$ (δ_c – характеристика горящего топлива, определяется опытным путем), которое позволяет путем численного расчета для каждого конкретного вида топлива прогнозировать предельный допустимый размер трещиновидной полости (технологического дефекта).

Список литературы

1. Соркин Р.Е. Газотермодинамика ракетных двигателей на твердом топливе. М.: Наука, 1967. 319 с.
2. Черепанов Г.П. О горении в узких полостях // ПМТФ, 1970, №2. С. 145 – 158.
3. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974. 640 с.
4. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. 707 с.
5. Мир-Салим-заде М.В. Трещина со связями между берегами в изотропной среде, усиленная регулярной системой стрингеров // Механика композитных материалов. 2005, т. 41, №6, с. 773 – 782.

ВОЗВРАТ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ НИКЕЛЯ ПОСЛЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ ПО ИЗМЕРЕНИЯМ ЭЛЕКТРОСОПРОТИАВЛЕНИЯ И ТЕРМОЭДС

Каролик А. С., Шарандо В. И., Копылов В. И.

Институт прикладной физики НАНБ, Минск, Беларусь
karolik@iaph.bas-net.by

В данной работе ставилась задача исследовать процессы возврата и рекристаллизации в никеле после интенсивной пластической деформации (ИПД) методом РКУ прессования в широком температурном диапазоне (от 20 до 1000 ^{0}C), а также получить качественную и количественную информацию о вкладе границ зерен в термоЭДС. В настоящее время, с точки зрения взаимосвязи термоЭДС с дефектами структуры, наиболее полно изучены, пожалуй, только благородные металлы (Cu, Ag, Au). Что касается влияния дефектов на термоЭДС никеля, то в ранее проведенных исследованиях было показано, что дислокации, наведенные пластической деформацией, приводит к положительному термоэлектрическому эффекту, а точечные дефекты, наведенные закалкой – к отрицательному эффекту [1, 2]. Однако восстановление термоЭДС никеля после пластической деформации в широком температурном диапазоне не было исследовано. Более полно исследовался возврат электросопротивления [3]. Нами было впервые измерено и подтверждено расчетами изменение термоЭДС на единицу плотности дислокаций в никеле [4]. Данные об и изменении термоЭДС при перестройке зернограничной структуры в никеле в литературе отсутствуют, также отсутствуют сведения о количественных характеристиках влияния удельной площади границ зерен на термоЭДС никеля.

Процессы рекристаллизации никеля технической чистоты после ИПД (РКУ прессование) исследованы достаточно подробно в температурном диапазоне от 20 до 400 ^{0}C с разным временем выдержки (от 5 минут до 5 часов) и числом проходов N = 4, 8, 12 и 16 [5–7]. Результаты исследований показали, что уже после четырех циклов прессования формируется СМК структура с размером зерен ~0,2 мкм.

Нами исследовался технически чистый никель класса НП-1, содержащий 99,89% Ni. РКУ прессование осуществлялось в наиболее жесткой схеме (маршрут B_C) с поворотом заготовки на 90^0 в одном направлении после каждого прохода. Число проходов N = 4. Угол пересечения каналов составлял $2\Phi = \pi/2$. Прессование осуществлялось при комнатной температуре со скоростью деформирования 0,4 мм/с до истинной деформации e = 2,4. Перед деформацией заготовки подвергались отжигу в течение 1 часа при температуре T = 700 ^{0}C. Полученные после РКУ прессования бруски прокатывались в полосу, затем вырезались образцы с размерами 210×4,5× 0,5 мм. После прокатки образцы размагничивались в переменном поле с целью устранения наведенного деформацией гистерезиса термоупругого эффекта.

ТермоЭДС измерялась дифференциальным методом относительно реперного образца того же никеля, предварительно отожженного при T = 500 ^{0}C. Соединение исследуемого и реперного образцов осуществлялось внутри массивного алюминиевого блока, который подвергался регулируемому нагреву. Свободные концы обоих образцов были соединены с нановольтметром В2-38 внутри такого же блока, имевшего температуру окружающей среды. Между блоками с помощью терморегулятора поддерживалась постоянная разность температур ΔT = 25±0,2 ^{0}C. ТермоЭДС измерялась с чувствительностью 1нВ, погрешность измерений за счет температурных нестабильностей не превышала 5 %. Измерение удельного электросопротивления осу-

ществлялось 4-хзондовым методом при комнатной температуре при пропускании постоянного тока силой 0,5 А со стабильностью не хуже 0,1%. Падение напряжения измерялось при комнатной температуре с помощью нановольтметра. Методика позволяла путем пересчета устранить влияние изменения сечения образца за счет роста толщины окисной пленки NiO при температурах отжига выше 800 ^{0}C; параллельные измерения на эталонном образце позволяли учесть влияние ТКС при колебаниях комнатной температуры.

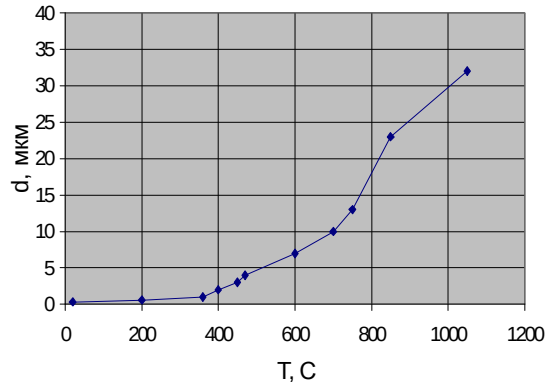


Рис. 1. Влияние температуры отжига на средний размер зерна в никеле.

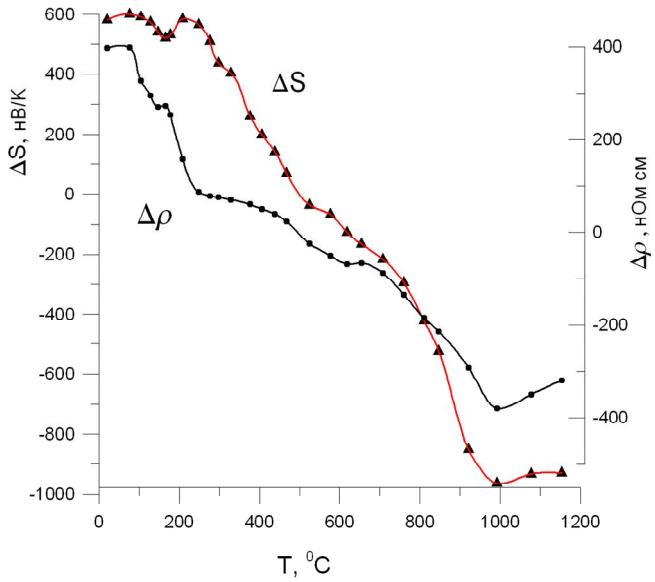


Рис. 2. Изменение удельного электросопротивления и термоЭДС с температурой отжига, измеренные относительно образца, предварительно отожженного при T = 500^{0}C в течение 1 часа.

Восстановление электрических свойств никеля осуществлялось путем отжига в воздушной печи в интервале температур от 20 до 1100 ^{0}C с шагом по температуре около 30–50 ^{0}C и последующей выдержкой в течение 1 часа. Отжиг проводился в накопительном режиме на 5 образцах, которые поочередно последовательно отжигались при более высоких температурах. Такая методика отжига позволила снизить скорость нагрева и получить большое количество точек, что давало возможность более детально исследовать кривые возврата электрических свойств. Колебания и градиент температуры в зоне размещения образца в процессе отжига не превышали 1,5%. Вместе с образцом отжигался и свидетель для исследования микроструктуры. Микроструктура исследовалась на оптическом (МКИ-2М) и растровом (LEO 1455VP) электронном микроскопе. Средний размер фрагментов после РКУ-прессования и прокатки составлял 0,25 мкм. На рис. 1 показана зависимость среднего размера зерен от температуры отжига d (T).

Результаты измерения изменения электросопротивления и термоЭДС от температуры отжига представлены на рис. 2. На этих кривых можно выделить пять стадий отжига. До температуры T = 80^{0}C электросопротивление и термоЭДС практически не меняются; в диапазоне температур 80–150 ^{0}C происходит первый резкий спад наведенных деформацией $\Delta\rho$ и ΔS (стадия I). В диапазоне температур 150–220^{0}C наблюдается второе падение электросопротивление, сопровождающееся ростом ΔS (стадия II). Далее с ростом температуры до 350 ^{0}C электросопротивление меняется слабо, однако термоЭДС продолжает монотонно уменьшаться (стадия III). В диапазоне температур 350–700 ^{0}C происходит относительно плавное

уменьшение $\Delta\rho$ и ΔS (стадия IV). Затем скорость возврата обоих свойств снова увеличивается в диапазоне температур 700–1000 ^{0}C (стадия V), после чего наблюдается перегиб и увеличение как электросопротивления, так и термоЭДС, которые, вероятно, связаны с глубокими процессами окисления при отжиге на воздухе.

На основе ранее проведенных исследований [3] известно, что процессы отдыха в никеле, связанные с перераспределением и уходом точечных дефектов к стокам, происходят в диапазоне температур 80–250 ^{0}C. При этом сначала происходит аннигиляция более мобильных междоузельных атомов с ближайшими вакансиями, а затем отжигаются оставшиеся вакансии. Эти две стадии отжига точечных дефектов отчетливо видны на кривых изменения $\Delta\rho\,(T)$ и $\Delta S\,(T)$, причем термоЭДС сначала спадает, а затем возрастает, демонстрируя разный знак эффекта на этих стадиях.

После отдыха идут процессы полигонизации, связанные с переползанием, перераспределением и частичным уходом дислокаций к местам стоков. Зерна и субзерна очищаются от дислокаций, границы их становятся более тонкими, однако, размер зерна практически не меняется (стадия III). На зависимостях $\Delta\rho\,(T)$ и $\Delta S\,(T)$ эти процессы характеризуются достаточно резким спадом, связанным с уменьшением наведенной плотности дислокаций при ИПД. Процессы рекристаллизации начинаются в районе температур 300–350 ^{0}C. Именно после этих температур начинается резкий рост зерен. Общее изменение удельного электросопротивления $\Delta\rho$ и дифференциальной термоЭДС ΔS (на единицу температурного градиента) в ходе процессов рекристаллизации в диапазоне температур от 300 до 1000 ^{0}C составляют соответственно 390 нОм·см и 1400 нВ/К. В этом температурном диапазоне средний размер зерна увеличивается от ~ 0,25 мкм до 30 мкм. На основе этих данных можно посчитать среднее изменение электросопротивления и термоЭДС на единицу удельной площади границ.

Зная изменение термоЭДС на единицу плотности дислокаций вблизи комнатной температуры $\Delta S_d / N_d$ = 2,4·10^{-18} В·см^2/К [4], можно определить плотность дислокаций, наведенных РКУ прессованием, принимая во внимание, что предварительно заготовки отжигались при температуре T = 700 ^{0}C. Если полагать, что наведенный ИПД термоэлектрический эффект снялся после отжига при T = 700 ^{0}C (его величина равна 750 нВ/К), то наведенная плотность дислокаций составляет N_d =3·10^{11} см$^{-2}$. Эта величина хорошо согласуется с имеющимися данными, полученными на основе прямых измерений [8].

Работа выполнена при поддержке БРФФИ, грант № Ф06-240.

Список литературы

1. Адаменко А.А., Дехтяр И.Я. Укр. физ. журн. (1969) **14**, №2, 337-338.
2. Кисляков С.А. Изв. вузов. Физика (1971) № 6, 77-81.
3. Kressel H., Brown N. J. Appl. Phys. (1967) **38,** 1618-1625.
4. Karolik A.S., Sharando V.I. J. Phys.: Condens. Matter (2005) **17**, 3567-3574.
5. Валиев Р.З., Корзников А.В., Мулюков Р.Р. ФММ (1992) **73**, № 4, 70-86.
6. Ахмадеев Н.А., Валиев Р.З., Копылов В.И. и др. Металлы (1992) № 5, 96-101.
7. Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В. и др. ФММ (2003) **96**, 51-60.
8. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. М., 2001, 201.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ С УЧЕТОМ ФИЗИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ

Ершов В. И.
Морская государственная академия им. адм. Ф.Ф. УШАКОВА, Анапа

Прогнозирование долговечности и надежности изделий может быть успешным только в том случае, когда для предельного состояния, рассматриваемого наряду с эксплуатационным состоянием, будет учтена физическая и геометрическая нелинейность. Это делает актуальным и оправдывает многовариантный поиск зависимостей между напряжениями и большими деформациями с учетом физической нелинейности.

Современный уровень эксперимента таков, что зависимости между главными напряжениями и главными большими деформациями можно считать известными . Этот закон, который можно назвать базовым, возможно представить разными вариантами.

В правой системе координат X, Y, Z рассмотрим очень малый параллелепипед, по граням которого действуют главные напряжения. Некоторым плоским сечением выделим треугольную пирамиду, вершиной которой является начало координат O, а основанием – рассматриваемая площадка ABC с известными до деформации размерами $OA = \Delta X$, $OB = \Delta Y$, $OC = \Delta Z$. Задача состоит в том, чтобы найти в этой площадке напряжения и соответствующие деформации с учетом поворота этой площадки в пространстве.

Площадка ABC есть часть одной из граней произвольно ориентированного параллелепипеда, который следует выделить из исходного параллелепипеда. Совершенно необходимо найти ребра нового параллелепипеда ещё и потому, что это снимает неопределенность в вопросе о направлении касательных напряжений в рассматриваемой произвольной площадке ABC.

Записываем общее уравнение плоскости, проходящей через три точки A, B, C и представляем его в нормальной форме через полярные параметры этой плоскости. Коэффициенты при переменных дадут направляющие косинусы l_1, m_1, n_1 и совпадающей с ней гранью искомого произвольного параллелепипеда. Уравнение для другой грани, параллельной площадке ABC, найдется из уже полученного уравнения в нормальной форме увеличением расстояния p от площадки ABC до начала координат на некоторую соизмеримую величину a (ребро искомого параллелепипеда, перпендикулярное площадке ABC).

Зная l_1, m_1, n_1, находим направляющие косинусы (l_2, m_2, n_2), (l_3, m_3, n_3) для других граней искомого параллелепипеда, решая систему шести уравнений с шестью неизвестными, и записываем в нормальной форме уравнения для этих граней. Вопрос состоит в том, чтобы определиться для новых уравнений с расстояниями от плоскости до начала координат. Эти расстояния можно брать любыми. В том числе, и равными уже найденному p, поскольку изменение p не влияет на параллельность плоскостей. Таким образом, для двух граней берем направляющие косинусы l_2,m_2, n_2 и расстояния p и $p+ в$ поочередно. Для последней пары параллельных граней принимаем направляющие косинусы l_3, m_3, n_3 и расстояния p и $p + c$. Под $в$ и c понимаются другие ребра искомого параллелепипеда. Рассматривая восемь комбинаций пересечения трех соответствующих плоскостей, найдем координаты восьми вершин искомого параллелепипеда. Пусть в плоскости ABC лежат вершины D, E, F, G, а в соответствующей параллельной грани – D_1, E_1, F_1, G_1.

Для деформированного состояния находим новые координаты в осях *X,Y,Z* всех узлов параллелепипеда $D\ E\ F\ G\ D_1\ E_1\ F_1\ G_1$, умножая старые координаты на коэффициент, равный единице, сложенной с главной деформацией по соответствующей оси. Получим шестигранник $D'E'F'G'\ D_1'E_1'F_1'G_1'$ и записываем для каждой грани её общее уравнение.

Найдем угловую деформацию, например, для угла, ребром которого является *EF*. Определяем угол α_{EF} между плоскостями $D\ E\ F\ G$ и $D'E'F'G'$ и угол β_{EF} между плоскостями E_1EFF_1 и $E_1'E'F'F_1'$. Разность между этими углами даст искомый угол сдвига γ_{EF}. Аналогично определяются другие угловые деформации.

Линейные деформации ребер по всем направлениям находим традиционно как разность между новой и первоначальной длиной, деленную на исходную длину. Зная направляющие косинусы для деформированного состояния граней находим в площадке $A'B'C'$ составляющие полного напряжения в осях *X,Y,Z,* а затем нормальные напряжения и касательные, направленные перпендикулярно к ребрам *в'*, *с'*.

Изложенный алгоритм будет полезен при разработке машинного обобщенного закона между напряжениями и большими деформациями.

Для плоского напряженного состояния этот подход позволяет сформулировать связь между напряжениями и деформациями в завершенной машинной форме [2].

Из пластинки, подвергающейся двухосному растяжению, выделим малый тетраэдр, главные площадки которого совпадают с осями правой системы координат, а наклонная площадка до деформации наклонена к горизонтальной оси *x* под известным нам углом α. После действия нагрузки этот угол станет равным α_1 и подлежит определению. Разность между этими углами есть угол поворота наклонного сечения в процессе деформирования, которая есть часть деформации сдвига. Вторая часть деформации сдвига будет найдена после нахождения угла поворота того наклонного сечения, которое в недеформированном состоянии перпендикулярно рассматриваемому и наклонено к вертикальной оси под углом β, который равен α. находим относительную линейную деформацию в рассматриваемом направлении:

$$\varepsilon_\alpha = \frac{\sqrt{(1+\varepsilon_1)^2 + \mathrm{tg}^2\alpha(1+\varepsilon_2)^2} - \sqrt{(1+\mathrm{tg}^2\alpha)}}{\sqrt{(1+\mathrm{tg}^2\alpha)}}. \qquad (1)$$

Угол α_1 определяется углом α и главными деформациями:

$$\mathrm{tg}\alpha_1 = \mathrm{tg}\alpha(1+\varepsilon_2)/(1+\varepsilon_1) \qquad (2)$$

Угол поворота наклонного сечения

$$\alpha' = \alpha - \alpha_1.$$

Для тетраэдра в деформированном состоянии из традиционных уравнений проекций на нормаль к рассматриваемой площадке деформированного состояния и на плоскость площадки определяем нормальные $\sigma_{\alpha1}$ и касательные $\tau_{\alpha1}$ напряжениями:

$$\sigma_{\alpha1} = \sigma_1 \cos^2\alpha_1 + \sigma_2 \sin^2\alpha_1 \qquad (3)$$

$$\tau_{\alpha1} = 0.5(\sigma_1 - \sigma_2)\sin 2\alpha_1$$

Для площадки, которая в недеформированном состоянии ортогональна рассмотренной, имеем:

$$\varepsilon_\beta = \frac{\sqrt{(1+\varepsilon_2)^2 + \mathrm{tg}^2\beta(1+\varepsilon_1)^2} - \sqrt{(1+\mathrm{tg}^2\beta)}}{\sqrt{(1+\mathrm{tg}^2\beta)}}, \qquad (4)$$

$$\mathrm{tg}\beta_1 = \mathrm{tg}\beta(1+\varepsilon_1)/(1+\varepsilon_2), \qquad (5)$$

$$\beta' = \beta - \beta_1,$$
$$\sigma_{\beta 1} = \sigma_2 \cos^2\beta_1 + \sigma_1 \sin^2\beta_1, \quad (6)$$
$$\tau_{\beta 1} = 0.5(\sigma_2 - \sigma_1)\sin 2\beta_1.$$

Деформация сдвига:

$$\gamma = \alpha' + \beta'. \quad (7)$$

При больших деформациях закон парности касательных напряжений может иметь незначительное несоответствие, исключая равноосное растяжение и близкие к нему напряженные состояния. Связаны между собой касательные и нормальные напряжения оставшимся уравнением моментов для деформированного состояния, записанным с учетом деформации сдвига:

$$m(\tau_{\beta 1}) + m(\sigma_{\alpha 1}) - m(\sigma_{\beta 1}) - m(\tau_{\alpha 1}) = 0. \quad (8)$$

Поиск деформаций по компонентам напряжений

Если заданы напряжения в площадке α, то, в общем случае, в площадке β произвольно можно задать только нормальное напряжение.

Поиск деформаций осуществляется путем последовательных приближений, имея заданными $\sigma_{\alpha 1}, \sigma_{\beta 1}, \tau_{\alpha 1}$.

Первая попытка.

1.1. Задаем касательные напряжения $\tau_{\beta 1}$ равными$\tau_{\alpha 1}$.

1.2. Из уравнений (3) и (6) определяем β_1 α_1 σ_1 σ_2.

1.3. Из (2) и (5) определяем α и β.

1.4. По экспериментально-теоретическому инвариантному базовому закону для главных направлений [1], устанавливаем главные деформации ε_1 , ε_2 , зная главные напряжения.

1.5.Деформации находим по (1), (4) и (7).

Осуществляем контроль правильности вычислений, определяя касательные напряжения $\tau_{\beta 1}$ по (8) и сопоставляем их с принятыми в начале первой попытки.

Процедуры последовательных приближений заканчиваются, если касательное напряжение $\tau_{\beta 1}$, принятое в начале какой-то попытки, совпадет с вычисленным в конце попытки. Вероятность того, что первая попытка станет последней велика.

Этот алгоритм может быть полезен для оценки того или иного потенциала, используемого для решения задач.

Поиск напряжений по компонентам деформаций

Для двух взаимно перпендикулярных площадок заданы компоненты тензора деформаций ε_β, ε_α и γ. Требуется найти соответствующие напряжения и положение площадок.

Этап приближений

Первая попытка

1.1. Задаем угол α. Угол β по модулю равен углу α, но отсчитывается от вертикальной оси.

1.2. Из (1) и (4) определяем главные деформации ε_1, ε_2.

1.3. С помощью (2) находим угол поворота сечения α'.

1.4. С помощью (5) находим угол поворота другого сечения β'.

1.5. Находим деформацию сдвига $\gamma'=\alpha'+\beta'$ и сопоставляем с заданной деформацией γ.

Если полученная деформация сдвига и заданная не совпадают с требуемой точностью, то выполняем второе приближение.

Вторая попытка.

2.1–2.5. Задаем другое значение угла α и повторяем все процедуры первой попытки.

Если в какой-то попытке γ' и γ совпадут, то положение площадок в недеформированном состоянии найдено.

Этап вычисления напряжений.

1. Используя результаты последнего приближения для ε_1, ε_2, находим по экспериментально-базовому закону [1] главные напряжения σ_1, σ_2.

2. Находим напряжения по (3), (6).

Список литературы

1. Ершов В.И. Определяющие соотношения нелинейной теории упругости на основе инвариантов тензора напряжений и тензора деформаций. Минск, «Полесье», Гомель-1999, 202 с.
2. Ершов В.И. Исходные уравнения расчетов на прочность.–4-е изд.- Новороссийск: МГА им. адм. Ф.Ф. Ушакова, 2008.- 44 с.

EBSD ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВЕРХПЛАСТИЧНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Al–Li

Коновалова Е.В.

Сургутский государственный университет, Сургут
KNV123@yandex.ru

Выполнен анализ структурного состояния наноструктурного алюминий-литиевого сплава методом сканирующей электронной микроскопии, используя методику дифракции обратно рассеянного электронного пучка. Получены статистические данные о кристаллографических ориентировках, размерах и разориентировках зерен и субзерен в сплаве

Наноструктурное состояние в сплаве было сформировано посредством его интенсивной пластической деформации методом многоциклового равноканального углового прессования.

Проведены исследования механического и структурного поведения сплава в широких интервалах температуры и скорости деформации. Для изучения сверхпластичного течения проведены механические испытания образцов на одноосное растяжение при постоянной скорости деформирования.

Изучено структурное поведение в условиях сверхпластичности. Установлены закономерности эволюции зеренной и субзеренной структур в сплаве в ходе сверхпластичного течения. Получены статистические данные об эволюции вышеуказанных элементов структуры и их характеристик.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 07-08-00308).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСНОВНЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ НА БАЗЕ КОНЦЕПЦИИ МЕХАНИКИ ПОВРЕЖДЕННОЙ СРЕДЫ

Волков И. А., Коротких Ю. Г., Тарасов И. С., Цветкова Е. В., Гордлеева И. Ю.

Волжская государственная академия водного транспорта, Нижний Новгород,
aljonuschka@mail.ru

Ранее исследования в области механики деформируемых сред в основном были направлены на разработку уравнений состояния, описывающих эффекты деформирования для различных процессов истории изменения механической нагрузки и температуры. Вместе с тем, актуальным является ответ на вопрос: где и в какой момент времени при заданной истории изменения нагрузки и температуры в теле впервые возникнут макроскопические трещины, и как эти трещины будут развиваться в дальнейшем? Ответ может быть получен с помощью расчетной оценки совместных процессов деформирования и разрушения. Точность расчетных оценок прочности и ресурса конструктивных элементов зависит от того, насколько данные уравнения состояния адекватно описывают кинетику НДС в заданных условиях эксплуатации. Траектория деформирования, вид напряжённого состояния, история его изменения и т.д., существенно влияют на скорости протекания процессов накопления повреждений. Развитие уравнений состояния и, в частности, уравнений термопластичности, должно определяться потребностями механики разрушения и должно быть направлено на описание основных эффектов, существенно влияющих на скорости процессов накопления повреждений. Цель исследований в данной области – не столько уточнение различных формулировок, необходимых для определения макроскопических деформаций по заданной истории нагружения, сколько определение основных закономерностей процессов определяющих и подготавливающих разрушение.

Модель повреждённой среды состоит из трёх взаимосвязанных составных частей:

а) соотношений, определяющих упругопластическое поведение материала с учётом зависимости от процесса разрушения;

б) уравнений, описывающих кинетику накопления повреждений;

в) критерии прочности повреждённого материала.

а) соотношения термопластичности. В упругой области связь между шаровыми и девиаторными составляющими тензоров напряжений и деформаций устанавливается с помощью закона Гука:

$$\sigma = 3K\left[e - \alpha\left(T - T_0\right)\right],\ \sigma_{ij} = 2Ge'^{e}_{ij}$$
$$\Delta\sigma = 3K\left[\Delta e - \Delta\left(\alpha T\right)\right] + \frac{\Delta K}{K}\sigma,\ \Delta\sigma'_{ij} = 2Ge'^{e}_{ij} + \frac{\Delta G}{G}\sigma'_{ij} \qquad (1)$$

Здесь $\sigma, \Delta\sigma, e, \Delta e$ – шаровые, а $\sigma'_{ij}, \Delta\sigma'_{ij}, e'_{ij}, \Delta e'_{ij}$ – девиаторные составляющие тензоров напряжений σ_{ij} и деформаций e_{ij} соответственно; T – температура, T_0 – начальная температура; $K(T)$ – модуль объемного сжатия; $G(T)$ – модуль сдвига, а $\alpha(T)$ – коэффициент линейного температурного расширения материала. Для описания эффектов монотонного и циклического деформирования в пространстве напряжений вводится поверхность текучести, уравнение которой имеет вид:

$$F_s = S_{ij}S_{ij} - C_p^2 = 0,\ S_{ij} = \sigma'_{ij} - \rho_{ij} \qquad (2)$$

Для описания сложных циклических режимов деформирования в пространстве напряжений вводится поверхность циклической "памяти’’. Уравнение поверхности

"памяти'', позволяющее при расчетах отделить монотонные процессы деформирования от циклических имеет вид:

$$F_\rho = \rho_{ij}\rho_{ij} - \rho_{\max}^2 = 0\,, \tag{3}$$

где $\rho_{\max}$ – максимальный за историю нагружения модуль ρ_{ij}.

Примем, что структура эволюционного уравнения для радиуса поверхности текучести имеет вид:

$$\dot{C}_p = \left[q_\chi H\left(F_\rho\right) + a\left(Q_s - C_p\right)\Gamma\left(F_\rho\right)\right]\dot{\chi} + q_3\dot{T} \tag{4}$$

$$C_p = C_p^0 + \int_0^t \dot{C}_p dt\,,\ \dot{\chi} = \left(\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}_{ij}^p\dot{\varepsilon}_{ij}^p\right)^{1/2},\ \chi_m = \int_0^t \dot{\chi} H\left(F_\rho\right)dt\,,\ \chi = \int_0^t \dot{\chi} dt \tag{5}$$

$$q_\chi = \frac{q_2 A\psi_1 + (1-A)q_1}{A\psi_1 + (1-A)}\,,\ Q_s = \frac{Q_2 A\psi_2 + (1-A)Q_1}{A\psi_2 + (1-A)}\,,\ 0 \le \psi_i \le 1\,,\ i = 1,2$$

$$A = 1 - \cos^2\theta\,,\ \cos\theta = n_{ij}^e n_{ij}^s\,,\ n_{ij}^e = \frac{\dot{\varepsilon}_{ij}'}{(\dot{\varepsilon}_{ij}'\dot{\varepsilon}_{ij}')^{1/2}}\,,\ n_{ij}^s = \frac{S_{ij}}{(S_{ij}S_{ij})^{1/2}}$$

$$H(F_\rho) = \begin{Bmatrix} 1, F_\rho = 0 \wedge \rho_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij} > 0 \\ 0, F_\rho < 0 \vee \rho_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij} \le 0 \end{Bmatrix},\ \Gamma(F_\rho) = 1 - H(F_\rho) \tag{6}$$

Здесь q_1, q_2, q_3 – модули изотропного упрочнения, Q_1 и Q_2 – модули циклического изотропного упрочнения, a – постоянная, определяющая скорость процесса стационирования петли гистерезиса циклического деформирования материала, Q_s – стационарное значение радиуса поверхности текучести при данных $\rho_{\max}$ и T, C_p^0 – начальное значение радиуса поверхности текучести.

Уравнение для смещения поверхности текучести основано на гипотезе А.А.Ильюшина, заключающейся в том, что упрочнение зависит от истории деформирования лишь на некоторой ближайшей части траектории (запаздывание векторных свойств). Эволюция внутренней переменной ρ_{ij}, описывающей анизотропию упрочнения пластического деформирования, принимается в виде:

$$\dot{\rho}_{ij} = g_1\dot{\varepsilon}_{ij}^p - g_2\rho_{ij}\dot{\chi} - g_3\rho_{ij}\dot{T}\,,\ \rho_{ij} = \int_0^t \dot{\rho}_{ij}dt\,, \tag{7}$$

где $g_1 > 0, g_2 > 0$ и $g_3 > 0$ – модули анизотропного упрочнения.

Эволюция поверхности "памяти'' описывается уравнением для $\rho_{\max}$:

$$\dot{\rho}_{\max} = \frac{(\rho_{ij}\dot{\varepsilon}_{ij})H(F_\rho)}{(\rho_{mn}\rho_{mn})^{1/2}} - g_2\rho_{\max}\dot{\chi} - g_3\rho_{\max}\dot{T} \tag{8}$$

Компоненты тензора скоростей пластических деформаций определяются из закона градиентальности вектора скорости пластических деформаций к поверхности текучести в точке нагружения:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \lambda S_{ij}\,, \tag{9}$$

где λ – коэффициент пропорциональности, определяемый из условия прохождения новой поверхности текучести в конце этапа нагружения через конец вектора девиатора напряжений.

Для определения q_2 в (6) необходим эксперимент на сложное нагружение: растяжение до некоторого значения e_{11}^{p*} и последующее кручение с построением траектории напряжений в пространстве $\sigma_{11} - \sigma_{12}$.

б) Эволюционные уравнения накопления повреждений

$$\dot{\omega} = \frac{\alpha_p + 1}{r_p + 1} f_p(\beta) Z_p^{\alpha_p} \left(1 - \omega_p\right)^{-r_p} \left\langle \dot{Z}_p \right\rangle + \frac{\alpha_e + 1}{r_e + 1} f_e(\beta) Z_e^{\alpha_e} \left(1 - \omega_e\right)^{-r_e} \left\langle \dot{Z}_e \right\rangle \tag{10}$$

$$Z_p = \frac{W_p - W_a}{\left(W_p^f - W_a\right)};\ Z_e = \frac{W_e - W_b}{W_e^f}; \tag{11}$$

$$\left\langle \dot{Z} \right\rangle = \begin{cases} \dot{Z} \text{ при } \dot{Z} > 0 \\ 0 \text{ при } \dot{Z} \le 0 \end{cases};\ \left\langle \dot{Z}_p \right\rangle = \frac{\left\langle \dot{W}_p \right\rangle}{\left(W_p^f - W_a\right)};\ \left\langle \dot{Z}_e \right\rangle = \frac{\dot{W}_e}{W_e^f}; \tag{12}$$

$$\dot{W}_p = \rho_{ij}^p \dot{\varepsilon}_{ij}^p;\ \dot{W}_e = \sigma'_{ij} \dot{\varepsilon}'^e_{ij}, \tag{13}$$

где α_p, α_e, r_p, r_e – материальные параметры, зависящие от температуры T; $f(\beta)$ – функция параметра объёмности напряжённого состояния $\beta = \sigma / \sigma_u$; $\sigma_u = \left(\sigma'_{ij}\sigma'_{ij}\right)^{1/2}$ – интенсивность тензора напряжений; $W_p = \int_0^t \dot{W}_p dt$ и $W_e = \int_0^t \dot{W}_e dt$ – энергия, идущая на образование рассеянных усталостных повреждений при малоцикловой (МЦУ) и многоцикловой (МнЦУ) усталости соответственно; W_a – значение W_p в конце фазы зарождения микродефектов при МЦУ; W_b – в конце фазы зарождения при МнЦУ.

в) Критерий прочности повреждённого материала. В качестве критериев окончания фазы развития рассеянных микроповреждений (стадии образования макротрещины) принимается критерий потери устойчивости процессов накопления повреждений: производные $\partial\omega_e / \partial y_e$ или $\partial\omega_p / \partial y_p$ достигают своих критических значений:

$$\frac{\partial \omega_p}{\partial y_p} = \left(\frac{\partial \omega_p}{\partial y_p}\right)_f, \quad \frac{\partial \omega_e}{\partial y_e} = \left(\frac{\partial \omega_e}{\partial y_e}\right)_f \tag{14}$$

После выполнения условий (14) дальнейшее развитие процессов повреждённости зависит от любых случайных факторов, контролировать которые невозможно. Численные исследования показали, что условия (14) соответствуют значению $\omega_i = \omega_f \cong 0{,}8$, $i = e, p$

Заключение. Развита математическая модель МПС, описывающая процессы сложного пластического деформирования и накопления повреждений в конструкционных материалах (металлах и сплавах) при многоосных непропорциональных путях комбинированного термосилового нагружения. При нестационарном неизотермическом нагружении разработанная модель МПС позволяет учесть:

- монотонное и циклическое упрочнение, а также эффекты циклической памяти материала при пропорциональном и непропорциональном деформировании, включая переходные циклические процессы и стабилизированное циклическое поведение материала;
- локальную анизотропию пластического деформирования при изломе траектории деформаций;
- нелинейное суммирование повреждений при изменении условий нагружения и от отдельных механизмов.

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ДВУХСЛОЙНОЙ МИКРОПОЛЯРНОЙ УПРУГОЙ ПЛАСТИНКИ

Саркисян С. О., Фарманян А. Ж.

Гюмрийский государственный педогогический институт. Армения
afarmanyan@yahoo.com; slusin@yahoo.com

На основе асимптотического метода интегрирования трехмерной граничной проблемы несимметричной теории упругости с независимыми полями перемещений и вращений (НТУ НППВ) для тонкой пластинки в работе [1] построены математические модели мирополярных однородных пластин. В данной работе развивается асимптотический подход работы [1] для построения континуальных моделей микрополярных двухслойных пластин.

1. Постановка задачи. Рассмотрим двухслойную пластинку постоянной толщины. Общую толщину обозначим через $2h$, а h_i толщины нижнего и верхнего слоев. Плоскость отсчета выберем внутри первого слоя (в срединной плоскости этого слоя).

Напряженное состояние каждого отдельно взятого слоя строим при помощи асимптотического метода интегрирования уравнений несимметричной теории упругости с независимыми полями перемещений и вращений [2].

$$\frac{\partial \sigma^i_{1k}}{\partial x}+\frac{\partial \sigma^i_{2k}}{\partial y}+\frac{\partial \sigma^i_{3k}}{\partial z}=0 \quad (\mathrm{k}=1;2;3);$$

$$\frac{\partial \mu^i_{11}}{\partial x}+\frac{\partial \mu^i_{21}}{\partial y}+\frac{\partial \mu^i_{31}}{\partial z}+\sigma^i_{23}-\sigma^i_{32}=0;$$

$$\frac{\partial \mu^i_{12}}{\partial x}+\frac{\partial \mu^i_{22}}{\partial y}+\frac{\partial \mu^i_{32}}{\partial z}+\sigma^i_{31}-\sigma^i_{13}=0;$$

$$\frac{\partial \mu^i_{13}}{\partial x}+\frac{\partial \mu^i_{23}}{\partial y}+\frac{\partial \mu^i_{33}}{\partial z}+\sigma^i_{12}-\sigma^i_{21}=0;$$

$$\frac{\partial u^i_1}{\partial x}=2\mu'_i\sigma^i_{11}+\lambda'_i\left(\sigma^i_{11}+\sigma^i_{22}+\sigma^i_{33}\right) \quad \begin{pmatrix}1\to 2\to 3\\ \mathrm{x}\to \mathrm{y}\to \mathrm{z}\end{pmatrix}; \qquad (1.1)$$

$$\frac{\partial u^i_2}{\partial x}-\omega^i_3=\left(\mu'_i+\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{12}+\left(\mu'_i-\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{21};$$

$$\frac{\partial u^i_1}{\partial y}+\omega^i_3=\left(\mu'_i+\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{21}+\left(\mu'_i-\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{12};$$

$$\frac{\partial u^i_3}{\partial x}+\omega^i_2=\left(\mu'_i+\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{13}+\left(\mu'_i-\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{31};$$

$$\frac{\partial u^i_1}{\partial z}-\omega^i_2=\left(\mu'_i+\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{31}+\left(\mu'_i-\alpha^{'}_i\right)\sigma^i_{13};$$

$$\frac{\partial u_3^i}{\partial y}-\omega_1^i=\left(\mu_i'+\alpha_i'\right)\sigma_{23}^i+\left(\mu_i'-\alpha_i'\right)\sigma_{32}^i;$$

$$\frac{\partial u_1^i}{\partial z}+\omega_1^i=\left(\mu_i'+\alpha_i'\right)\sigma_{32}^i+\left(\mu_i'-\alpha_i'\right)\sigma_{23}^i;$$

$$\frac{\partial \omega_1^i}{\partial x}=2\gamma_i'\mu_{11}^i+\beta_i'\left(\mu_{11}^i+\mu_{22}^i+\mu_{33}^i\right)\quad\begin{pmatrix}1\to 2\to 3;\\ \mathrm{x}\to \mathrm{y}\to \mathrm{z}\end{pmatrix};$$

$$\frac{\partial \omega_2^i}{\partial z}=\left(\gamma_i'+\varepsilon_i'\right)\mu_{32}^i+\left(\gamma_i'-\varepsilon_i'\right)\mu_{23}^i\quad\left(2\leftrightarrow 3;\, y\leftrightarrow z\right)$$

$$\frac{\partial \omega_2^i}{\partial x}=\left(\gamma_i'+\varepsilon_i'\right)\mu_{12}^i+\left(\gamma_i'-\varepsilon_i'\right)\mu_{21}^i\ \left(1\leftrightarrow 2;\, \mathrm{x}\leftrightarrow \mathrm{y}\right);$$

$$\frac{\partial \omega_3^i}{\partial x}=\left(\gamma_i'+\varepsilon_i'\right)\mu_{13}^i+\left(\gamma_i'-\varepsilon_i'\right)\mu_{31}^i\ \left(1\leftrightarrow 3;\, \mathrm{x}\leftrightarrow \mathrm{z}\right)$$

Здесь, σ_{mn}^i, $\mu_{\mathrm{mn}}^{\mathrm{i}}$ – силовые и моментные напряжения; u_m^i – перемещения; ω_m^i – независимые повороты; $\lambda_i;\mu_i;\alpha_i;\beta_i;\gamma_i;\varepsilon_i$ – упругие константы микрополярного материала $i(i=1,2)$ -ого слоя.

Считая, что верхняя и нижняя плоскости двухслойной пластинки загружены произвольной силовой и моментной нагрузкой, запишем граничные условия в виде

$$\begin{aligned}&\sigma_{31}^2=p_1^+;\quad \sigma_{32}^2=p_2^+;\quad \sigma_{33}^n=p_3^+;\\ &\mu_{31}^n=m_1^+;\quad \mu_{32}^n=m_2^+;\quad \mu_{33}^n=m_3^+;\end{aligned}\quad \text{при } z=z_2;$$

$$\begin{aligned}&\sigma_{31}^1=p_1^-;\quad \sigma_{32}^1=p_2^-;\quad \sigma_{33}^1=p_3^-;\\ &\mu_{31}^1=m_1^-;\quad \mu_{32}^1=m_2^-;\quad \mu_{33}^1=m_3^-;\end{aligned}\quad \text{при}\quad z=z_{-1} \qquad (1.2)$$

Принимаются условия полного контакта между слоями.

На боковой поверхности пластинки считается заданными, в общем случае, смешанный вариант граничных условий несимметричной теории упругости.

Будем строить напряженное состояние, названное в [1] внутренним, на основе которого построим континуальные модели микрополярных слоистых пластин. Для этого в (1.1) выполним замену переменных, вводим следующие безразмерные физические параметры слоев $\frac{a^2\mu_1}{\gamma_i};\frac{a^2\mu_1}{\beta_i};\frac{a^2\mu_1}{\varepsilon_i};\frac{\mu_1}{\mu_i};\frac{\alpha_i}{\mu_i}$. Обозначим через $Q^i\ (i=1,2)$ любое силовое или моментное напряжение, смещение или независимый поворот, положим

$$Q^i=\delta^{-q}\sum_{s=0}^{S}\delta^s\overline{Q}^{i(s)}, \qquad (1.3)$$

здесь $\delta=\frac{h}{a}<<1$, a – характерный размер в плане пластинки.

2. **Континуальная теория двухслойных микрополярных пластин с НППВ**. Будем предполагать, что безразмерные физические параметры имеют значения: $\frac{a^2\mu_1}{\gamma_i}\sim 1;\ \frac{a^2\mu_1}{\beta_i}\sim 1;\ \frac{a^2\mu_1}{\varepsilon_i}\sim 1;\ \frac{\mu_1}{\mu_i}\sim 1;\ \frac{\alpha_i}{\mu_i}\sim 1$. В этом случае для краевой задачи (1.1), (1.2) в выражении (1.4) для величин q получим (в случае задачи изгиба):

$q=1;\quad \overline{\sigma}_{\mathrm{i3}};\ \overline{\sigma}_{3\mathrm{i}}\left(i=1;2\right);\ \overline{\mu}_{\mathrm{mn}}\left(mn{:}11;22;33;12;21\right);$

$\bar{\omega}_i \ \ (i=1;2);\ \ \bar{u}_3; q=0;\ \bar{\sigma}_{mn}\,(mn:\ \ 11;22;12;21;33);\quad \bar{\mu}_{i3};\ \ \bar{\mu}_{3i};\ \ \bar{u}_i \ \ (i=1;2);\ \ \omega_3.$

На основе исходного приближения внутреннего итерационного процесса получим определяющую систему для общей континуальной (двумерной) теории изгиба микрополярных многослойных пластин с НППВ:

Уравнения равновесия

$$\frac{\partial N_{13}}{\partial x}+\frac{\partial N_{23}}{\partial y}=-\left(p_3^+-p_3^-\right);$$

$$\frac{\partial L_{11}}{\partial x}+\frac{\partial L_{21}}{\partial y}+N_{23}-N_{32}=-\left(m_1^+-m_1^-\right);$$

$$\frac{\partial L_{12}}{\partial x}+\frac{\partial L_{22}}{\partial y}+N_{31}-N_{13}=-\left(m_2^+-m_2^-\right);$$

Соотношения упругости и геометрические соотношения

$$N_{13}=\sum_{i=1}^{2}\frac{\mu_i-\alpha_i}{\mu_i+\alpha_i}N_{31}^i+\sum_{i=1}^{2}h_i\frac{4\mu_i\alpha_i}{\mu_i+\alpha_i}\Gamma_{13}\quad(1\to 2);$$

$$L_{12}=\sum_{i=-m}^{n}h_i\left[\left(\gamma_i+\varepsilon_i\right)k_{12}+\left(\gamma_i-\varepsilon_i\right)k_{21}\right]\ \ (1\to 2)\ \ ;$$

$$L_{11}=\sum_{i=1}^{2}h_i\left[\frac{4\gamma_i\left(\gamma_i+\beta_i\right)}{2\gamma_i+\beta_i}k_{11}+\frac{2\beta_i\gamma_i}{2\gamma_i+\beta_i}k_{22}\right]+\sum_{i=1}^{2}\frac{\beta_i}{\beta_i+2\gamma_i}L_{33}^i\quad(1\to 2).$$

$$\Gamma_{13}=\frac{\partial w}{\partial x}+\Omega_2;\ \ \Gamma_{23}=\frac{\partial w}{\partial y}-\Omega_1;\ \ \mathrm{k}_{11}=\frac{\partial\Omega_1}{\partial x}\quad(1\to 2;\ \mathrm{x}\to\mathrm{y});$$

$$\mathrm{k}_{12}=\frac{\partial\Omega_2}{\partial x}(1\to 2;x\to y).$$

где $N_{31}=\sum_{i=1}^{2}h_i\cdot p_1;\ N_{32}=\sum_{i=1}^{2}h_i\cdot p_2;\ L_{33}=\sum_{i=1}^{2}h_i\cdot m_3$

Здесь $N_{i3};L_{ii};L_{ij};\Gamma_{i3};k_{ii};k_{ij}$ – усредненные усилия, моменты, деформации, изгибание и кручение; w – прогиб, Ω_i – повороты точек базовой плоскости пластинки.

3. **Континуальная теория многослойных микрополярных пластин со стесненным вращением**. Теперь, будем полагать, что указанные безразмерные физические параметры представимы в виде:

$$\frac{a^2\mu_1}{\gamma_i}\sim\delta^{-2}\gamma_*;\ \frac{a^2\mu_1}{\beta_i}\sim\delta^{-2}\beta_*;\ \ \frac{a^2\mu_1}{\varepsilon_i}=\delta^{-2}\varepsilon_*;\ \ \frac{\mu_1}{\mu_i}\sim 1;\ \ \frac{\alpha_i}{\mu_i}\sim 1\ ,$$

где $\gamma_*;\beta_*;\varepsilon_*$ величины порядка единицы.

В этом случае для краевой задачи (1.1), (1.2) имеет место:

$q=0$ для $\bar{\sigma}_{33};\bar{\mu}_{3i};\bar{\mu}_{i3}\ \ (\mathrm{i}=1;2);$

$q=1$ для $\bar{\sigma}_{i3};\bar{\sigma}_{3i}\ \ (\mathrm{i}=1;2);\ \bar{\mu}_{mn}\,(mn:11;22;33;12;21);$

$q=2$ для $\bar{\sigma}_{mn}\,(mn:11;22;12;21);\ \bar{u}_i\,(i=1;2);\ \bar{\omega}_3;\ q=3$ для $\bar{u}_3;\ \bar{\omega}_i\ \ (i=1;2).$

Особенностью для этой асимптотики является то, что повороты точек слоев пластинки выражаются через перемещения.

Здесь, как главный результат, приведем определяющую систему континуальной двумерной теории изгиба двухслойных микрополярных пластин со стесненным вращением:

Уравнения равновесия:

$$\frac{\partial\left(L_{11}-M_{12}\right)}{\partial x}+\frac{\partial\left(L_{21}-M_{22}\right)}{\partial y}+N_{23}=2hp_2-m_1;$$
$$\frac{\partial\left(L_{12}+M_{11}\right)}{\partial x}+\frac{\partial\left(L_{22}+M_{21}\right)}{\partial y}-N_{13}=-2ap_1-m_2 \quad ;$$
$$\frac{\partial N_{13}}{\partial x}+\frac{\partial N_{23}}{\partial y}=-2p_3.$$

Физические соотношения:

$$M_{11}=\sum_{i=1}^{2}\frac{2E_ih_i^3}{3(1-\upsilon_i^2)}\left[\frac{\partial\beta_1}{\partial x}+\upsilon_i\frac{\partial\beta_2}{\partial y}\right],$$
$$M_{12}=\sum_{i=1}^{2}\frac{E_ih_i^3}{3(1+\upsilon_i)}\left(\frac{\partial\beta_2}{\partial x}+\upsilon_i\frac{\partial\beta_1}{\partial y}\right)-hm_3+\frac{1}{2}L_{33},\ (1\leftrightarrow 2)$$
$$L_{11}=\sum_{i=1}^{2}4h_i\gamma_i\frac{\partial\Omega_1}{\partial x}+\sum_{i=1}^{2}\frac{\beta_i}{2\gamma_i+\beta_i}L_{33},$$
$$L_{12}=\sum_{i=1}^{2}2h_i\left(\gamma_i+\varepsilon_i\right)\frac{\partial\Omega_2}{\partial x}+\sum_{i=1}^{2}2h_i\left(\gamma_i-\varepsilon_i\right)\frac{\partial\Omega_1}{\partial y}\ \ (1\leftrightarrow 2),$$

где $\Omega_1=-\beta_2=\frac{\partial w}{\partial y}$, $\Omega_2=\beta_1=-\frac{\partial w}{\partial x}$.

4. **Континуальная теория двухслойных микрополярных пластин «с малой сдвиговой жесткостью».** Предположим, что указанные физические безразмерные параметры материала, теперь, представимы в виде $\frac{a^2\mu_1}{\gamma_i}\sim 1;\ \frac{a^2\mu_1}{\beta_i}\sim 1;\ \frac{a^2\mu_1}{\varepsilon_i}=1;\ \frac{\mu_1}{\mu_i}\sim 1;$ $\frac{\alpha_i}{\mu_i}\sim\delta^2\alpha_*$ Для величин q на этот раз имеем $q=0$ для $\bar{\sigma}_{33}^i$; $q=1$ для $\bar{\sigma}_{31}^i$, $\bar{\sigma}_{32}^i$, $\bar{\sigma}_{13}^i$, $\bar{\sigma}_{23}^i$, $\bar{\mu}_{33}^i$, $q=2$ для $\bar{\sigma}_{11}^i$, $\bar{\sigma}_{22}^i$, $\bar{\sigma}_{12}^i$, $\bar{\sigma}_{21}^i$, $\bar{u}_1^i$, $\bar{u}_2^i$, $\bar{\mu}_{31}^i$, $\bar{\mu}_{32}^i$, $\bar{\mu}_{13}^i$, $\bar{\mu}_{23}^i$, ω_3^i;
$q=3$ для $\bar{u}_3^i$, ω_1^i, ω_2^i, $\bar{\mu}_{11}^i$, $\bar{\mu}_{22}^i$, $\bar{\mu}_{12}^i$, $\bar{\mu}_{21}^i$.

Отметим, что при этой асимптотике в получаемых двумерных уравнениях величины «чисто моментного» происхождения отделяются и образуют отдельную систему уравнений. Для «силовой» части задачи получим своеобразную сдвиговую теорию двухслойных микрополярных пластин.

Уравнения «чисто моментной» части задачи:

Уравнения равновесия:

$$\frac{\partial L_{11}}{\partial x}+\frac{\partial L_{21}}{\partial y}=-2m_1;$$
$$\frac{\partial L_{12}}{\partial x}+\frac{\partial L_{22}}{\partial y}=-2m_2.$$

Соотношения упругости и геометрические соотношения

$$L_{11}=\sum_{i=1}^{2}h_i\left[\frac{4\gamma_i(\gamma_i+\beta_i)}{2\gamma_i+\beta_i}k_{11}+\frac{2\beta_i\gamma_i}{2\gamma_i+\beta_i}k_{22}\right];$$

$$L_{22}=\sum_{i=1}^{2}h_i\left[\frac{4\gamma_i(\gamma_i+\beta_i)}{2\gamma_i+\beta_i}k_{22}+\frac{2\beta_i\gamma_i}{2\gamma_i+\beta_i}k_{11}\right];$$

$$L_{12}=\sum_{i=1}^{2}h_i\left[(\gamma_i+\varepsilon_i)k_{12}+(\gamma_i-\varepsilon_i)k_{21}\right];$$

$$L_{21}=\sum_{i=1}^{2}2h\left[(\gamma_i+\varepsilon_i)k_{21}+(\gamma_i-\varepsilon_i)k_{12}\right].$$

$$k_{11}=\frac{\partial\Omega_1}{\partial x};\quad k_{22}=\frac{\partial\Omega_2}{\partial y};\quad k_{12}=\frac{\partial\Omega_2}{\partial x};\quad k_{21}=\frac{\partial\Omega_1}{\partial y}\ .$$

Уравнения «чисто силовой» части задачи:
Уравнения равновесия

$$\frac{\partial N_{13}}{\partial x}+\frac{\partial N_{23}}{\partial y}=-p_3,$$

$$N_{31}-\frac{\partial M_{11}}{\partial x}-\frac{\partial H}{\partial y}=hp_1\left(1\to 2;x\to y\right),$$

Соотношения упругости и геометрические соотношения

$$N_{13}=\sum_{i=1}^{2}8h_i\alpha_i\Gamma_{13}-N_{31}\left(1\to 2\right),$$

$$M_{11}=-\sum_{i=1}^{2}\frac{2E_ih_i^{\,3}}{3\left(1-\upsilon_i^{\,2}\right)}\left(K_{11}+\upsilon_iK_{22}\right)\left(1\leftrightarrow 2\right),$$

$$M_{12}=M_{21}=H=\sum_{i=1}^{2}\frac{4\mu_ih_i^{\,3}}{3}K_{12}$$

$$\Gamma_{13}=\frac{\partial w}{\partial x}+\Omega_2,\ \Gamma_{23}=\frac{\partial w}{\partial y}-\Omega_1,\ \ K_{11}=\frac{\partial^2 w}{\partial x^2}\left(1\to 2;x\to y\right),\quad K_{12}=-\frac{\partial^2 w}{\partial x\partial y}.$$

Список литературы

1. Саркисян С. О. Краевые задачи тонких пластин в несимметричной теории упругости//Прикладная математика и механика. 2008. т. 72. Вып. 1. С.129-147.
2. Новацкий В. Теория упругости. М.: Мир. 1975. 862с.

КИНЕТИЧЕСКОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ НАНОМАТЕРИАЛА – СТАЛИ 45 ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Капранова А. И., Прохоров А. И., Алехин В. П., Казакова И. А.

Московский Государственный Индустриальный Университет
Kai@ultra.imet.ac.ru

Методика эксперимента

С помощью прибора МТИ-3М проведено исследование на микротвердость по глубине отпечатка стали 45 и пяти ее модифицированных механических состояний после УЗО обработки поверхности на установке с различными амплитудами. В качестве индентора использовалась алмазная пирамида Виккерса с радиусом закругления вершины ≤0,5 мкм. Скорость приложения нагрузки поддерживали постоянной в интервале 0,3-2,0 мкм/с. Образцы имели форму цилиндров. Индентирование, за исключением стали 45, осуществлялось по образующей цилиндра, а для стали 45 по отполированной поверхности торца.

В сводной табл.1 помещены конечные данные расчетов. В серых квадратах отражены диапазоны от нижнего $W_{крит.ниж.}$= 373 до $W_{крит.\ в.}$ = 530. В остальных расчетное $W_{набл.}$ с гипотезой H0 или H1. Табл.1 показывает увеличение твердости в стали 45 от минимума 373 единиц по Виккерсу до 672 HV.

В табл. 2 отражена аппроксимация микротвердости степенными зависимостями

Таблица 1. **Непараметрический двухвыборочный критерий Уилкоксона (сводная таблица по *HV*).**

373-530	Ст. 45	N11 A=10	N12 A=20	N14 A=40	N15 A=50	N16 A=10
Ст.45	373-530	672, H1	672, H1	672, H1	672, H1	672, H1
N11 A=10	672, H1	373-530	456, H0	393, H0	562,5 H1	378,5 H0
N12 A=20	672, H1	456, H0	373-530	513, H0	334,5 H1	524, H0
N14 A=40	672, H1	393, H0	513, H0	373-530	292, H1	469,5 H0
N15 A=50	672, H1	562,5 H1	334,5 H1	292, H1	373-530	612,5 H1
N16 A=10	672, H1	378,5 H0	524, H0	469,5 H0	612,5 H1	373-530

Таблица 2.

Материал	Уравнение Мейера	Диапазон	*H*,мкм	*HV*	*n*
Ст. 45	$F = 13{,}602h^{1{,}6869}$, $R^2 = 0{,}9999$	$0 \le h \le 4{,}218$	1,24	480,7	1,697
N=11 A=10	$F = 24{,}025h^{1{,}4395}$, $R^2 = 0{,}9997$	$0 \le h \le 3{,}622$	1,24	849,0	1,440
N=12 A=20	$F = 27{,}009h^{1{,}6869}$	$0 \le h \le 0{,}801$	0,801	1096,7	1,682
N=14 A=40	$F = 26{,}119h^{1{,}6789}$	$0 \le h \le 1{,}108$	1,108	951,5	1,679
N=15 A=50	$F = 23{,}992h^{1{,}1866}$	$0 \le h \le 1{,}240$	1,24	762,2	1,187

По результатам табл. 2 можно сделать следующие краткие выводы о коэффициенте упрочнения:

Судить о том, что показатель степени n в уравнении Мейера $F = ahn$ связан со степенью наклепа материала и, «следовательно, является мерой его механического упрочнения» не совсем корректно. Например, если сравнить полученные результаты (табл. 2) ст.45 (n = 16697) с образцами N 12 и N 14, практически с теми же показате-

лями степени (n = 1,682, n = 1,679), то никакого механического упрочнения нет. Однако микротвердость существенно повысилась с HV = 480,7 у ст.45 до HV = 1096,7 и HV = 951,5 у образцов N12 и N14. Повышение микротвердости обязано, в основном, упрочнению поверхностного слоя. Наиболее вероятностный механизм упрочнения и пластического течения связан со структурным перестроением атомных кластеров различных конфигураций в полях градиентов напряжений. Механизм такого перестроения рассмотрен с учетом изменения электронных орбиталей межатомных связей в кластере. Кластерный механизм пластического течения является более универсальным по сравнению с движением дислокаций. Он может развиваться в деформируемом твердом теле с любой внутренней структурой и в любых условиях нагружения. Для него не требуется трансляционная инвариантность кристаллической решетки, которая определяет вектор Бюргерса дислокаций. Он может обеспечить любой вихревой характер пластического течения, не связанный с кристаллографическим скольжением дислокаций. В основе всех возможных механизмов пластического течения лежат локальные структурные превращения в локальных зонах растягивающих нормальных напряжений, где возникают сильнонеравновесные состояния в деформируемом твердом теле.

В случае деформации сильно возбужденных систем (наноструктурные или аморфные материалы, напыленные тонкие пленки, тонкие поверхностные слои кристаллов, материалы в условиях высокоэнергетических воздействий и др.) пластические сдвиги развиваются только как нелинейные волновые процессы локальных структурных превращений на наномасштабном структурном уровне.

Отклонение от соотношения Петча–Холла после УЗО.

Как известно, существует, экспериментально установленная зависимость деформирующего напряжения (в частности, твердости и предела текучести) от размера зерна в обычных материалах подчиняющихся соотношению Холла–Петча. В классической теории Коттрелла эта зависимость связывала твердость (предел текучести) с плоскими скоплениями дислокаций у границы зерна, которая аккумулировала сдвиговые напряжения для активации дислокационных источников в соседнем зерне.

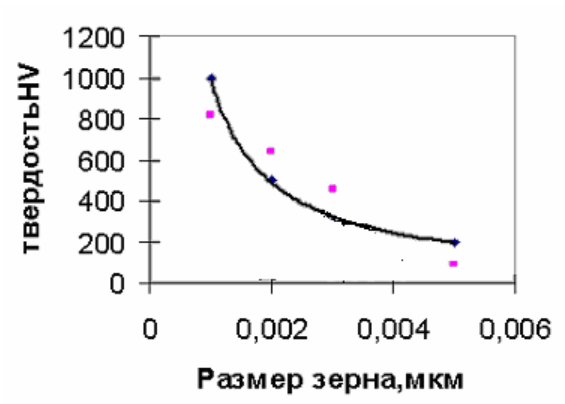


Рис. 1.График зависимости $HV(d)$– «твердость–размер зерна»

Переход к нанокристаллическому состоянию реализует существенный качественный скачок в механическом поведении конденсированных сред, переход от классических дислокационных мод пластической деформации, присущих обычным кристаллам, к доминирующей роли недислокационных зернограничных мод, проявляющихся в нанометровом диапазоне размера зерен, когда силы изображения «выталкивают» обычные дислокации из наноразмерных зерен поликристаллического ансамбля. Таким образом, переход к аномальной зависимости Петча–Холла и к другим особенностям пластической деформации и разрушения являются следствием кардинального изменения структурного механизма пластического течения (работы Глезера А.М.).

Зная изменение микротвердости от глубины, а также изменение размеров зерен от глубины можно получить зависимость микротвердости от размера зерна.

Обработка данных производилась методом линейного регрессионного анализа. Обработка спектров велась по оригинальной программе Crystallite Size Calculator (ИОНХ).

Последним шагом исследования явилось построение зависимости $HV(d)$ при помощи пакета SAS линейный регрессионный анализ. Результат линейной регрессии показывает, что твердость наноматериалов $HV \sim d^{-1}$($HV \sim 0{,}87\mathrm{d}^{-1{,}01}$), что хорошо согласуется с литературными источниками. (Модель Масумуры, описывающая упрочнение НКМ в широком диапазоне размеров зерен).

ПОТЕРИ НА ГИСТЕРЕЗИС В НАНОМАТЕРИАЛАХ

Капранова А. И., Прохоров А. И., Алехин В. П., Казакова И. А.

Московский Государственный Индустриальный Университет
Kai@ultra.imet.ac.ru

При кинетическом индентировании локальная пластическая зона, возникающая под индентором, обуславливает появление гистерезиса при повторных нагружениях отпечатка [1]. Гистерезис рассматривается в общем случае как интенсивность накопления пластической деформации в локальных объемах до предельного уровня. Экспериментально установлено, что гистерезис в отпечатке, регистрируемый при повторном нагружении отпечатка, обнаруживает высокую чувствительность к структуре материала, в связи с этим важно выяснить природу гистерезиса в отпечатке. Его измеряют в долях от упругой деформации, и эта доля возрастает с увеличением локальной пластической зоны. [1]. Однако интересно было бы связать ширину петли гистерезиса с изменением механизма пластической деформации.

Целью работы являлось выявление влияния наноструктуры на ширину петли гистерезиса, установление факта изменения вида петли гистерезиса при наноструктурировании (уменьшении размера зерна) и связи вида петли гистерезиса с изменением механизма пластической деформации.

На рис. 1 показан способ расчета работ (площадей) петли гистерезиса в стали 45, подвергнутой ультразвуковой обработке(УЗО). В поверхностном слое после УЗО сформировалась структура с размером зерна 5–10 нм, сохраняющаяся до глубины порядка нескольких мкм. Твердость стали 45 повысилась с 350HV до (750–900)HV после УЗО. Также был обнаружен эффект изменения фазового состава поверхности. Вместо твердого раствора (Fe–C) рентгеноспектральным анализом показано наличие твердого раствора (Cr–C).

На рис. 2 показана петля гистерезиса при амплитуде ультразвукового воздействия A = 20. Как видно из рисунка, на диаграмме появилась особенность. При силе на инденторе F = 18,6 сН на глубине отпечатка h = 0,801 мкм образовалась точка перелома с участком диаграммы $0 \le h \le 0{,}801$ с хорошей аппроксимацией степенным законом $F = 27{,}009h^{1{,}6821}$($R^2 = 1$). В диапазоне $0{,}801 \le h \le 3{,}622$ аппроксимация произведена полиномом $F = 5{,}1094h^2 + 23{,}306h - 3{,}1049$.

Объяснение присутствия на диаграммах кинетического индентирования точек перелома связано с изменением фазового состава поверхности, который в свою очередь обусловлен недислокационным механизмом массопереноса, о чем свидетельст-

вует отклонение от соотношения Петча–Холла($HV \sim d^{-1}$) [2]. Но если размер зерна влияет на микротвердость и отклонения от соотношения Петча–Холла свидетельствуют о смене механизма пластической деформации, то и изменение вида петли гистерезиса должно свидетельствовать о том же. По мере исчерпывания ресурса пластичности и достижения высоких плотностей деформаций h_l и h_u будит сливаться в одну точку (рис.3.).

По итогам поведенных исследований можно сделать вывод о связи ширины петли гистерезиса с изменением механизма пластической деформации и структурными превращениями в материале.

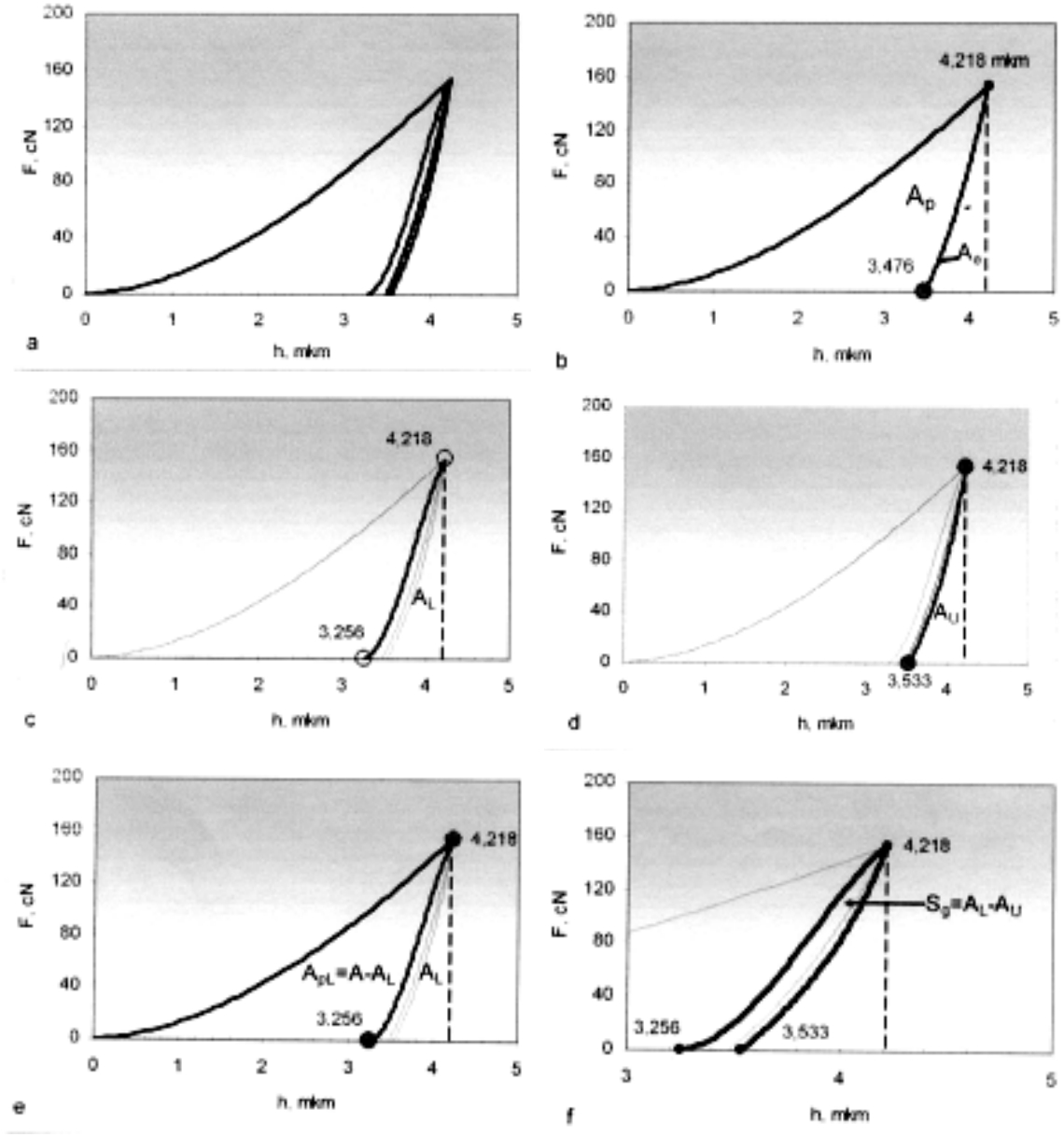


Рис. 1. Расчет работ (площадей) диаграмм упругопластической, упругой, пластической деформации и работ петли гистерезиса: *a* – исходные кинетические диаграммы первичного и вторичного микроиндентирования; *b* – работы пластической A_p, упругой A_e и упругопластической ($A = A_p + A_e$) деформаций; *c* – работа A_l, произведенная при повторном нагружении индентора в тот же отпечаток; *e* – пластическая работа A_{pl} после вторичного нагружения; *f* – площадь петли гистерезиса.

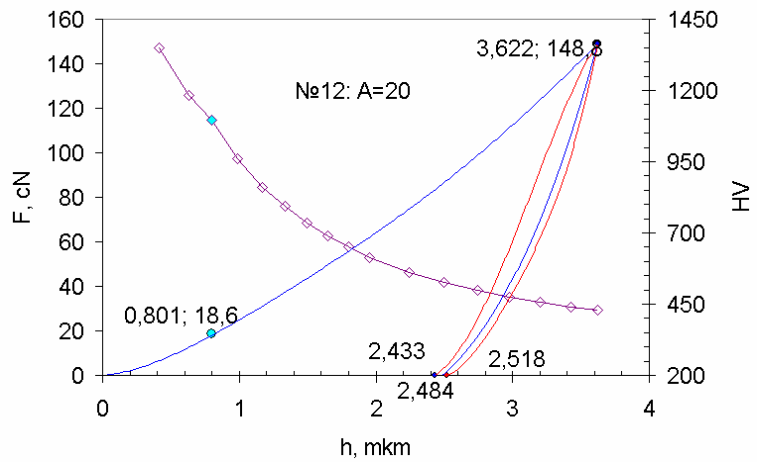
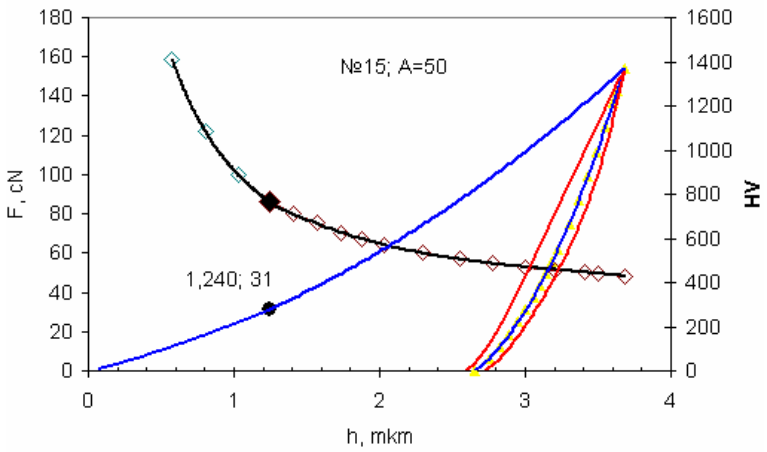


Рис. 2. Образец N 12. Диаграммы упругопластической деформации, петли гистерезиса и зависимость кинетической микротвердости *HV* от глубины отпечатка *h*.



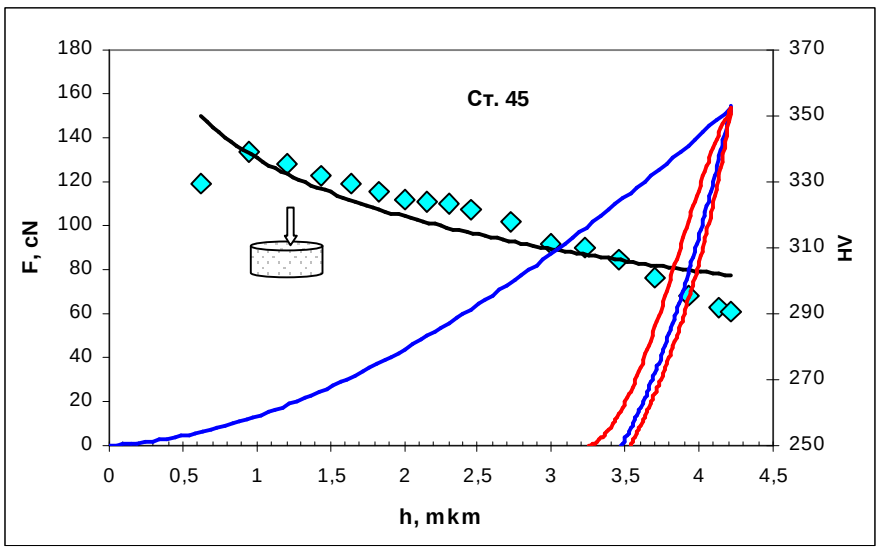


Рис. 3. Совпадение начала и конца петли гистерезиса при амплитуде УЗО A=50.

Список литературы

1. С.И. Булычев, В.В. Порошин, В.П. Алехин «Деформация и разрушение материалов» Кинетическое индентирование и гистерезис в отпечатке №8 2006г. С.39-С.46
2. Глезер А. М. Пластичность и прочность нанокристаллов DFM 2006

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРИОДИЧНОСТИ ЧЕРЕДОВАНИЯ ФАЗ В ОБРАЗЦАХ (ЭК-181)

Панин А. В., Мельникова Е. А., Капранова А. И., Прохоров А. И.

Московский Государственный Индустриальный Университет
Kai@ultra.imet.ac.ru

Цель исследования – подтверждение теории шахматной доски (обнаружить или опровергнуть периодичность в расположении фаз). В качестве метода исследования применялся рентгеноспектральный анализ:
1. Образец №1– Закалка (1080^{0}C, 1 час), старение (720^{0}C, 3 часа); рентгеноспектральный анализ проводился по следующим элементам: Fe, Cr, W, Si, V, Mn
Заявленный химический состав по этим элементам: Cr – 10-12%; W – 1,2%; Si – 0,3–0,5%; V – 0,2–1%; Mn – 0,5–0,8%

Результат рентгеноспектрального анализа образца №1
Для того чтобы набрать статистику измерения на поверхности образца №1 проводились измерения в 10-ти независимых случайно выбранных точках. Разброс составлял ±2% по концентрации. Приводим результаты четырех выборок.

Полученные данные показывают на повышенное содержание Si в сплаве (5-8%) по сравнению с табличными данными 0.3-0.5%.

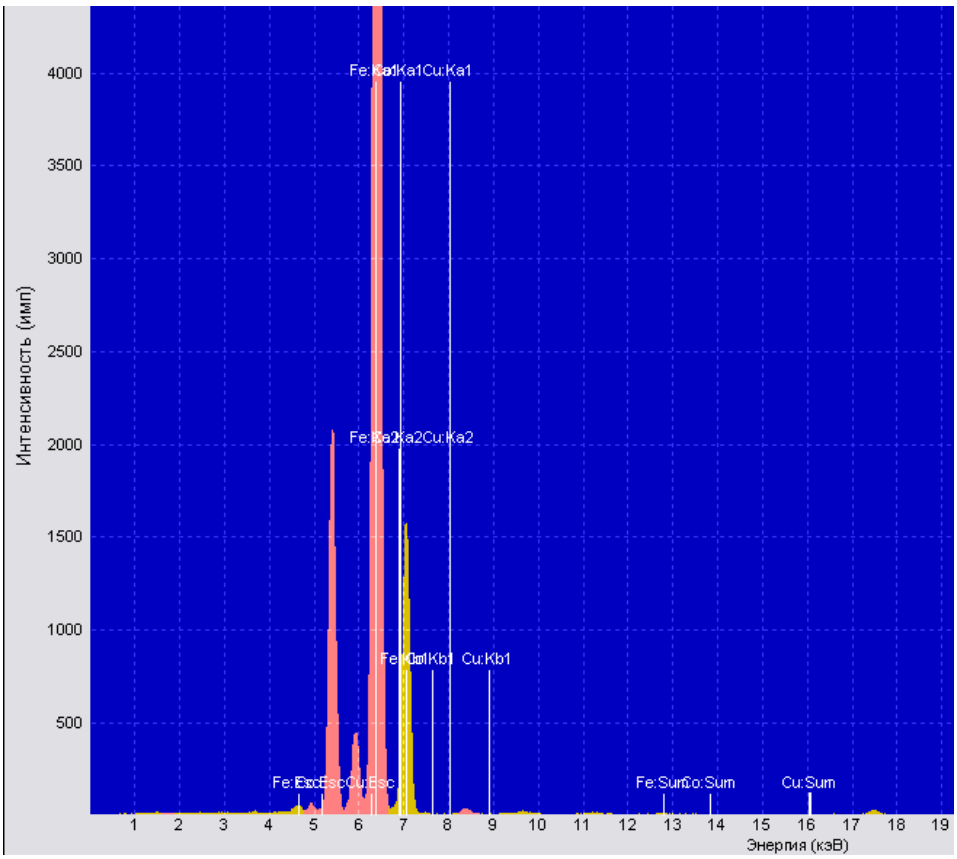


Рис.1. Вид спектра сплава ЭК-181 образец №1 в состоянии ЗС.

Распределение легирующих элементов по поверхности сплава ЭК-181, в состоянии ЗС.

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	89.20	3218.41
Хром	9.00	591.80
Вольфрам	0.895	7.12
Кремний	5.00	9.00
Ванадий	0.125	6.92
Марганец	0.776	120.31

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	81.11	3239.68
Хром	8.79	600.76
Вольфрам	0.804	7.37
Кремний	8.54	1.47
Ванадий	0.0832	4.75
Марганец	0.663	117.45

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	86.39	3190.68
Хром	8.96	591.52
Вольфрам	0.863	7.13
Кремний	2.88	0.483
Ванадий	0.192	10.60
Марганец	0.711	116.50

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	81.11	3239.68
Хром	8.79	600.76
Вольфрам	0.804	7.37
Кремний	8.54	1.47
Ванадий	0.0832	4.75
Марганец	0.663	117.45

Результат рентгеноспектрального образца №2

Закалка (1080^{0}С, 1 час), старение (720^{0}С, 3 часа) + ультразвук.

После наложения ультразвука на термообработанный образец изменился его микрорельеф (см.рис.2.) На поверхности появились мезополосы деформации, связанные с чередованием нормальных растягивающих и тангенциальных напряжений.

Измерения проводились поочередно то в «светлой», то в «темной» полосе. Прослеживалась определенная тенденция – в светлых полосах количество Si возрастало до 12,86%, а в темных полосах равнялось нулю.



Рис.2.Схематический вид поверхности образца после УЗО (мезополосы деформации после УЗО).

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	76.93	3198.53
Хром	8.68	599.90
Вольфрам	0.636	6.20
Кремний	12.86	2.32
Ванадий	0.171	9.80
Марганец	0.725	122.45

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	88.96	3215.38
Хром	9.05	594.29
Вольфрам	1.14	9.15
Кремний	0.00	0.00
Ванадий	0.159	8.75
Марганец	0.687	114.76

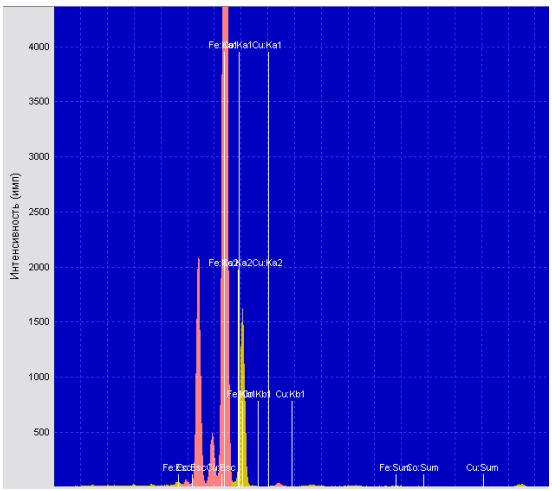


Рис. 3. Поверхность с нулевым содержанием Si в образце №2 ЗСУ

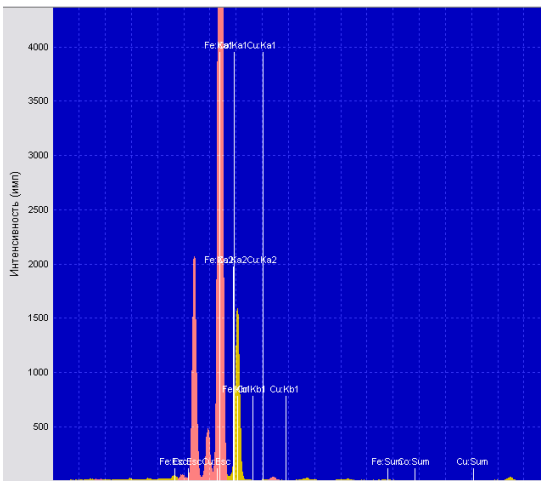


Рис. 4. Спектр с содержанием в образце №2 ЗСУ Si=12,86%

Вывод: чередование кремния по всей поверхности образца №2 имеет характер шахматной доски.

Результат рентгеноспектрального образца №3 ЗУС

Микрорельеф поверхности образца №3 как и образца №2 состоял из чередующихся в «светлых» и «темных» полос, но в обоих полосах содержание Si = 0%. Возможное объяснение этому состоит в том, что «насос» может закачивать легирующие элементы как на поверхность, так и вглубь материала.

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	89.15	3169.91
Хром	9.22	598.47
Вольфрам	0.852	6.70
Кремний	0.00128	0.0167
Ванадий	0.108	5.87
Марганец	0.662	113.28

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	88.41	3160.30
Хром	8.98	581.98
Вольфрам	0.876	6.93
Кремний	0.830	0.167
Ванадий	0.149	8.07
Марганец	0.758	117.35

Содержание в образце №3 ЗУС Si→0%

Деформированные образцы

Результат рентгеноспектрального образца №4 ЗСУ ε=4%

Черная полоса Si = 0% Белая полоса Si = 1,05%

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	89.40	3156.23
Хром	9.31	602.89
Вольфрам	0.571	4.45
Кремний	0.00	0.00
Ванадий	0.0928	5.07
Марганец	0.634	111.86

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	88.19	3179.30
Хром	8.97	585.80
Вольфрам	0.855	6.83
Кремний	1.05	0.200
Ванадий	0.185	10.12
Марганец	0.748	117.39

Результат рентгеноспектрального образца №4 ЗСУ ε=10%

Черная полоса Si = 0% Белая полоса Si = 1,05%

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	89.07	3124.06
Хром	9.19	587.92
Вольфрам	0.894	6.93
Кремний	0.00	0.00
Ванадий	0.140	7.50
Марганец	0.706	114.10

Элемент	Конц., %	Инт., cps
Железо	89.45	3027.78
Хром	8.84	547.27
Вольфрам	0.790	5.88
Кремний	0.0664	0.0417
Ванадий	0.169	8.75
Марганец	0.681	106.13

Как видно из сравнения двух продеформированных образцов №4 и №5, при увеличении степени деформации количество кремния понижается с 1,05 % до 0,0664 %. При увеличении степени растяжения вакансионный насос действует от поверхности вглубь образца.

Выводы

Градиент напряжения вызывает градиент химического потенциала того элемента, чей потенциал ионизации меньше. Хотя хрома в сплаве ЭК-181 намного больше, чем кремния, но связь Fe-Cr сильнее связи Fe-Si по этой причине кремния выходит больше, чем хрома.

КОНТАКТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ НОРМАЛЬНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Котенева Н. В.

Алтайский Государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, Россия
kot178@yandex.ru

При анализе напряженного состояния материала и описании процессов деформирования поверхностей почти не учитывали пластических деформаций поверхностного слоя материала, которые возникают в той или иной степени во всех случаях контактирования реальных сопряжений. При локальном контактировании деформации появляются при всех, даже самых малых нагрузках сжатия, что было обнаружено еще Штрибеком [1].

Так как реальные поверхности никогда не бывают идеально гладкими, то нагрузка концентрируется на гребешках микронеровностей, местные напряжения легко переходят границу упругости и в контакте появляются местные пластические деформации. С повышением нагрузки пластическое деформирование захватывает группы гребешков, расположенных на вершинах макронеровностей поверхности, деформируя их и образуя отдельные пятна в зоне общей поверхности контакта. Эти пятна, в свою очередь, могут быть сплошными или разделены на отдельные штрихи и площадки в зависимости от общей макро- и микрогеометрии поверхностей. На отдельных участках пластическое деформирование может сочетаться с упругим деформированием материала в зависимости от формы неровностей, размеров, сочетания в их расположении и, наконец, в зависимости от упругих и пластических свойств самого материала и его поверхностного слоя.

При дальнейшем повышении нагрузки образуется более или менее сплошное пятно контакта, способное воспринимать нагрузку без ощутимых пластических деформаций.

Увеличение сжимающих нагрузок сверх определенного предела, зависящего от свойств материала, нарушает картину распределения упругих деформаций и напряжений, проанализированную в решениях классической контактной задачи теории упругости, так как вызывает необратимые деформации в значительных объемах, соизмеримых с общим объемом материала, охваченным местным деформированием. Установлено, что пластическое деформирование гребешков микронеровностей и даже всего поверхностного слоя является обязательным для любого одноразового нагружения реальных поверхностей.

При повторном нагружении поверхности той же нагрузкой пластическое деформирование крайнего поверхностного слоя возобновляется, но в значительно меньшей степени и быстро затухает, хотя полностью не прекращается ни при повторном статическом сжатии, ни тем более при динамическом нагружении.

В реальных сопряжениях контактирование твердых тел происходит при динамическом нагружении. Динамичность характеризуется либо скоростью деформации, либо скоростью напряжения, которая зависит от скорости приложения нагрузки. При упругопластическом контактировании материалов в условиях динамического нагружения появляется дополнительное сближение, что может привести к изменению механических свойств поверхности. Анализ напряженного состояния материала при динамическом упругопластическом внедрении в него жестких инденторов представляет собой очень сложную задачу, и исследования в этом направлении еще про-

должаются. Отсутствие общих методов построения точных решений нелинейных задач динамики приводит к необходимости разработки эффективных приближенных численно-аналитических методов.

Рассмотрим случай, когда одна из сопрягаемых номинально плоских поверхностей является гладкой, а на второй имеются выступы, вершины которых расположены на одинаковых уровнях согласно кривой опорной поверхности. В работе принята «сферическая модель» неровностей при следующих допущениях:

- силы взаимного прижатия тел нормальны к номинально плоской поверхности стыка;
- сдвигающие силы на поверхности отсутствуют;
- взаимное влияние выступов незначительно;
- твердость шероховатой поверхности (индентора) выше, чем гладкой, так что на всех стадиях нагружения выступы деформируются чисто упруго, а контртело (с гладкой поверхностью) при определенной нагрузке - упругопластически. Характерное для контакта твердых тел внедрение выступов, а не их смятие отмечено в работах И.В. Крагельского и Н.М. Михина;
- вершины всех выступов имеют одинаковые радиусы закругления, которые соответствуют способу обработки поверхности и ее параметру шероховатости;
- номинальные контактирующие поверхности в течение всего периода контакта остаются взаимно параллельными.

Зависимость $P(\delta)$ в упругопластической области контакта в условиях статического нагружения можно описать выражением [2]

$$P(\delta)=\frac{A_a\, b\, H\, k_y^{\nu/(\nu-1)}}{R_{max}^{\nu}}\delta^{\nu}=a\,\delta^{\nu}\ . \qquad (1)$$

где δ – полное сближение в контакте; b,ν - параметры кривой опорной поверхности; R_{max} – наибольшая высота микронеровностей профиля; A_a – номинальная площадь контакта; k_y – коэффициент, зависящий от ν; H – пластическая твердость, которая связана с пределом текучести соотношением $H=c\sigma_т$; c – коэффициент стеснения, характеризующий величину упрочнения материала [3]; $\sigma_т$ – предел текучести контртела.

Если вывести систему из состояния равновесия (в нашем случае это одиночный ударный импульс в нормальном направлении), то в течение активного периода нагружения t^* индентор внедряется в поверхность контртела. Так как по условию задачи индентор деформируется чисто упруго, то сближение тел в произвольный момент времени $0\le t\le t^*$, обусловлено только местной (т.е. контактной) деформацией контртела.

Уравнение контактных сближений нормального направления взаимодействующих тел в условиях свободных колебаний имеет вид

$$\frac{d^2x}{dt^2}=-\frac{1}{m}P(x), \qquad (2)$$

где m – масса верхнего, подвижного тела; x – дополнительное сближение взаимодействующих тел за счет динамического нагружения; $P(x)$- зависимость (1), в которой $\delta=x$.

После интегрирования уравнения (2) получим

$$\frac{1}{2}\left(\frac{dx}{dt}\right)^2 = -\frac{1}{m}\int_x^{x_{max}} P(x)dx + C, \qquad (3)$$

Из условий $t=0, x=\delta, V=V_0$ - начальная скорость в нормальном направлении, следует, что постоянная интегрирования (C) может быть определена как

$$C = \frac{V_0^2}{2} + \frac{a\delta^{\nu+1}}{m(\nu+1)}. \qquad (4)$$

Тогда уравнение (3) можно записать в виде

$$\frac{1}{2}\left(\frac{dx}{dt}\right)^2 = \frac{V_0^2}{2} + \frac{a\delta^{\nu+1}}{m(\nu+1)} - \frac{1}{m}\int_x^{x_{max}} P(x)dx, \qquad (5)$$

В момент наибольшего местного сжатия $x=x_{max}$, $\dot{x}=0$. В результате получаем

$$V_0^2 + \frac{2a\delta^{\nu+1}}{m(\nu+1)} = \frac{2}{m}\int_x^{x_{max}} P(x)dx = \frac{2a}{m}\int_x^{x_{max}} x^{\nu}\,dx, \qquad (6)$$

а после интегрирования

$$x_{max} = \left[\frac{m(\nu+1)}{2a}\left(V_0^2 + \frac{2a\delta^{\nu+1}}{m(\nu+1)}\right)\right]^{\frac{1}{\nu+1}}. \qquad (7)$$

Разделяя переменные в выражении (5) и интегрируя, найдем продолжительность активной деформации

$$t = \left[\frac{m(\nu+1)}{2a}\right]^{1/2}\frac{1}{y}\left(x_{max} + \frac{x_{max}^{\nu+2}}{(\nu+2)2y^2} - \delta\right), \qquad (8)$$

где $y^2 = C(\nu+1)m/2a$; C - постоянная интегрирования, рассчитывается по формуле (4).

Зависимости (7) и (8) позволяют чисто расчетным путем определить максимальное динамическое сближение в контакте, а также продолжительность активной стадии нагружения, отвечающие определенным значениям массы тела, начальной скорости нагружения, статического поджатия контактной пары и пластической твердости контртела.

В заключение следует отметить, что данный численно-аналитический метод дает возможность оценить влияние динамических нагрузок на свойства контакта. Использование этого алгоритма расчета позволит выполнить ряд важных инженерных расчетов, связанных с контактным взаимодействием тел, при наличии местной пластической деформацией в зоне контакта.

Список литературы

1. Пинегин С.В., Орлов А.В. Остаточные деформации при контактном нагружении. М.: Наука, 1971. 62 с.
2. Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидяхин Ю.И. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации. – М.: Машиностроение, 1986.– 220 с.
3. Булычев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием. – М.: Машиностроение, 1990. – 280 с.

ПОВЕРХНОСТНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЧУГУНА

Батрак В. В., Веремейчик А. И., Сазонов М. И., Хвисевич В. М.

Брестский государственный технический университет, г. Брест, Беларусь
vai_mrtm@bstu.by

Работа посвящена изучению особенностей плазменного упрочнения деталей из чугуна. Для повышения надежности и долговечности деталей, экономии энергетических ресурсов используются различные способы упрочнения металлоизделий. Традиционно для их упрочнения используют объемную термозакалку [1]. Как показали исследования и практика, при таком способе упрочнения происходят большие затраты электроэнергии, других ресурсов; кроме того, невозможно произвести закалку с постоянной твердостью, в области кромок деталей возникают значительные напряжения, которые в процессе эксплуатации приводят к возникновению трещин и разрушению детали. Для решения этой проблемы предлагается применить поверхностное плазменное упрочнение при помощи сжатой движущейся плазменной дуги, горящей в среде аргона [2, 3]. Применение такого высококонцентрированного источника нагрева позволяет существенно снизить затраты энергии, осуществлять поверхностную закалку изделия, причем лишь только его изнашиваемых участков, что позволяет реализовать процесс упрочнения на незначительную глубину, исключая закалку его сердцевины и сохраняя тем самым внутренние свойства материала. Для реализации такого процесса был модернизирован плазменный генератор и создана плазменная установка. Исследования проводились на образцах из чугуна заданной толщины.

Испытания проводились на штампах штамповочной машины. Проведены обследования деталей штампа после длительной работы, которые показали ряд типичных дефектов – поверхностная коррозия металла, затупление, растрескивание и выламывание режущей кромки, отламывание кусков в периферийной зоне.

Для повышения износостойкости в процессе трения и повышения сопротивляемости хрупкому разрушению в данной работе предлагается применить поверхностную термообработку детали (ПУ), как наиболее полно обеспечивающая оптимальное сочетание величины вязкости сердцевины детали с высокой поверхностной твердостью. Такое упрочнение реализуется путем локальной закалки при помощи быстро перемещающегося высокоинтенсивного высококонцентрированного источника тепла, а именно – плазменной дуги, генерируемой плазмотроном постоянного тока мощностью 1,0 – 1,4 кВт.

Такое упрочнение деталей характеризуется рядом преимуществ: достаточно малой глубиной закалки и всего лишь в местах износа; твердость поверхностного слоя при ПУ заметно выше, чем при объемной закалке; отсутствуют термические деформации детали благодаря локальности и кратковременности взаимодействия плазмы с поверхностью чугуна.

Установка состоит из плазмотрона постоянного тока 2, силового источника 1 питания дуги, устройства ВЧ-поджига дуги 3, системы газоснабжения плазмотрона аргоном и системы водоохлаждения плазмотрона. Для перемещения плазмотрона с заданной скоростью создано устройство, реализующее плоскопараллельное движение по копиру упрочняемой детали относительно плазмотрона (рис.1). Силовой источник обеспечивает горение дуги при напряжении 14–35 В и токах до 32 А, а его напряжение холостого хода – 60 В. При закалке различных деталей источник позволяет изменять ток от 6 А до 32 А.

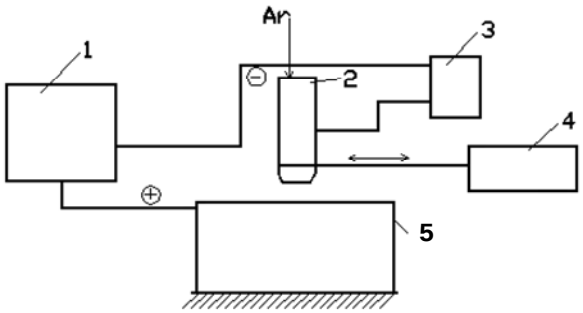


Рис. 1. Принципиальная схема установки для поверхностной плазменной закалки деталей из чугуна.
1 – силовой источник питания
2 – плазмотрон
3 – высокочастотный генератор
4 – манипулятор
5 – упрочняемая деталь

Поджиг дуги производится при помощи высоковольтного ВЧ-генератора 3, который подключен одним полюсом к катоду плазмотрона, другим к его соплу. Перед запуском плазмотрона устанавливаются заданные расходы рабочего газа - аргона. Кроме того, задается определенная скорость перемещения плазмотрона на основе предварительно проведенных экспериментах по упрочнению на образцах. Затем на плазмотрон подается напряжение от силового источника и включается ВЧ-генератор, который обеспечивает пробой газового зазора между катодом и соплом; в этот момент сопло служит поджигающим электродом. По образовавшемуся искровому каналу развивается дежурная дуга между катодом и соплом, причем ток дуги ограничивается переменным сопротивлением, которое включено в электрическую цепь между соплом и анодом и устанавливается в пределах 4–6 А. Под действием потока аргона через плазмотрон слаботочная дуга выдувается из плазмотрона и замыкается на анод-деталь. Приложенное напряжение к плазмотрону от силового источника обеспечивает горение основной дуги между катодом и анодом, а дежурная дуга автоматически отключается.

Плазменная закалка производилась при токах дуги I = 10–30 А и использовании в качестве плазмообразующего газа аргона; в плазмотроне применено обжимающее сопло с диаметром отверстия, равном 1,2 мм. Скорость перемещения плазмотрона варьировалась от 5 до 25 мм/с. В результате проведенных экспериментов определены оптимальные параметры упрочнения. Установлено, что ширина упрочненной плазменной дугой «дорожки» составляет 0,7–1,2 мм. Исследованы твердость поверхностного слоя в зависимости от расхода аргона, тока дуги, скорости перемещения плазмотрона, получены соответствующие зависимости. На рис. 2 представлено типичное распределение твердости упрочненного слоя от тока дуги.

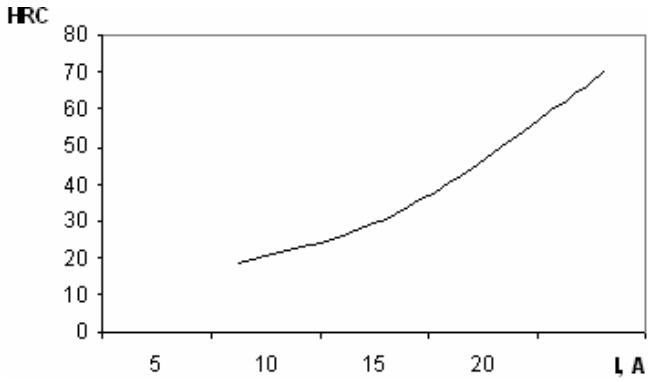


Рис. 2. Распределение твердости упрочненного слоя от тока дуги.

В результате проведенных исследований установлено, при каких параметрах процесса достигается увеличение микротвердости до значений 700–730 HB.

Анализируя полученные результаты, следует отметить, что микротвердость материала изменяется по глубине слоя. Максимальное значение достигается на поверхности образца и составляет порядка 730 HB.

При металлографическом исследовании шлифов чугунных образцов (рис. 4) было установлено, что при воздействии высококонцентрированного источника тепла ППЗ происхо-

дит растворение шаровидного графита, а пластинчатый принимает вид мелких включений. С помощью данной обработки были увеличены отбеленные слои «белый излом», характеризующийся низкой вязкостью. На основании изучения фотографий микроструктур можно предположить, что это обуславливается выделением карбидов и других включений.

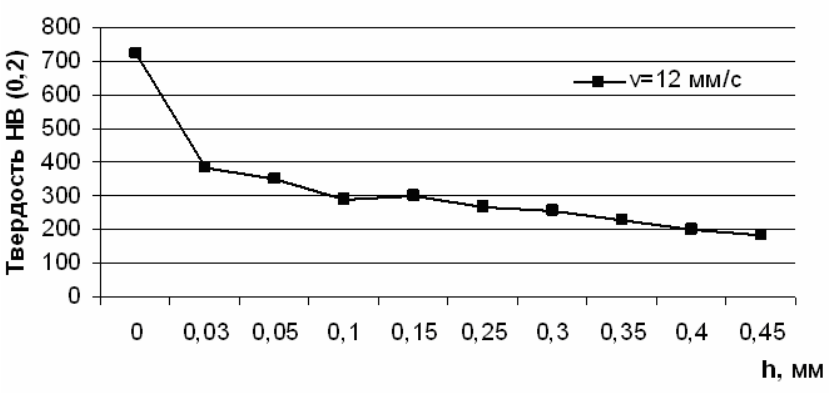


Рис. 3. Распределение микротвердости упрочненного слоя высокопрочного чугуна (ВЧ 100) по глубине «дорожки».

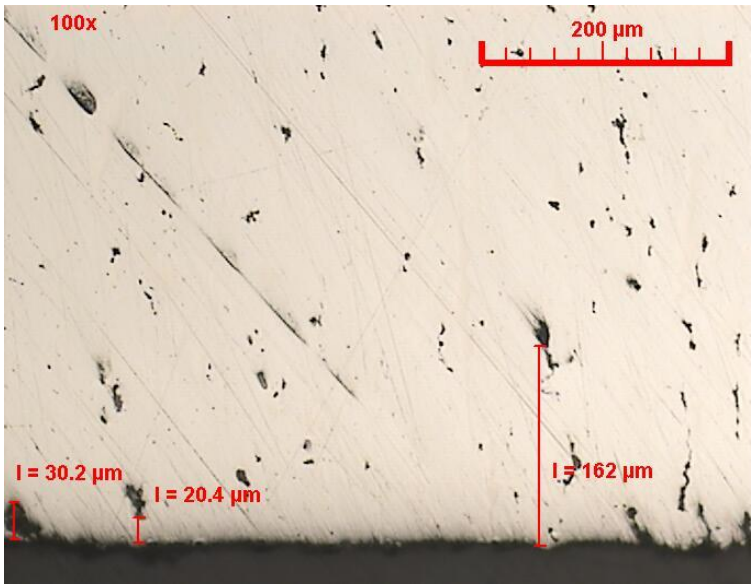


Рис. 4. Микроструктура высокопрочного чугуна (ВЧ 100) ×100 после поверхностной плазменной закалки.

В поверхностном слое микроструктура состоит из ледебурита, цементита, карбидов мартенсита и троостита переходящего в перлит, и далее переходит в исходное состояние.

В результате проведенных экспериментов достигнуто увеличение микротвердости до 70 HRC, причем толщина упрочненного слоя может изменяться в зависимости от скорости упрочнения от 0,1 до 1,2 мм. Экспериментально подтверждена возможность закалки при наложении соседних дорожек друг на друга с расстоянием между их осями, равным 0,4 мм.

Список литературы

1. Райцес В.Б. Термическая обработка. – М.: Машиностроение, 1980. – 247 с.
2. Спиридонов Н.В., Кобяков О.С., Куприянов И.Л. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. – Мн.: Высшая школа, 1988. – 155 с.
3. Лещинский Л.К., Самотугин С.С., Пирч И.И., Комаров В.И. Плазменное поверхностное упрочнение. – Киев.: “Тэхника”, 1990. – 109 с.

ТЕМПЕРАТУРНЫЙ И СТАТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ В ANSYS

Босяков С. М., Веремейчик А. И.*, Сазонов М. И.*, Хвисевич В. М.*, Юркевич К. С.

Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь
bosiakov@bsu.by
* *Брестский государственный технический университет, г. Брест, Беларусь*
vai_mrtm@bstu.by

Одним из эффективных направлений анализа обоснованности назначения режимов термообработки изделий является применение систем автоматизированного проектирования, которые при небольшом количестве экспериментальных исследований позволяют получить максимальное количество информации о свойствах проектируемого процесса или изделия [1–3]. Для моделирования теплофизических процессов могут применяться универсальные программные комплексы Nastran, ANSYS и др. [3]. В данной работе рассматривается математическое моделирование процесса поверхностной плазменной закалки с использованием конечно-элементного пакета ANSYS.

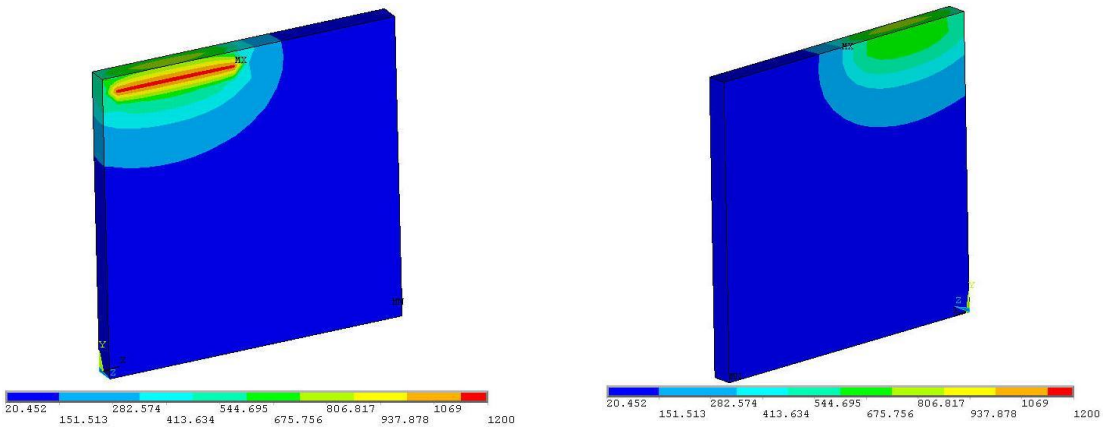
В ходе проведения вычислительного эксперимента разработана трехмерная модель пластинки с геометрическими размерами 100×100×7 мм. При решении нестационарной температурной задачи использовался предназначенный для анализа переходных процессов восьмиузловой термический элемент PLANE77, который имеет одну степень свободы (температура в каждой точке). В соответствии со скоростью движения плазменной струи к узлам дискретной модели резца пошагово последовательно прикладывалась температурная нагрузка в виде линейной функции зависимости температуры от времени. Максимальная температура пятна составляет 1200 ^{0}C (начальная температура 20 ^{0}C), скорость движения пятна направлена вдоль ребра пластинки и составляет 9,5 мм/с, материал изделия – сталь. На всех поверхностях модели задавалась конвекция: на поверхности, по которой движется плазменная струя, коэффициент конвекции составлял 100 Вт/(К·м^2), на всех остальных – 1000 Вт/(К·м^2). Теплопроводность стали принималась равной 39 Вт/(К·м).

Основой термоанализа в ANSYS является уравнение теплового баланса, которое получается из принципа сохранения энергии. Конечно-элементное решение заключается в получении значений узловых температур, на основе которых вычисляются остальные термические величины. После каждого шага нагружения проводился расчет температурных полей, возникающих в расчетной модели, результаты которого записывались в LS-файлы. Для получения общего решения, необходимо выполнить совместное решение по определенному количеству LS-файлов, указав соответствующее количество шагов. В результате проведения расчета определены поля температур в различные промежутки времени.

На рис. 1 представлены температурные поля, соответствующие времени 4,5 с. Отметим, что в момент времени 9,5 с температурное пятно пройдет по всей длине грани пластинки.

Ниже представлен график изменения температуры в узле 361, к которому прикладывалась температурная нагрузка в момент времени 9 с (рис. 2).

В таблице 1 отражены значения температуры в различные моменты времени в узле 371, который располагается на нижней грани пластинки, к которой подавалось охлаждение.



а) *б*)

Рис. 1. Температурные поля на верхней грани в момент времени 4,5 с
а) верхняя грань, *б*) нижняя грань.

Таблица 1. Значения температуры в узле 371

Time, s	1	3	5	6	7	8	9
Temperature, °C	34,6	110	517	676,5	707,1	714,5	716,8

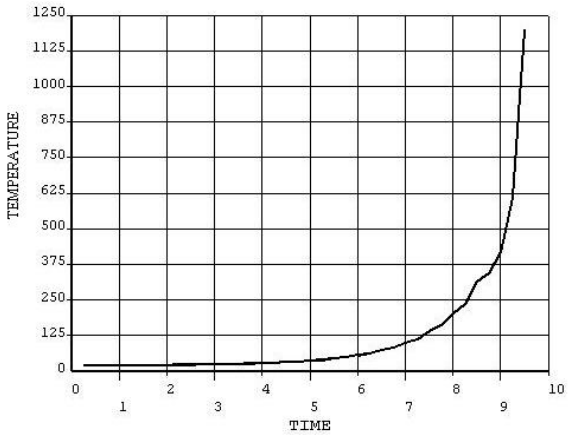


Рис. 2. Зависимость температуры от времени в узле 361

Отметим, что результаты теплового анализа сохраняются в файле с расширением rth и могут быть использованы при проведении статического анализа (определении напряженно-деформированного состояния) модели в качестве внешней нагрузки.

В следующем анализе задавалась функция температуры, зависящей от времени, которая прикладывалась к центру пластинки, все физико-механические свойства которой аналогичны предыдущей задаче. Функция имела вид $T = 10t^5 \exp(-0,7t)$, где T – температура, t – время. Промежуток времени был выбран от 0 до 15 с.

В результате проведенного расчета была получена картина распределения температур, представленная на рис. 3.

Следует отметить, что в данный момент времени 7,5 с температура достигает своего максимума и составляет 1252 ^{0}C. Но в исследуемой задаче, учитывая специфику заданной функции, результат изменения температуры наиболее интересно просматривать в виде графика, приведенного на рис. 4. Данный график показывает изменение температуры во времени в узле, находящемся в центре пластинки, т.е. в области к которой была приложена температурная нагрузка. Существует возможность построения графика в любом узле модели.

Далее в соответствии с выше указанной методикой проводился статический анализ исследуемой модели. Приведенные ниже рис. 5 и 6 показывают напряженно-деформированное состояние пластинки в случае жестко закрепленных вертикальных

граней. Данные рисунки отражают напряженно-деформированное состояние в момент времени 7,5 с, т.е. в момент максимальной температуры, равной 1252 ^{0}C.

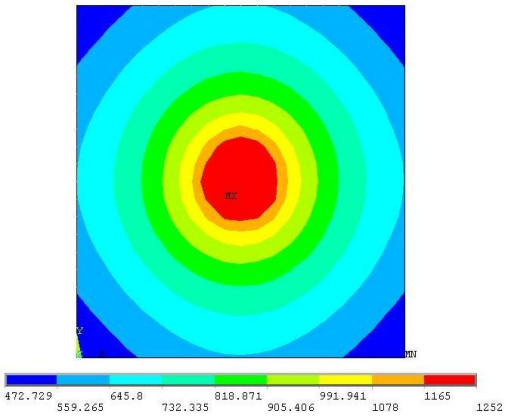


Рис. 3. Температурное поле, соответствующее моменту времени 7,5 сек

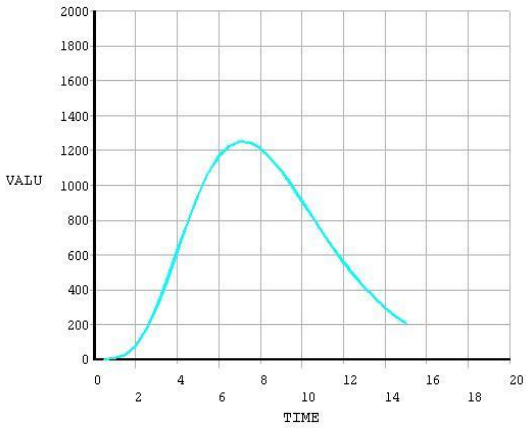


Рис. 4. График зависимости температуры от времени

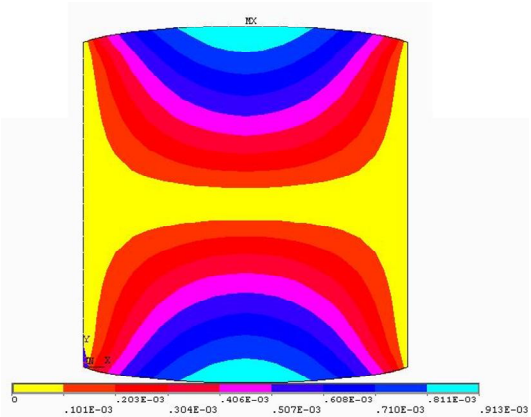


Рис. 5. Суммарные перемещения в момент времени 7,5 с.

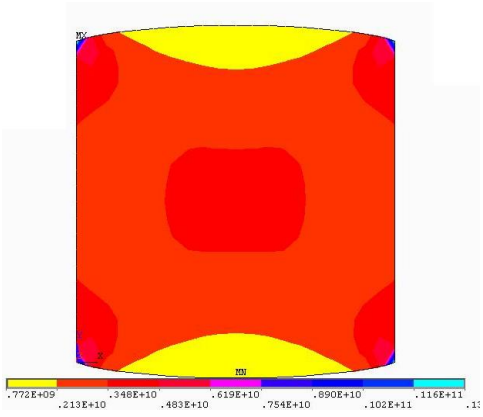


Рис. 6. Напряжения по Мизесу в момент времени 7,5 с.

Результаты температурного анализа с использованием ANSYS Workbench сравнивались с решениями, полученными методом граничных интегральных уравнений, а также с результатами аналитических решений. Совпадение значений температур в пределах погрешности 10-15 % подтверждает правильность проведенных расчетов.

Полученные результаты нестационарного температурного анализа могут быть непосредственно использованы для определения оптимальных режимов работы плазмотронов и других высококонцентрированных источников нагрева, позволяющих проводить поверхностную обработку металлоизделий высокотемпературной плазменной струей.

Список литературы

1. Спиридонов Н.В. и др. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. – Мн.: Вышэйшая школа, 1988. – 155 с.
2. Рыкалин Н.Н. и др. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 485 с.
3. Кундас С.П. Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей: монография – Мн.: Бестпринт, 2005. – 313 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ CVD-МЕТОДА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Веремейчик А. И., Сазонов М. И., Цыганов Д. Л.

Брестский государственный технический университет, г. Брест, Беларусь
vai_mrtm@bstu.by

Как показал анализ литературы и маркетинговое исследование рынка инструмента, в современном мире предъявляют все более высокие требования к качеству деталей машин и режущего инструмента [1–3]. В числе новых развивающихся способов упрочнения деталей является поверхностное плазменное упрочнение, а именно вакуумно-плазменное осаждение тонких износостойких алмазоподобных пленок на поверхность деталей. Отметим, что подобные технологии упрочнения входят в число приоритетных высоких технологий государственного уровня, т.к. формирование поверхности с новыми свойствами позволяет существенно повысить качество и долговечность деталей. Например, в Германии изготавливается и используется режущий инструмент с износостойким покрытием, причем доля такого инструмента на рынке обрабатывающего инструмента составляет около 90% и постоянно растет.

Как уже отмечалось, АПП обладают уникальными свойствами (высокая твердость, износостойкость, теплопроводность). Это именно те свойства, которые нужны в тяжелом машиностроении, а особенно в инструментальном производстве.

Вакуумно-плазменная установка (ВПУ-2М) [4], предназначенная для получения углеродных и алмазоподобных пленок, разработана в Брестском государственном техническом университете совместно со Сморгонским заводом оптического станкостроения. Нанесение тонких износостойких алмазоподобных покрытий производится способом химического осаждения из газовой фазы с применением высокотемпературной плазменной струи. Схема установки ВПУ-2, используемого для осаждения алмазоподобных пленок, приведена на рис. 1.

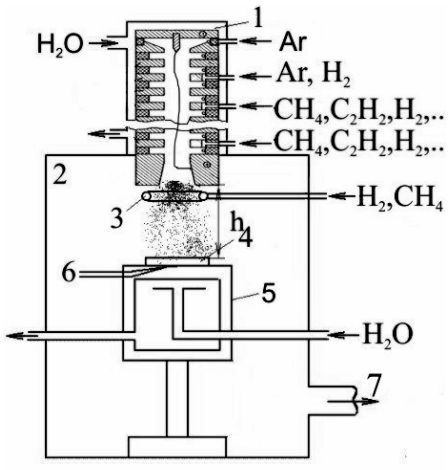


Рис. 1. Схема установки ВПУ-2М
1 – плазмотрон с межэлектродной вставкой, 2 – химический реактор, 3 – кольцо для подачи газов в реактор, 4 – подложка, 5 – водоохлаждаемый подложкодержатель, 6 – термопара, 7 – откачной пост.

Плазмотрон 1 установлен на реакторе 2. Химические реагенты (H_2, C_2 H_2, CH_4) могут инжектироваться в плазменную струю как через отверстия в кольцевой трубке 3, так и через секции в разрядную камеру плазмотрона. Введение реагентов в плазменную струю и разрядную камеру плазмотрона позволяет влиять на процесс роста алмазоподобных пленок CVD - методом. Камеру (реактор) можно оснастить манипулятором для перемещения заготовок, что позволит повысить производительность установки в 2–4 раза.

Осаждение пленок проводилось при мощности плазмотрона 2,5–3,0 кВт, расходах аргона 3–6 л/мин, метана 0,03–0,1 л/мин, водорода 0,4–1,2 л/мин, расстояниях от плазмотрона до подложки 90–190 мм и давлении газа в реакторе 150–280 Па. В частности, осаждение пленок производилось на режущие пластины типа Т15К6 для резцов (пластинки 1–3)

и фрез (пластинки 4–7). Надо заметить, что данные по режимам напыления для фрез выбирались, исходя из предварительной обработки результатов эксперимента по точению.

Экспериментальные исследования по сравнительному определению износостойких пластин проводились на токарном станке для цилиндрических заготовок с диаметром 35 мм из стали Ст. Х ГОСТ 5950-73, $HRC_э$ 40. Обработка заготовок проводилась при отсутствии принудительного охлаждения пластин. Глубина резания составляла t = 1,5 мм, подача S = 0,2 мм/об, число оборотов n = 1000 об/мин, длина прохода резания L = 100–600 мм. Проточка осуществлялась до полного износа пластинок, после чего производился расчет времени стойкости пластин. Скорость резания поддерживалась постоянной и равной 109,9 м/мин. Такие режимы, выбранные для данной марки стали, являются критическими. Результаты резания для стали показали, что износостойкость пластин Т15К6 из партии №2 в сравнении с контрольной повысилась в 3–4 раза, пластин из партии №1 – в 3–5 раз, а пластин из партии №3 – в 5–8 раз. Большая износостойкость пластин из партии №3 в сравнении с №1 определяется, как показывают спектры комбинационного рассеивания света (КРС) АПП при таких режимах работы установки ВПУ-2М, наличием в АПП на пластинах из партии №3 нанокристалических алмазов.

Исследования по стойкости работы пластин при фрезеровании проводились при обычных режимах резания на фрезерном станке с ЧПУ СФП500-А8 фрезой диаметром 125 мм. Обработка заготовок проводилась при отсутствии принудительного охлаждения пластин. Глубина резания составляла t = 0,5 мм, подача S = 250 мм/мин, скорость резания v = 255 м/мин. Фрезерование осуществлялось до полного износа пластинок, после чего производился расчет времени стойкости пластин.

Таблица 1. **Сводная таблица по основным расчетно-экспериментальным данным для точения.**

№ образцов	Число оборотов вращения шпинделя n, об/мин	Диаметр заготовки D, мм	Скорость резания v, м/мин	Подача s, мм/об	Средняя длина прохода резания L, мм	Среднее время работы до отказа T, мин	Дисперсия	Примечания
1	1000	35	109,9	0,2	534	2,67	0,4	
2					468	2,34	0,2	
3					844	4,22	0,6	
					124	0,62	0,2	контрольная

Как показали результаты экспериментальных исследований, режущие пластинки с осажденной АПП превосходят по износостойкости пластинки, на которые была осаждена пленка нитрида титана. Результаты резания показали, что износостойкость пластин Т15К6 с АПП по сравнению с пластинами, на которые был нанесен нитрид титана, повысилась в 1,3 раза, а для контрольных пластин (которые не проходили никакой дополнительной обработки) – 1,7 раза (табл. 2).

При исследовании возможности работы пластинок в более интенсивных режимах фрезерования была произведена обработка заготовки из специальной нержавеющей стали Ст.08Х17Т с НВ 130. Обработка заготовок проводилась при отсутствии принудительного охлаждения пластин. Глубина резания составляла t = 2 мм, по-

дача S = 500 мм/мин, скорость резания v = 402 м/мин. Результаты резания показали, что износостойкость пластин Т15К6 с АПП по сравнению с пластинами, на которые был нанесен нитрид титана, повысилась в 1,1 раза. Точение контрольными пластинками было невозможно вследствие быстрого разрушения. Отсутствие различий по стойкости пластин связано в основном с двумя факторами: во-первых, как уже упоминалось, режимы для осаждения уже выбирались исходя из опыта точения резцами с АПП. Это значит, что режимы для нанесения АПП были хорошо оптимизированы в пределах эксперимента. Во-вторых, т.к. фрезерование идет всегда с ударными нагрузками, то пленка будет разрушаться не от абразивно-механического истирания (как это было характерно при точении), а от микровыкрашивания и отслаивания АПП от основы. Визуальный контроль при работе фрезы по количеству стружки с искрой позволяет заключить, что для пластинок, на которые была осаждена АПП, теплопровод из зоны схода стружки заметно увеличивается по сравнению с контрольной пластинкой.

Таблица 2. **Сводная таблица по основным расчетно-экспериментальным данным для фрезерования**

№ образцов	Глубина резания, t мм	Обрабатываемый материал	Подача s, мм/мин	Скорость резания v, м/мин	Среднее время работы до отказа T, мин	Износ по задней поверхности, h, мм	Примечания
5,6,7	1000	Сталь 45	250	255	21,6	1,1-1,4	
					16,2	1,3-1,5	нитрид титана
					12,6	1,3-1,5	контрольная
5,6,7	1000	Ст. 08Х17Т	250	255	4,5	3	
					4,0	2,5-4,5	нитрид титана
					0	-	контрольная

В заключение отметим, что необходимо провести более тщательное исследование режимов осаждения АПП и выявить наиболее оптимальные параметры процесса с точки зрения получения наиболее износостойкой АПП. В настоящее время в БГТУ проводятся исследования по отработке оптимальных режимов осаждения АПП на различный инструмент. Решение поставленной задачи позволит значительно повысить износостойкость инструмента, что в конечном итоге повысит производительность труда и экономический эффект.

Список литературы

1. Вакуумное осаждение тонких пленок // Приложение № 7 к инженерному журналу: Справочник. М.: «Машиностроение», 2001, № 2, с. 14−21.
2. Каталог режущего инструмента из твердого сплава фирмы Mitsubishi. 1999. 501 с.
3. Inkin V.N., Kirpilenko G.G. and other A superhard diamond-like carbon film //Diamond and Related Materials. 2000, v. 9, p. 715–721.
4. М.И. Сазонов, Д.Л Цыганов. Плазмотрон с межэлектродными вставками для осаждения алмазоподобных и алмазных пленок // М. ПТЭ. 2005. №2. – С. 140-143.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ГИУ В РАСЧЕТАХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ

Веремейчик А. И., Хвисевич В. М.

Брестский государственный технический университет, г. Брест, Беларусь
vai_mrtm@bstu.by

В любом процессе термообработки конструктивных элементов машин и механизмов важнейшим фактором является исследование распространения полей температур и термонапряжений [1, 2]. Для вычисления температурных полей и термонапряжений необходимо решить задачи теплопроводности и термоупругости при соответствующих краевых условиях. Для решения этих уравнений задаются параметры процесса упрочнения: скорость перемещения источника V, плотность теплового потока q, размеры анодного пятна и др., а также граничные и начальные условия задач теплопроводности и термоупругости.

Решение задачи термоупругости проводится в 2 этапа. На первом этапе решается задача теплопроводности по определению температурных полей. Для реализации задачи теплопроводности в случае движущегося источника нагрева нами был предложен следующий подход. При плазменной обработке поверхности тепловая нагрузка на обрабатываемую деталь передается ограниченной площадке. Если струя ориентирована перпендикулярно поверхности, то на ней образуется участок оплавленного материала, размеры которого можно измерить. Поскольку при этом получение оплавленной зоны не является целью данного процесса, а плазмотрон непрерывно перемещается вдоль детали с заданной скоростью, то можно в первом приближении считать, что в пятне нагружения на поверхности достигается температура, равная температуре плавления материала и дальнейшего разогрева этого уже жидкого металла не происходит. В этом случае фазовые превращения можно считать отсутствующими и для определения температурного поля обрабатываемой детали можно применить классические уравнения теплопроводности твердого тела с граничными условиями первого рода [3].

$$\nabla^2 T = \frac{1}{a}\frac{\partial T}{\partial t} \text{ или } \frac{\partial T}{\partial t} = a\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right), \quad (1)$$

где t – время, $T = T(t,x,y,z)$ – искомая температура, a – коэффициент температуропроводности материала, x,y,z – координаты расчетной точки тела.

В качестве математического аппарата для решения поставленной задачи в данной работе используется метод граничных интегральных уравнений, имеющий ряд преимуществ по сравнению с другими широко распространенными в инженерных расчетах численными методами [4].

Для решения задачи теплопроводности используется метод тепловых потенциалов [5]. Решение разыскивается в виде потенциалов простого или двойного слоя [5], которые вне точек поверхности, по которой проводится интегрирование, являются решениями уравнения теплопроводности.

При задании на поверхности тела граничных условий первого рода $F = F(y,t)$ получено интегральное уравнение для определения плотности теплового потока двойного слоя $\mu(y,\tau)$, что даст возможность найти распределение температуры в любой точке рассматриваемой области L в данный момент времени путем подстановки данной плотности в выражение потенциала двойного слоя:

$$-\frac{1}{2}\mu(x,t)+\frac{4a}{\sqrt{\pi}}\int_0^t\frac{d\tau}{\left(\sqrt{2a(t-\tau)}\right)^5}\int_L K(y,x,t-\tau)\mu(y,\tau)dl=F(y,t)\,. \qquad (2)$$

Ядро $K(y,x,t-t)=e^{\left(-\frac{r^2}{4a(t-t)}\right)}\left[cI_1(B)-bI_0(B)\right]$ интегрального уравнения представляет собой произведение показательной функции на функцию Бесселя первого рода.

После определения температурного поля на втором этапе определяется соответствующее ему напряженно-деформированное состояние. Необходимо найти решение дифференциальных уравнений равновесия [6]:

$$\Delta u_i+\frac{1}{1-2n}\operatorname{graddiv}u_i=\frac{2(1+n)}{1-2n}a\ \operatorname{grad}(T-T_0)\,, \qquad (3)$$

при соответствующих граничных условиях.

С помощью метода граничных интегральных уравнений дифференциальные уравнения в частных производных заменяются интегральными уравнениями типа Фредгольма 2-го рода, которые удобны для численной реализации. Краевая задача в виде (3) сводится к задаче изотермической теории упругости.

Решение (3) разыскивается в виде, предложенном Гудьером:

$$u_i=u_i^0+u_i^T\,, \qquad (4)$$

где u_i^0 – решение однородного дифференциального уравнения, а u_i^T – частное решение уравнения (3), которое разыскивается в виде градиента некоторой бигармонической функции

$$u_i^T=\operatorname{grad}W\,. \qquad (5)$$

Функция W удовлетворяет уравнению (5) в виде:

$$\Delta W=\frac{1+\nu}{1-\nu}\alpha(T-T_0)\,. \qquad (6)$$

Для определения напряжений можно использовать формулу:

$$\sigma_{ij}=\sigma_{ij}^0+\sigma_{ij}^T\,, \qquad (7)$$

где σ_{ij}^0 соответствует u_{ij}^0, σ_{ij}^T – температурные добавки напряжений.

Окончательно выражения для температурных добавок перемещений и напряжений можно представить в виде:

$$u_i^T(x)=\frac{\alpha(1+\nu)}{8\pi(1-\nu)}\int_L\left\{\frac{dT(y)}{dn_y}r\beta_i(2\ln r-1)-T(y)\left[2\beta_i\cos\varphi+n_i(y)(2\ln r-1)\right]\right\}dl_y, \qquad (8)$$

$$\begin{aligned}\sigma_{ij}^T=&\frac{E\alpha}{4\pi(1-\nu)}\int_L\left\{\frac{dT(y)}{dn_y}\left[\delta_{ij}(1+2\ln r)-2\beta_i\beta_j\right]+\right.\\&\left.+T(y)\frac{1}{r}\left[n_i(y)\beta_i+n_j(y)\beta_i-2\beta_i\beta_j\cos\varphi-\delta_{ij}\cos\varphi\right]\right\}dl_y.\end{aligned} \qquad (9)$$

Система сингулярных интегральных уравнений относительно плотности $\mu_i(y)$:

$$\begin{aligned}&\mu_i(x_L)+\frac{1}{2\pi(1-\nu)}\int_L\left\langle\mu_i(y)\cos\psi\left[(1-2\nu)+2\beta_i^2\right]+\mu_i(y)\left\{(1-2\nu)\left[n_j(x)\beta_i-\right.\right.\right.\\&\left.\left.\left.-n_i(x)\beta_j\right]+2\beta_i\beta_j\cos\psi\right\}\right\rangle\frac{dl_y}{r(x,y)}=p_{np},\end{aligned} \qquad (10)$$

где $p_{пр} = p_i^0 + p_i^T$ – приведенная нагрузка, равна сумме температурной поверхностной нагрузки и механической нагрузки.

Решение полученных интегральных уравнений проводится численным методом. Численная реализация интегральных уравнений термоупругости построена на базе метода механических квадратур. Интегралы вычисляются при помощи квадратурных формул Гаусса.

Порядок решения задачи следующий. Основными исходными данными задачи по расчету напряжений при плазменном упрочнении, помимо уравнений (1) и (3) с соответствующими начальными и граничными условиями, являются: количество точек разбиения границы области, количество шагов по времени, коэффициенты линейного теплового расширения a, температуропроводности, Пуассона, размеры массивов плотностей, координаты точек границы области. На 1-м этапе решается уравнение (2), в результате решения которого находится распределение температуры в любой точке упрочняемого тела в требуемый момент времени. Далее определяются температурные добавки перемещений u_i^T, напряжений σ_{ij}^T и фиктивная температурная нагрузка p_i^T. На 2-м этапе решается система (9) относительно плотности потенциала μ, после чего определяются перемещения и напряжения по формулам (4) и (7) соответственно.

Разработанный алгоритм реализован на ПЭВМ. Достоверность формул и точность алгоритма подтверждена решением тестовых задач. Результаты сравнивались с решением данной задачи с помощью интегрального преобразования Лапласа [6, 7] и методом Фурье, а также с результатами, полученными с использованием конечно-элементного пакета ANSYS. По результатам расчетов построены графики распределения температуры и термонапряжений в поверхностном слое упрочняемой детали. Точность численного решения высока для внутренних точек и удовлетворительна для точек, примыкающих к границе области. Получены зависимости изменения теплового поля и напряжений как функции времени и координат.

Основными преимуществами применяемого метода по сравнению с другими существующими является необходимость дискретизации только границы области, при этом сохраняется высокая точность решения при уменьшении затрат машинного времени. Кроме того, учитываются условия закрепления закаливаемой детали и их влияние на процесс упрочнения.

Список литературы

1. Кундас С.П. Компьютерное моделирование процессов термической обработки сталей: монография – Мн.: Бестпринт, 2005. – 313с.
2. Спиридонов Н.В. и др. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. – Мн. Вышэйшая школа, 1988. – 155с.
3. Лыков А.В. Теория теплопроводности. - М.: Высшая школа, 1967 г. - 599 с.
4. Бенерджи П., Баттерфилд Р. Метод граничных элементов в прикладных науках Пер. с англ. - М.: Мир, 1984. - 404 с.
5. Беляев Н.М., Рядно А.А. Методы нестационарной теплопроводности. – М.: Высшая школа, 1978.
6. Положий Г.Н. Уравнения математической физики. - М.: Высшая школа, 1964. - 559 с.
7. Веремейчик А.И. Применение интегрального преобразования Лапласа к исследованию нестационарных тепловых процессов // “Вестник БГТУ.- Математика, физика, химия”, №5, 2000. – с.49-50.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НАСЦЕНТНЫХ ЧАСТИЦ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА НА ИХ СПОСОБНОСТЬ К СПЕКАНИЮ И СОЗДАНИЮ ПРОЧНОГО МАТЕРИАЛА

Мясникова Л. П., Бойко Ю. М, Иванькова Е. М., Лебедев Д. В, Марихин В. А., Мясников А. Л.*, Радованова Е. И.

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург,
**Российский институт Радионавигации и Точного Времени*
Liuba.Myasnikova@mail.ioffe.ru

Как известно, самые высокопрочные и высокомодульные полимерные волокна могут быть получены из сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) при использовании метода гель-технологии. Их разрывная прочность и начальный модуль приближаются к теоретическим оценкам этих величин. Область применения таких волокон чрезвычайно широка – от буксировочных канатов и рыболовной лески до пуленепробиваемых жилетов, в которых волокна из СВМПЭ с успехом заменяют кевлар, поскольку удельная прочность СВМПЭ в 1,5 больше, чем у кевлара.

Метод гель-технологии, заключающийся в ориентационном вытягивании гель-нити, полученной из раствора реакторного порошка СВМПЭ, был изобретен и промышленно освоен в конце 70-ых годов в силу невозможности переработки СВМПЭ традиционными методами из-за очень высокой вязкости его расплава [1]. Необходимость растворения полимера и рекуперации растворителя делает метод гель-технологии дорогим и экологически опасным. Это обстоятельство побудило многих исследователей искать возможность "сухой" переработки СВМПЭ. Толчком к этим работам послужило открытие уникальной способности частиц реакторного порошка СВМПЭ образовывать монолитную прозрачную пленку под давлением при температуре ниже температуры плавления полимера [2], которую можно было растянуть до высоких ориентационных удлинений и получить пленочную нить с механическими характеристиками, не уступающими гель-волокнам. Однако не все реакторные порошки СВМПЭ обладают такими свойствами.

Для разработки сухого метода переработки СВМПЭ и выбора оптимального реакторного порошка представляется важным выяснить, какие же параметры реакторных порошков ответственны за способность частиц к монолитизации и последующей ориентационной вытяжке. Довольно широко распространено мнение о том, что ключевым параметром для спекания и вытяжки является малая плотность молекулярных зацеплений [3]. При этом надмолекулярная структура насцентных частиц обычно не принимается во внимание. В то же время наши эксперименты со спеканием различных СВМПЭ приводят к выводу, что морфология насцентных частиц и, в частности, строение их поверхности играют важную роль в получении механически целостной и пластичной пленки из реакторного порошка СВМПЭ, способной выдержать ориентирующую нагрузку.

Целью настоящей работы было исследование влияния структуры частиц реакторных порошков СВМПЭ, синтезированных на разных каталитических системах, на прочность и пластичность пленок, полученных спеканием порошков.

Было проведено сравнительное исследование двух реакторных порошков СВМПЭ с молекулярной массой около 2, 5 млн: коммерческого порошка фирмы Stamylan (Нидерланды) и порошка, синтезированного в лабораторном реакторе в Институте физико-органической химии Национальной Академии Наук Беларуси (г. Минск, Беларусь). Исследование надмолекулярной структуры проводили при ис-

пользовании сканирующего электронного микроскопа JEOL. Структуру приповерхностных слоев изучали также при помощи метода теромолюминесценции на приборе Нанолюминограф [4]. Анализ полученных кривых свечения при нагреве порошков после возбуждения их поверхности низкотемпературной маломощной плазмой тлеющего разряда в атмосфере аргона при 77К позволил рассчитать размеры кинетических единиц движения, подвижность которых размораживается в области релаксационных переходов, и сделать вывод об упаковке сегментов молекул в приповерхностном слое.

Изготовление монолитных пленок осуществляли в два приема: сначала проводили компактизацию реакторных порошков при комнатной температуре в прессе под давлением 95 МПа, с тем, чтобы избежать возникновения воздушных полостей при последующем спекании. Затем проводили спекание под тем же давлением, но при температуре близкой к температуре плавления. Кривые напряжение-деформация снимали на приборе Minimat.

На рис.1 представлены электронные микрофотографии исследуемых реакторных порошков, из которых со всей очевидностью следует, что структуры этих порошков существенно отличаются друг от друга. Наличие микрофибрилл, хорошо видных на микрофотографиях порошка Stamylan, образовавшихся вероятно при дефрагментации катализатора из-за большой скорости синтеза коммерческого порошка, по-видимому, каким-то образом препятствует созданию прочной монолитной пленки. Несмотря на длительное спекание порошка под давлением при температуре, близкой к температуре плавления, в пленке остаются дефекты в виде микротрещин, пересеченных микрофибриллами (рис.2).

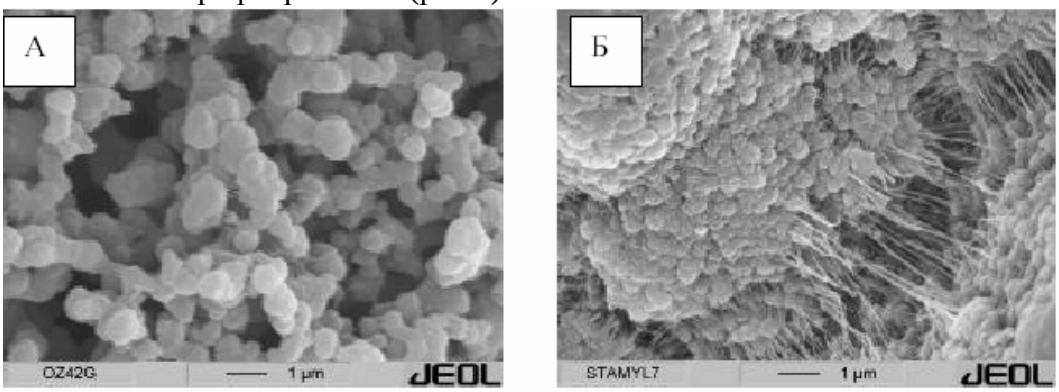


Рис. 1. Микрофотографии реакторных порошков М30 (А) и Stamylan (Б)

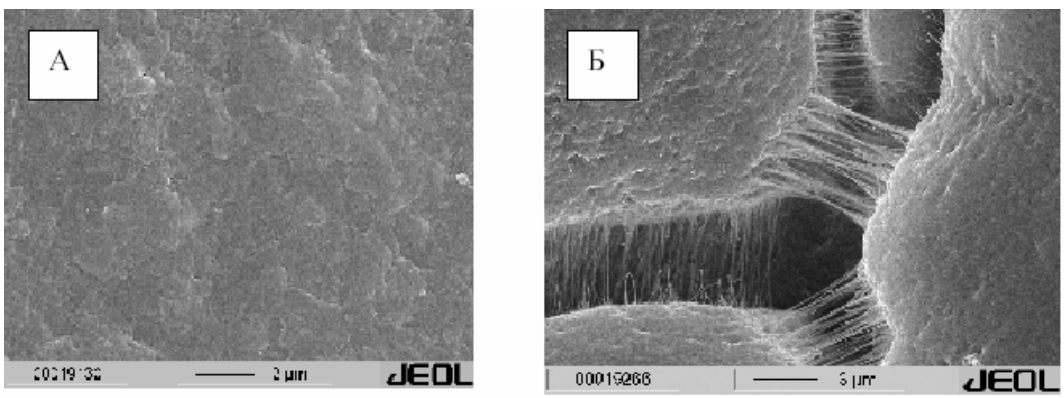


Рис. 2. Микрофотографии поверхности пленок из реакторных порошков М30 (А) и Stamylan (Б) после компактизации и спекания под давлением 95 МПа в течение 2 часов при температуре 1250С.

Анализ кривых свечения, полученных в Нанолюминографе от реакторных порошков СВМПЭ позволил заключить, что короткие сегменты макромолекул больше напряжены в порошке Stamylan'a, а длинные сегменты в порошке М30. Сопоставление этих результатов с данными электронной микроскопии позволяет предположить, что протяженные молекулярные сегменты в порошке М30 соответствуют напряженным межламеллярным проходным молекулам, в то время, как наиболее протяженные кинетические единицы движения в Stamilan'e соответствуют проходным молекулам в фибриллярных элементах структуры. Интенсивность свечения компактизованной пленки М30 после спекания уменьшалась почти в 3 раза, в то время, как интенсивность свечения компактизованной пленки Stamylan'a оставалась неизменной, что свидетельствует о том, что в спеченных пленках Stamylan'a имеются не только микротрещины, но остаются множественные "не залеченные" границы между исходными частицами, так как количество "светящихся" мест при спекании компактизованной пленки Stamylan'a не уменьшалось.

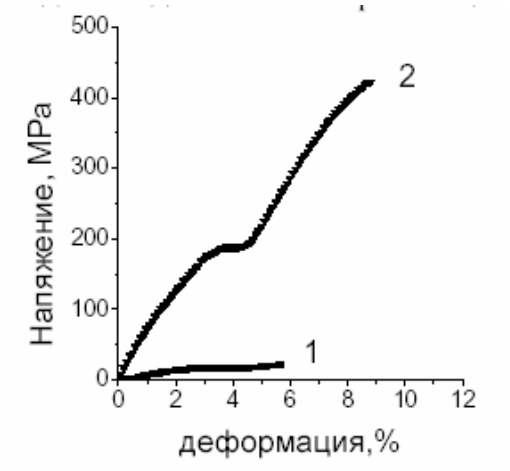


Рис. 3. Зависимость напряжение-деформация для компактизованной (1) и спеченной (2) пленок М30

По-видимому, по этой причине пленки Stamylan'a, хрупко разрушались при приложении ориентирующего напряжения. В то же время, компактизованные пленки М30 эффективно упрочняются в процессе уже первого этапа ориентационной вытяжки. Их прочность возрастает от 20 до 400 МПа (рис.3).

Сделан вывод, что надмолекулярная структура насцентных частиц и строение их поверхности оказывают существенное влияние на способность реакторного порошка к компактизации, спеканию и пластической деформации. Наличие в реакторных порошках ламелей, соединенных напряженными проходными молекулами, обеспечивает возможность получения путем спекания и компактизации прочных пленок, пригодных к дальнейшей ориентационной вытяжке.

Обсуждается механизм спекания и поведение отдельных структурных единиц в термических и механических полях.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (грант 06-03-32707)

Список литературы

1. P. Smith, P.I. Lemstra. Colloid. Polym. Sci. , 1980, 258, p.891.
2. P.Smith, H. Chanzy, B.R. Rotzinger. Polymer Communication, 1985, v.26, p.258
3. B.R. Rotzinger, H.D. Chanzy, P. Smith. Polymer, 1989, 30, p. 1814
4. А.А. Калачев, Н.М. Блашенков, Ю.П. Иванов, В.А. Марихин, А.Л. Мясников, Л.П. Мясникова. Измерительная техника, 2005, 8 , с.28
5. И.В. Кулешов, В.Г .Никольский. "Радиотермолюминесценция полимеров", Москва, Химия, 1991 с.123

УДК 669.71

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ НА ДЕФОРМАЦИЮ СЛОЕВ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Арисова В. Н., Трыков Ю. П., Самарский Д. С., Гуревич Л. М.

ВолгГТУ, г. Волгоград, Россия
mv@vstu.ru

Магниево-алюминиевые композиты используются для изготовления цилиндрических переходников разнородных конструкций новой техники (трубопроводы, баллоны и т.д.) [1–3].

Однако остается не изученным влияние деформации прокатки в процессе применяемой комплексной технологии изготовления магниево-алюминиевых конструкций на микромеханические свойства и микроструктуру используемых КМ.

Для исследований были получены трехслойные заготовки АД1–МА2-0–АД1 с толщинами слоев, соответственно, 1,5; 2,0 и 2,5 мм. Сварку взрывом проводили по одновременной схеме на оптимальном режиме (межслойные скорости соударения на первой и второй границах соединений АД1–МА2-0 υ_{c1} = 550 м/с; υ_{c2} = 580 м/с, скорость точки контакта $\upsilon_к$ = 2500 м/с), гарантирующем реализацию прочности соединения, соответствующей наименее прочному из соединяемых металлов – алюминию АД1.

Прокатку предварительно нагретых до температуры 320ºС заготовок АД1–МА2-0–АД1 проводили на прокатном стане «ДУО» (диаметр валков 130 мм) без натяжения и правки. Степень обжатия за один проход составляла около 5% (0,3–0,4 мм).

Металлографические исследования волнообразного профиля соединения показали, что его исходная синусоидальная форма с повышением степени обжатия значительно изменяется. На верхней границе наблюдается увеличение шага и амплитуды волны, а также происходит деформирование ее вершины в направлении прокатки. На нижней границе происходит постепенное сглаживание волнового профиля. В исследуемом интервале обжатий от 10 до 47% обнаружено зарождение микро- и макротрещин вследствие повышения концентрации напряжений вблизи вершин волн, возникающих при обжатии.

Установлено, что при общем высотном обжатии триметаллических образцов (ε_Σ) от 20 до 40% из-за разной деформационной способности магния и алюминия относительная деформация слоев композита $\varepsilon_{сл}$ различна. К увеличению неравномерности деформации слоев при прокатке также приводит и разный послойный уровень энергии W_2 в околошовной зоне соединений. Деформационная наследственность СВ наиболее явно сказывается при малых значениях ε_Σ. Так при общем обжатии композита до 20%, в основном, деформируются верхний слой алюминия АД1 и сплав МА2-0, высотная деформация $\varepsilon_{сл}$ которых возрастает до 25–28%. При этом деформация нижнего слоя АД1 не превышает 20%.

При общем обжатии композита на 27% обжатие нижнего алюминиевого слоя составило около 20%, а верхнего алюминиевого слоя – около 40%. Развитие характерных для деформации процессов наклепа, а также рост напряжений в околошов-

ной зоне и при более высоких степенях обжатия затруднило дальнейшую деформацию нижнего слоя сплава АД1.

Таким образом, при больших обжатиях увеличивается неравномерность деформации слоев, а, следовательно, значительно понижается пластичность металла и возрастает вероятность его хрупкого разрушения. Обжатие свыше 40% приводит к появлению трещин в сплаве МА2-0. При максимально допустимой степени деформации ε_Σ = 47% деформация МА2-0 достигает 55%, тогда как обжатие алюминиевых слоев достигает 60 и 38%, соответственно, для нижнего и верхнего слоев АД1.

Уширение слоев, возникающее вследствие поперечного течения обжимаемого металла при прокатке, зависит от степени обжатия. Повышение степени деформации $\boldsymbol{\varepsilon_\Sigma}$ до 27% способствует увеличению смещаемого объема металла и продольных напряжений, что приводит к уширению композита до 455 мм (11%). Дальнейший рост обжатия способствует интенсификации продольной деформации слоев КМ, и, как следствие, уменьшению уширения до 440 мм (8,8%) и менее.

Список литературы

1. Работоспособность сваренных взрывом магниево-алюминиевых переходников / Борисова В.А., Казак Н.Н. и др. // Металловедение и прочность материалов: Сб. науч. тр. / ВПИ.– Волгоград, 1972.– С. 72–79.
2. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. – М.: Металлургиздат, 2004. – 230 с.
3. Трыков Ю.П., Шморгун В.Г., Гуревич Л.М. Деформация слоистых композитов: Монография / ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.

ПЛОСКАЯ ЗАДАЧА ТЕОРИИ УПРУГОСТИ ДЛЯ КРУГОВОГО ДИСКА, ЗАГРУЖЕННОГО СОСРЕДОТОЧЕННЫМИ САМОУРАВНОВЕШЕННЫМИ УСИЛИЯМИ

Морщинина Д. А.

Санкт-Петербургский государственный университет
diana_morshinina@mail.ru

В данной работе рассматривается изотропный упругий диск радиуса R, загруженный на контуре двумя сосредоточенными силами $\boldsymbol{P}$, приложенными в точках $z_1 = R$, $z_2 = -R$ (рис. 1), или двумя сосредоточенными моментами $\boldsymbol{M}$, действующими в тех же точках (рис. 2).

А. Сосредоточенные силы. Компоненты тензора напряжений $\left(s_{xx}, s_{yy}, s_{xy}\right)$ и вектора перемещений (u, v) в произвольной точке диска $z = x + iy$ определяются формулами Г. В. Колосова [1]:

$$s_{xx} + s_{yy} = 2\left[\Phi(z) + \overline{\Phi(z)}\right], \quad s_{yy} - s_{xx} + 2is_{xy} = 2\left[\bar{z}\Phi'(z) + \Psi(z)\right], \tag{1}$$

$$\frac{E}{(1+u)}(u+iv) = kj\,(z) - z\overline{j\,(z)} - y\,(z), \tag{2}$$

где $j(z)=\int\Phi(z)dz$; $y(z)=\int\Psi(z)dz$; $k=(3-u)/(1+u)$; E и u - соответственно модуль Юнга и коэффициент Пуассона материала, из которого изготовлен диск.

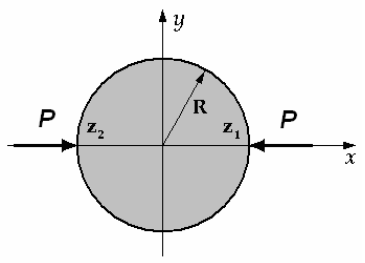


Рис. 1.

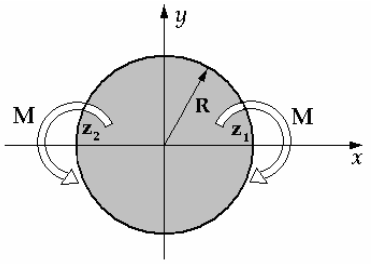


Рис. 2.

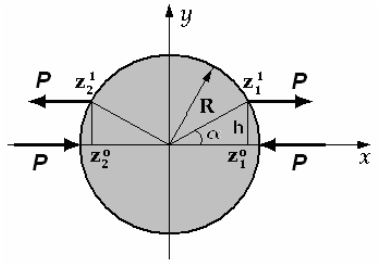


Рис. 3.

Согласно [2], выражения для функций $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$ имеют вид:

$$\Phi(z)=-\frac{P}{2p}\left\{\frac{1}{z_1-z}-\frac{1}{z_2-z}-\frac{\overline{z}_1-\overline{z}_2}{2R^2}\right\},\ \Psi(z)=\frac{P}{2p}\left\{\frac{1}{z_1-z}-\frac{1}{z_2-z}+\frac{\overline{z}_1}{(z_1-z)^2}-\frac{\overline{z}_2}{(z_2-z)^2}\right\}.$$

Подставляя данные зависимости в уравнения (1) и осуществляя необходимые преобразования, получим искомые формулы для компонент напряжения:

$$s_{xx}=-\frac{P}{2p}\left[\frac{4(R-x)^3}{\left((R-x)^2+y^2\right)^2}+\frac{4(R+x)^3}{\left((R+x)^2+y^2\right)^2}-\frac{2}{R}\right],$$

$$s_{yy}=\frac{P}{2p}\left[-\frac{4y^2(R-x)}{\left((R-x)^2+y^2\right)^2}-\frac{4y^2(R+x)}{\left((R+x)^2+y^2\right)^2}+\frac{2}{R}\right],\ s_{xy}=\frac{Py}{2p}\left[\frac{4(R-x)^2}{\left((R-x)^2+y^2\right)^2}-\frac{4(R+x)^2}{\left((R+x)^2+y^2\right)^2}\right].$$

Б. Сосредоточенные моменты. Функции $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$ в данном случае (рис. 2) могут быть найдены на основе решения вспомогательной задачи (рис. 3), когда к диску приложены четыре равные силы $\boldsymbol{P}$ в точках $z_1^{\,0}=R$, $z_2^{\,0}=-R$, $z_1^{\,1}=Re^{ia}$, $z_2^{\,1}=Re^{i(p-a)}$, где $a<<1$.

Выражения для $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$ в задаче (3) имеют вид:

$$\Phi(z)=\Phi^0(z)+\Phi^1(z)=-\frac{P}{2p}\left\{\frac{1}{z_1^{\,0}-z}-\frac{1}{z_2^{\,0}-z}-\frac{\overline{z}_1^{\,0}-\overline{z}_2^{\,0}}{2R^2}\right\}+\frac{P}{2p}\left\{\frac{1}{z_1^{\,1}-z}-\frac{1}{z_2^{\,1}-z}-\frac{\overline{z}_1^{\,1}-\overline{z}_2^{\,1}}{2R^2}\right\},$$

$$\Psi(z)=\Psi^0(z)+\Psi^1(z)=\frac{P}{2p}\left\{\frac{1}{z_1^{\,0}-z}-\frac{1}{z_2^{\,0}-z}+\frac{\overline{z}_1^{\,0}}{\left(z_1^{\,0}-z\right)^2}-\frac{\overline{z}_2^{\,0}}{\left(z_2^{\,0}-z\right)^2}\right\}-$$

$$-\frac{P}{2p}\left\{\frac{1}{z_1^{\,1}-z}-\frac{1}{z_2^{\,1}-z}+\frac{\overline{z}_1^{\,1}}{\left(z_1^{\,1}-z\right)^2}-\frac{\overline{z}_2^{\,1}}{\left(z_2^{\,1}-z\right)^2}\right\}.$$

Подставляя сюда соответствующие значения $z_1^{\,0}$, $z_2^{\,0}$, $z_1^{\,1}$, $z_2^{\,1}$, устремим в выписанных зависимостях параметр $a\to 0$. Принимая во внимание, что $\lim\limits_{a\to 0}PRa=$

$=\lim\limits_{a\to 0}PR\sin a=\lim\limits_{h\to 0}Ph=M=const$, окончательно получим:

$$\Phi(z)=\frac{Mi}{2p}\left\{\frac{1}{(R+z)^2}-\frac{1}{(R-z)^2}\right\},$$
$$\Psi(z)=\frac{Mi}{2p}\left\{\frac{1}{(R-z)^2}-\frac{1}{(R+z)^2}+\frac{3R^2-4Rz+z^2}{(R-z)^4}-\frac{3R^2+4Rz+z^2}{(R+z)^4}\right\}. \quad (3)$$

Внеся соотношения (3) в формулы (1), после необходимых выкладок находим:

$$s_{xx}=M/(2p)\Big[\Big[24R^2(R+x)^3y-24R^2(R+x)y^3+48Rx(R+x)^3y-48Rx(R+x)y^3-$$
$$-8R(R+x)^4y+48R(R+x)^2y^3-8Ry^5+24(R+x)^3x^2y-24(R+x)x^2y^3-8(R+x)^3y^3+$$
$$+8(R+x)y^5-8(R+x)^4xy+48(R+x)^2xy^3-8xy^5\Big]/\left((R+x)^2+y^2\right)^4+\Big[24R^2(R-x)^3y-$$
$$-24R^2(R-x)y^3-48Rx(R-x)^3y+48Rx(R-x)y^3-8R(R-x)^4y+48R(R-x)^2y^3-$$
$$-8Ry^5+24x^2(R-x)^3y-24x^2(R-x)y^3-8(R-x)^3y^3+8(R-x)y^5+8x(R-x)^4y-$$
$$-48x(R-x)^2y^3+8xy^5\Big]/\left((R-x)^2+y^2\right)^4\Big],$$
$$s_{xy}=M/(2p)\Big[\Big[4\left(R^2+x^2\right)(R-x)^4-24\left(R^2+x^2\right)(R-x)^2y^2+4\left(R^2+x^2\right)y^4-8Rx(R-x)^4+$$
$$+48Rx(R-x)^2y^2-8Rxy^4+16R(R-x)^3y^2-16R(R-x)y^4-16x(R-x)^3y^2-$$
$$-16x(R-x)y^4\Big]/\left((R-x)^2+y^2\right)^4-\Big[4\left(R^2+x^2\right)(R+x)^4-24\left(R^2+x^2\right)(R+x)^2y^2+$$
$$+4\left(R^2+x^2\right)y^4+8Rx(R+x)^4-48Rx(R+x)^2y^2+8Rxy^4+16R(R+x)^3y^2-$$
$$-16R(R+x)y^4+16x(R+x)^3y^2-16x(R+x)y^4\Big]/\left((R+x)^2+y^2\right)^4\Big],$$
$$s_{yy}=M/(2p)\Big[\Big[-8R^2(R-x)^3y+8R^2(R-x)y^3+16Rx(R-x)^3y-16Rx(R-x)y^3-$$
$$-8\left(x^2+y^2\right)(R-x)^3y+8\left(x^2+y^2\right)(R-x)y^3\Big]/\left((R-x)^2+y^2\right)^4-\Big[8R^2(R+x)^3y-$$
$$-8R^2(R+x)y^3+16Rx(R+x)^3y-16Rx(R+x)y^3+8\left(x^2+y^2\right)(R+x)^3y-$$
$$-8\left(x^2+y^2\right)(R+x)y^3\Big]/\left((R+x)^2+y^2\right)^4\Big].$$

Проведем сравнение полученных решений для диска $x^2+(y+R)^2=R^2$ с аналогичными результатами для полуплоскости $y\le 0$. Рассмотрим два случая:

1) Диск, на который действуют сосредоточенные силы ***P***, приложенные в точках $z_1=0$, $z_2=-2Ri$, и полуплоскость, нагруженную в начале координат сосредоточенной силой ***P***, нормальной к ее границе [2];

2) Диск, загруженный в точках $z_1=0$, $z_2=-2Ri$ самоуравновешенными моментами ***M***, и полуплоскость, нагруженную в начале координат моментом ***M*** [3].

На рис. 4, 5 представлены графики безразмерных напряжений $s_{yy}{}^0=pRs_{yy}/(2P)$ и $s_{yy}{}^*=2pR^2s_{yy}/M$ в диске (а) и полуплоскости (б) в сечениях $y/R=(-0.25,-0.5,-0.75,\ -1)$ - соответственно кривые 1 – 4.

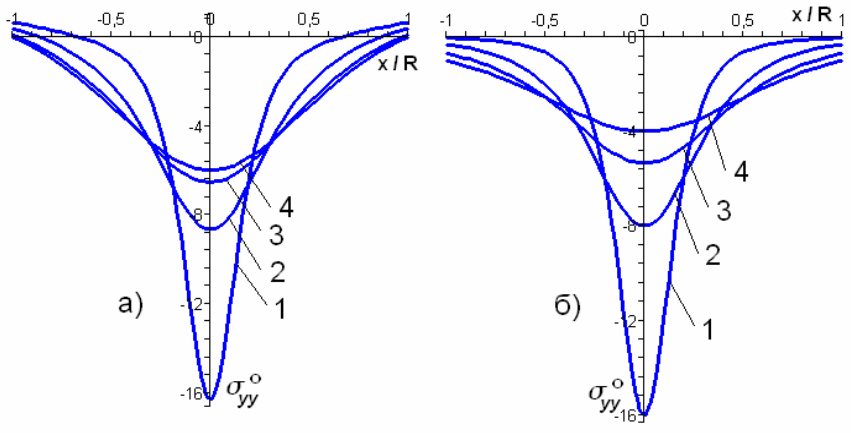


Рис. 4.

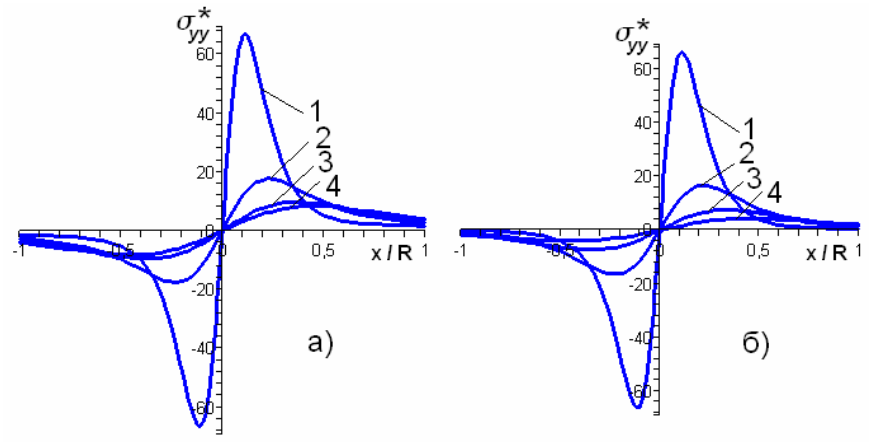


Рис. 5.

Таким образом, различия между значениями напряжений в диске и полуплоскости, увеличиваются по мере удаления от точки приложения сосредоточенной силы или момента.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-01-00171-а)

Список литературы

1. Колосов Г. В. // Применение комплексной переменной к теории упругости // Л.; М., 1935, 224 с.
2. Мусхелишвили Н. И. // Некоторые основные задачи математической теории упругости // М. 1966, 707 с.
3. Хан Х. // Теория упругости // М. «Мир» 1988, 343 с.
4. Даль Ю. М., Морщинина Д. А. // О напряженно-деформированном состоянии интраокулярной линзы (ИОЛ) // Вестник СПбГУ, сер. 1, 2008, вып. 4.

О БОЛЬШИХ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ СФЕРИЧЕСКИХ ИЗОТРОПНЫХ ОБОЛОЧЕК

Морщинина А. А.

Санкт-Петербургский государственный университет
morshinina_alina@mail.ru

Линейное решение осесимметричной задачи теории упругости для сферы. Рассмотрим полую изотропную сферу, загруженную внутренним давлением $p = const$.

Введем сферическую систему координат r, q, j, с началом в центре сферы (рис. 1). В силу симметрии задачи главными напряжениями являются $s_{rr}(r), s_{qq}(r), s_{jj}(r)$. В свою очередь, радиальное перемещение зависит только от координаты r, т. е. $u_r = u(r)$, а тангенциальные $u_j \equiv u_q \equiv 0$.

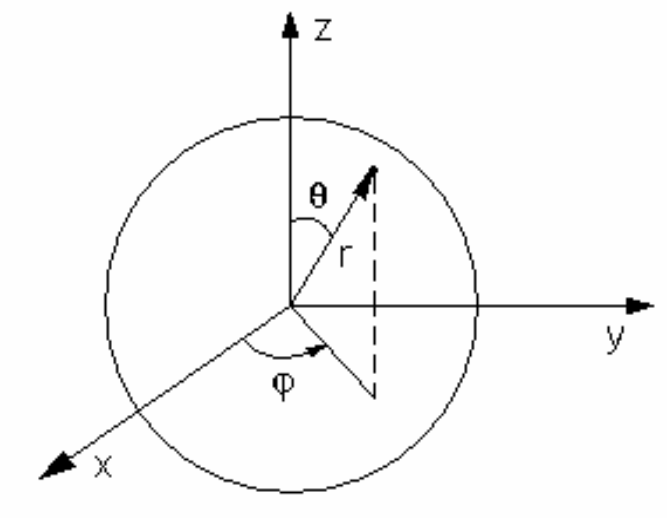


Рис. 1.

Положим коэффициент Пуассона $n = 0,5$, тогда согласно [1] формула для перемещения имеет вид

$$u(r) = \frac{p\left(R_1^0\right)^3\left(R_2^0\right)^3}{\left(R_2^0\right)^3 - \left(R_1^0\right)^3}\frac{3}{4E}\frac{1}{r^2}. \qquad (1)$$

Здесь E - модуль Юнга, R_1^0 и R_2^0 – значения внутреннего и внешнего радиусов сферы при $p = 0$.

В соответствии с (1) выражения для напряжений будут:

$$s_{rr} = -\frac{p\left(R_1^0\right)^3\left(R_2^0\right)^3}{\left(R_2^0\right)^3 - \left(R_1^0\right)^3}\frac{1}{r^3}, \qquad s_{qq} = s_{jj} = \frac{p\left(R_1^0\right)^3\left(R_2^0\right)^3}{2\left(\left(R_2^0\right)^3 - \left(R_1^0\right)^3\right)}\frac{1}{r^3}. \qquad (2)$$

Предположим теперь, что толщина сферы Δ_0 до деформации мала по сравнению с R_1^0 и R_2^0. Это допущение позволяет называть такую сферу «сферической оболочкой».

Введем новую переменную R_*^0 – радиус срединной поверхности недеформированной оболочки. Представим R_1^0 и R_2^0 через R_*^0 и Δ_0 следующим образом:

$$R_1^0 = R_*^0 - \frac{\Delta_0}{2},\ R_2^0 = R_*^0 + \frac{\Delta_0}{2}. \tag{3}$$

Тогда, осуществляя соответствующие преобразования, получим выражения (1) и (2) в виде

$$s_{rr} = -\frac{p\left(R_*^0\right)^4}{3\Delta_0}\frac{1}{r^3}, \qquad s_{qq} = s_{jj} = \frac{p\left(R_*^0\right)^4}{6\Delta_0}\frac{1}{r^3}. \tag{4}$$

$$u(r) = \frac{p\left(R_*^0\right)^4}{4E\Delta_0}\frac{1}{r^2}. \tag{5}$$

Геометрически нелинейная осесимметричная задача для сферической оболочки. В основу математического способа решения данной задачи положим дельта-метод [2]. В соответствии с ним, представим давление p как сумму последовательных нагружений: $p = \Delta p_1 + \Delta p_2 + \mathbf{K} + \Delta p_n \quad (n >> 1)$. При этом геометрически нелинейная задача сводится к простому суммированию n решений линейных задач для сферической оболочки, деформированная конфигурация которой определена по результатам $(n-1)$ предшествующих нагружений давлениями $\Delta p_i \left(i = \overline{1, n-1}\right)$.

Положим $p_1 = \Delta p_2 = \mathbf{K} = \Delta p_n = p/n$. Тогда, осуществляя необходимые преобразования, получим следующие замкнутые аналитические выражения для определения толщины и радиуса срединной поверхности сферической оболочки после деформации

$$\Delta_* = \Delta_0 \exp\left(-\frac{p}{2E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right), \qquad R_* = \lim_{n\to\infty} R_*^n = R_*^0 \exp\left(\frac{p}{4E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right). \tag{6}$$

Так же дельта-методом были получены соотношения для напряжений:

$$s_{rr} = -\frac{p\left(R_*^0 \exp\left(\frac{p}{4E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right)\right)^4}{3\Delta_0 \exp\left(-\frac{p}{2E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right)\left(R_*^0 \exp\left(\frac{p}{4E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right) + r_0 \exp\left(-\frac{p}{2E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right)\right)^3},$$

$$s_{qq} = s_{jj} = \frac{p\left(R_*^0 \exp\left(\frac{p}{4E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right)\right)^4}{6\Delta_0 \exp\left(-\frac{p}{2E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right)\left(R_*^0 \exp\left(\frac{p}{4E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right) + r_0 \exp\left(-\frac{p}{2E}\frac{R_*^0}{\Delta_0}\right)\right)^3}.$$

Здесь r_0 – отстояние точек оболочки от срединной поверхности до деформации.

Физически и геометрически нелинейная осесимметричная задача для полой сферы. Предположим, что процесс деформации является активным, нагружение простым, а материал тела несжимаемым. Тогда напряжения и деформации связаны между собой соотношениями деформационной теории пластичности [3]:

$$s_i = F(e_i),$$

$$s_{rr} - s = \frac{2s_i}{3e_i} e_{rr},\ s_{qq} - s = \frac{2s_i}{3e_i} e_{qq},\ s_{jj} - s = \frac{2s_i}{3e_i} e_{jj},$$

$$s = \left(s_{rr} + s_{qq} + s_{jj}\right),\ q = e_{rr} + e_{qq} + e_{jj} \tag{7}$$

$$e_i = \frac{\sqrt{2}}{3}\sqrt{\left(e_{qq} - e_{jj}\right)^2 + \left(e_{qq} - e_{rr}\right)^2 + \left(e_{jj} - e_{rr}\right)^2}$$

$$s_i = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{\left(s_{qq} - s_{jj}\right)^2 + \left(s_{qq} - s_{rr}\right)^2 + \left(s_{jj} - s_{rr}\right)^2}$$

Здесь $s_i = F(e_i) = f(r)$ - закон упругопластического деформирования. Вид функции F зависит только от материала тела.

Истинные деформации определяются по следующим формулам:

$$e_{rr} = \ln\left(1 + \frac{du}{dr}\right),\ e_{qq} = e_{jj} = \ln\left(1 + \frac{u}{r}\right). \tag{8}$$

Для решения задачи обозначим деформированную координату произвольной точки через

$$r_* = r + u(r),$$

где r - координата этой точки до деформации, а $u(r)$ - ее перемещение.

Так как материал сферы несжимаем, то параметр $q = 0$. Учитывая этот факт, получаем следующее уравнение

$$\frac{ds_{rr}}{dr} + \frac{2}{r_*}\frac{dr_*}{dr}\left(s_{rr} - s_{jj}\right) = 0. \tag{9}$$

Согласно формулам (7), (8)

$$s_{jj} = s_{qq},\ s_{jj} - s_{rr} = s_i. \tag{10}$$

Подставляя эти выражения в (9) и интегрируя полученное уравнение, приходим к следующему результату

$$s_{rr} = 2\int_{R_1}^{r} \frac{s_i r^2}{r^3 + a^3} dr + A,\quad (A = const). \tag{11}$$

Принимая во внимание краевые условия $s_{rr}\left(R_1^0\right) = -p$, $s_{rr}\left(R_2^0\right) = 0$ и полагая, что обобщенная кривая $s_i = F(e_i)$ имеет вид $s_i = Ae_i^{\frac{1}{n}}$ $(A = const, n = const, n \geq 10)$, после соответствующих выкладок находим

$$s_{rr} = 2\int_{R_1^0}^{r} \frac{\left(\frac{2}{3}\right)^{\frac{1}{n}} A\left[\ln\left(1 + a^3/r^3\right)\right]^{\frac{1}{n}} r^2}{r^3 + a^3} dr - 2A\left(\frac{2}{3}\right)^{\frac{1}{n}} \int_{R_1^0}^{R_2^0} \frac{\left[\ln\left(1 + a^3/r^3\right)\right]^{\frac{1}{n}} dr}{r\left(1 + a^3/r^3\right)},$$

$$s_{jj} = s_{qq} = \left(\frac{2}{3}\right)^{\frac{1}{n}} A\left[\ln\left(1+\frac{a^3}{r^3}\right)\right]^{\frac{1}{n}} + 2\int_{R_1^0}^{r} \frac{\left(\frac{2}{3}\right)^{\frac{1}{n}} A\left[\ln\left(1+\frac{a^3}{r^3}\right)\right]^{\frac{1}{n}} r^2}{r^3+a^3} dr - 2A\left(\frac{2}{3}\right)^{\frac{1}{n}} \int_{R_1^0}^{R_2^0} \frac{\left[\ln\left(1+\frac{a^3}{r^3}\right)\right]^{\frac{1}{n}} dr}{r\left(1+\frac{a^3}{r^3}\right)}.$$

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-01-00171-а)

Список литературы

1. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. // Теория упругости// М.:Наука. 1987. С. 248.
2. Дымников С. И., Лавендел Э. Э., Павловскис А.-М. А., Сниегс М. И.; Под ред. Лавендела Э. Э. // Прикладные методы расчета изделий из высокоэластичных материалов // Рига «Зинатне» 1980. С. 238.
3. Н. И Безухов // Основы теории упругости, пластичности и ползучести // М.: Высшая школа 1968. С 512.
4. Ю. М. Даль, Ю. Г. Пронина // Деформация шаровой поры в нелинейно-упругом теле // Известия РАН. Серия физическая, 2006, том 70, № 9, с. 1341-1343.
5. Даль Ю. М., Морщинина А. А. // Линейные и нелинейные математические модели склеры и сосудов зрительного нерва при глаукоме // Вестник СПбГУ, сер. 10, 2008, вып. 3.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Агиней Р.В. 287, 289
Азаров А.С. 163
Акшенцев Ю.Н. 227
Алексеева М.Ф. 316
Алехин В.П. 340, 342
Алешина Е.А. 62
Алешкевич Н.А. 96
Алиев Т.Т. 200
Андронов И.Н. 199,200,203,287,289
Анкудинов А.В. 22
Антонова О.В. 156
Арисова В.Н. 366
Ахметов Т.А. 307

Бадртдинов Г.С. 153
Бажин П.М. 313
Батрак В.В. 351
Белошенко В.А. 5
Биран В.В. 307
Бобович С.О. 75
Богданов Н.П. 200, 203
Божко С.И. 142
Бойко Ю.М. 363
Бойцов И.Е. 105
Борисенко Д.Н. 142
Борисенко Е.Б. 142
Борисова И.Ф. 245
Босин М.Е. 74
Босяков С.М. 354
Брагов А.М. 114
Бродова И.Г. 35
Бублик Е.С. 25
Будовских Е.А. 59
Бужланова Ю.В. 206
Буйнов А.Л. 22
Буравова С.Н. 231
Бурдуковский В.Г. 319
Бусько В.Н. 295
Бутенко И.Н. 245

Валиев Р.З. 3
Валитов В.А. 242
Варюхин В.Н. 5, 8
Васильев Б.Е. 301
Васильев В.Л. 222
Васильев Л.С. 126, 129
Вдовин Ю.А. 193
Веблая Т.С. 248
Венгринович В.Л. 295
Веремейчик А.И. 351, 354, 357, 360
Вершинина Т.Н. 234
Викарчук А.А. 15,17, 19
Виноградова М.Р. 153
Виноградова Н.И. 227
Власенкова Е.Ю. 17
Власов С.Н. 310
Возняк А.В. 5
Волков И.А. 332
Воронина С.В. 193

Гаврилов А.В. 160
Гаврюшин С.С. 200
Гаевская Т.В. 222
Гайдук И.Л. 222
Гапонцев В.Л. 132,136
Гапонцева Т.М. 132
Гасанов Ш.Г. 120
Гасанова С.А. 145
Глезер А.М. 76
Голованов А.И. 281
Голубовский Е.Р. 267
Гончарук В.А. 310
Гордлеева И.Ю. 332
Гордополов Ю.А. 231
Горельский В.А. 225
Горкунов Э.С. 295
Горохов А.А. 298
Графутин В.И. 123
Григорович К.В. 298
Григорук В.И. 248
Григорьев С.С. 156
Гришечкин С.К. 105
Громов В.Е. 55, 56, 58, 59, 62, 65, 67, 69
Грызунова Н.Н. 19
Гуревич Л.М. 366

Давыдов Д.И. 227
Даминов Р.Р. 209
Данилов В.Д. 292
Двойников Д.А. 87
Дворянкин А.В. 281
Денисов И. В. 271
Денисова Д.А. 17
Державинская Л.Ф. 99
Дерягин А.И. 132
Довгялло А.Г. 295
Дорогов М.В. 15
Дорофеев А.А. 292
Дручинина О.А. 234
Дудова Н.Р. 242

Ерохин Г.А. 225
Ершов В.И. 328
Ефимов О.Ю. 65

Забелин К.С. 52
Забелин С.Ф. 52
Заика Т.П. 8
Зайцев Д.В. 156
Залужный А.Г. 123
Захарина М.Ю. 169
Зеленская Г.И. 25
Зеленский В.А. 52
Зозуля Э.В. 25
Зубков А.И. 25, 27
Зуев Л.Б. 69

Иванов Ю.Ф. 55, 56, 58, 59, 65
Иванькова Е.М. 363
Ивченко В.А. 102
Ильинский А.И. 25
Илюхина О.В. 123
Имаев М.Ф. 304

Кабирова Д.Б. 304
Каганова И.И. 114
Казакова И.А. 340, 342
Казанцев А.Г. 172
Казанцева Н.В. 227
Кайбышев Р.О. 78
Калиниченко Д.И. 251
Калошкин С.Д. 292
Каманцев И.С. 319
Капранова А.И. 340, 342, 345
Капустин Р.Д. 274
Карасева Е.В. 245
Каролик А.С. 325
Касумов Е.В. 281
Кисель В.П. 263, 265
Князев С.А. 22
Козлов Э.В. 56, 58,65, 71
Коковихин Е.А. 87
Колесников Д.А. 234
Колесников Н.Н. 142
Колмогоров В.Л. 319
Колосков В.М. 187
Колубаев А.В. 62
Коновалов М.Н. 287
Коновалов С.В. 55,56, 58,62,65,69
Коновалова Е.В. 331
Копылов В.И. 325
Корепанова В.С. 287, 289
Корзунин Г.С. 32
Корниенко М.Е. 251
Корниенко Н.Е. 248
Коротаев А.Д. 29
Короткевич С.В. 75
Коротких Ю.Г. 332
Корсуков В.Е. 22
Корсукова М.М. 22
Костин В.Н. 219
Костылев И.В. 117
Котенева Н.В. 348
Котова Н.В. 69
Котречко С.А. 150
Кочетков А.В. 286
Кривина Л.А 157
Купреев А.В. 96
Купченко Г.В. 254
Куранаков С.Я. 257
Курилюк А.Н. 251
Кутлубаев Р.Г. 78
Кутовой С.Ю 248, 251
Кухаренко Ю.А. 310

Лаврентьев А.Г. 32
Ларькин В.Ф. 117
Лебедев Б.С. 105
Лебедев Д.В. 363
Лесюк Е. А. 84
Литвинов В.Л. 81
Лоладзе Л.В. 8
Ломунов А.К. 114
Луговская Е.И. 147
Лутфуллин Р.Я. 196

Магеррамова Л.А. 301
Мазилов А.В. 147
Мазилова Т.И. 150
Мазилова Ю.А. 147
Мазунин В.П. 87
Майонов А.В. 254
Макара В.А. 251
Макаров А.В. 38, 41, 45,107, 295
Малиновская В.А. 71
Малков И.Л. 105
Малыгин Г.А. 11
Малыгина И.Ю. 38, 41,45,107,295
Малыхин Д.Г. 245
Манукян Г.А. 139
Марихин В.А. 363
Мац А.В. 245
Мацокин В.П. 260
Мацокин Д.В. 260
Медведева Е.В. 102
Мельникова Е.А. 345
Меринов Н.Г. 172
Митлина Л.А. 153
Митряйкин В.И. 284
Михайловский И.М. 150
Мойзис С.Е. 274
Морщинина А.А. 367
Морщинина Д.А. 371
Москвичев А.Н. 99
Мочкина И.В. 292

Мошков В.Ю. 29
Мурашкин М.Ю. 3
Мухаметрахимов М.Х. 196
Мясищева Г.Г. 123
Мясников А.Л. 363
Мясникова Л.П. 363

Нам В.В. 284
Никифоренко В.Н. 74
Николаенко П.А. 172
Нистратов В.П. 316
Носкова Н.И. 32

Овчинников С.В. 29
Осинцева А.Л. 45
Осипова О.Ю. 78
Охотская А.В. 27

Панин А.В. 345
Панфилов П.Е. 156
Пахомова И.Н. 260
Первухин Л. Б. 172, 271, 274,237
Первухина О. Л. 271, 239
Перевезенцев В.Н. 3
Петров Е.В. 231
Петрушин Н.В. 267
Пинжин Ю.П. 29
Пинчук В.Г. 75
Повереннов Е.Ю. 286
Поздеева Н.А. 41
Поздеева Н.А. 107
Поко О.А. 254
Полетаев А.В. 231
Поляк П.Л. 310
Поляков Л.В. 114
Попов Н.Н. 111, 114, 117
Попова Н.А. 71
Порошков А.В. 218
Потапов А.И. 87
Потепалова И.В. 301
Прокопьев Е.П. 123
Пронин А.И. 200
Пронин И.И. 22
Пронина Ю.Г. 212
Прохоров А.И. 340, 342,345
Пудов В.И. 175, 178, 181, 184, 187,193
Пуровская О.Г. 222

Радионова Л.В. 206
Радованова Е.И. 363
Рихтер Д.В. 237
Родионов Д.П. 227
Рустамов Б.Э. 322

Савенко В.С. 90
Саврай Р.А. 41, 45
Сажина Е.Ю 219
Сазонов М.И. 351, 354, 357
Сайков И.В. 239
Салищев Г.А. 209
Самарский Д.С. 366
Саркисян С. О. 335
Сбойчаков А.М. 310
Светлов И.Л. 267
Свиридова В.В. 96
Сенатрев А.Н. 307
Сергиенко В.П. 96, 307
Скворцова Н. П. 174
Смирнова Л.А. 316
Соболев А.С. 175, 178, 181, 187, 189, 193
Соковиков М.А. 166
Соколенко В.И. 245
Сомова В.М. 219
Сорокин В.А. 157
Соснин О.В. 58
Стебленко Л.П. 251
Степанова Н.Н. 227
Столбоушкина О.А. 69
Столин А.М. 313
Столяров В.В. 48
Суворова Е.Б. 117
Сударчиков В.А. 292

Тарасенко Ю.П. 157
Тарасов И.С. 332
Тельнов А.В. 117
Тепленичева А.С. 314, 315
Терешатов В.В. 99
Тимонина А.В. 142
Тимошенков С.П. 123
Толкачёв В.Ф. 225
Трушникова А.С. 298
Трыков Ю.П. 366
Туманов Н.В. 277

Уляшева Л.А. 203

Фарманян А. Ж. 335
Федосеев В.Б. 169
Федосеев М.С. 99
Федосеева Е.Н. 316
Филиппов Ю.И. 227
Фроленкова Л.Ю. 93
Фунтиков Ю.В. 123

Хвисевич В.М. 351, 354, 360
Холодарь Б.Г. 215
Хорев И.Е. 225

Царькова Т.П. 219
Цветкова Е.В. 332
Цыбульская Л.С. 222
Цыганов Д.Л. 357

Чердынцев В.В. 292
Черкасова С.А. 267
Чесноков С.А. 169
Чудновский А.Д. 172

Шарандо В.И. 325
Шарков Б.Ю. 123
Шахназаров К. Ю. 314, 315
Шахназаров Ю. В. 314, 315
Шевченко В.Б. 251
Шибаев С.С. 298
Ширинкина И.Г. 35
Ширинов Т.М. 67
Шоркин В.С. 93, 163
Шувалов В.А. 281, 284
Шут В.Н. 160

Щербань М.Ю. 3

Эфрос Б.М. 8
Эфрос Н.Б. 8

Юркевич К.С. 354
Юрьев А.Б. 65
Юрьева Н.В. 292
Юхимчук А.А. 105

Causey R. 105
Glugla M. 105
Hassanein A. 105

СОДЕРЖАНИЕ

Валиев Р.З. (Уфа) ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН И СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ	3
Перевезенцев В.Н., Щербань М.Ю., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З. (Н.Новгород, Уфа) НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ И ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570	3-4
Белошенко В.А., Варюхин В.Н., Возняк А.В., Возняк Ю.В. (Донецк/Украина) РАВНОКАНАЛЬНАЯ МНОГОУГЛОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ КАК МЕТОД УПРОЧНЕНИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ.	5-7
Варюхин В.Н., Эфрос Н.Б., Заика Т.П., Лоладзе Л.В., Эфрос Б.М. (Донецк/Украина) СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ	8-10
Малыгин Г.А. (Санкт-Петербург) НАНОРАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИЯХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	11-14
Викарчук А. А., Дорогов М.В. (Тольятти) ФИЗИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ВЫРАЩИВАНИЯ МИКРОИЗДЕЛИЙ ИЗ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНООБЪЕКТОВ	15-16
Денисова Д.А., Власенкова Е.Ю., Викарчук А.А. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ФОРМУ И СТРУКТУРУ ЧАСТИЦ МЕДИ С ПЯТЕРНОЙ СИММЕТРИЕЙ.	17-19
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н. (Тольятти) РОСТ МИКРОТРУБОК ИЗ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ СТЕРЖНЕЙ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ	19-22
Анкудинов А.В., Князев С.А., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Буйнов А.Л., Пронин И.И. (Санкт-Петербург) ПОЛУЧЕНИЕ ПОДЛОЖЕК НА ОСНОВЕ ХОЛОДНОКАТАНЫХ ПЛАТИНОВЫХ ФОЛЬГ, ПЕРСПЕКТИВНЫХ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НАНОСЕНСОРОВ	22-24
Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И., Бублик Е.С. (Харьков/Украина) О ЗАВИСИМОСТИ ТИПА ХОЛЛА-ПЕТЧА В НАНОКОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ.	25-26
Зубков А.И., Охотская А.В. (Харьков/Украина) ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ КОНДЕНСИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ФОЛЬГ НА ОСНОВЕ МЕДИ.	27-29
Мошков В.Ю. , Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П., Овчинников С.В. (Томск) МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TiN, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ.	29-31
Лаврентьев А.Г., Носкова Н.И., Корзунин Г.С. (Екатеринбург) ДИАГНОСТИКА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИТОМЯГКИХ МАТЕРИАЛОВ	32-35
Бродова И.Г., Ширинкина И.Г. (Екатеринбург) ТВЁРДОРАСТВОРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ И ЕГО РОЛЬ В ОБРАЗОВАНИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	35-37
Макаров А.В., Малыгина И.Ю. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ КРЕМНИЕМ (1,66–4,20 МАС. %) НА ТВЕРДОСТЬ И ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИМ	38-41

ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ	
Макаров А.В., Малыгина И.Ю., Саврай Р.А., Поздеева Н.А. (Екатеринбург) ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С УПРОЧНЕННЫМ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ	41-44
Макаров А.В., Осинцева А.Л., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Cr–Ni и Cr–Ni–Co ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОПОРОШКОВОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ	45-48
Столяров В.В. (Москва) НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	48-51
Забелин С.Ф., Забелин К.С., Зеленский В.А. (Чита, Москва) МОРФОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОФАЗНЫХ СИСТЕМ НА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.	52-54
Ivanov Yu.F., Gromova A.V., Konovalov S.V., Gromov V.E. (Novokuznetsk) EVOLUTION OF DISLOCATION SUBSTRUCTURE TYPES IN THE PROCESS OF LONG SERVICE LIFE	55-56
Ivanov Yu.F., Gromova A.V., Konovalov S.V., Kozlov E.V. (Novokuznetsk, Tomsk) FORMATION OF THE STRUCTURE-PHASE STATES IN CARBON STEEL BY ELECTRON BEAM TREATMENT	56-57
Sosnin O.V., Gromova A.V., Kozlov E.V., Ivanov Y.F., Konovalov S.V. (Novokuznetsk, Tomsk) STRUCTURE STATES EVOLUTION UNDER THE STEEL FATIGUE TESTS	58-59
Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк) ФОРМИРОВАНИЕ ЗОНЫ ОДНО- И ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ	59-62
Алешина Е.А., Колубаев А.В., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк) О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЕ ВЫСОКОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ	62-65
Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ АРМАТУРЫ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА	65-66
Ширинов Т.М., Глезер А.М., Громов В.Е. (Новокузнецк, Москва) ФОРМИРОВАНИЕ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ Fe–Co СПЛАВА	67-68
Котова Н.В., Коновалов С.В., Зуев Л.Б., Громов В.Е., Столбоушкина О.А. (Новокузнецк, Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОТЕНЦИАЛА НА ПРОЦЕСС ПОЛЗУЧЕСТИ МЕДИ	69-70
Козлов Э.В., Попова Н.А., Малиновская В.А. (Томск, Новокузнецк) ИСТОЧНИКИ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	71-73
Никифоренко В.Н., Босин М.Е. (Харьков/Украина) СЕТКА БАЗИСНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЦИНКА КАК ГЕНЕРАТОР ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ КОЛЕБАНИЙ.	74

Пинчук В.Г., Короткевич С.В., Бобович С.О. (Гомель/Беларусь) ДЕФОРМАЦИОННАЯ ПРЕДЫСТОРИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА ПРИ ТРЕНИИ	75-77
Осипова О.Ю. , Кайбышев Р.О., Кутлубаев Р.Г. (Уфа, Белгород) ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ НА СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА МА2-1ПЧ И ХАРАКТЕРИСТИКИ ЕГО ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПРАТУРАХ.	78-80
Литвинов В.Л. (Самара) ИЗГИБНЫЕ КОЛЕБАНИЯ БАЛКИ ПЕРЕМЕННОЙ ДЛИНЫ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ С ДВИЖУЩИМИСЯ ГРАНИЦАМИ	81-83
Лесюк Е. А. (Москва) ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ ОТ ЭФФЕКТИВНОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ	84-86
Двойников Д.А., Коковихин Е.А., Мазунин В.П., Потапов А.И. (Екатеринбург) АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ ПЛАСТОМЕТРИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	87-90
Савенко В.С. (Мозырь/Беларусь) ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО АЛЮМИНИЯ	90-93
Шоркин В.С., Фроленкова Л.Ю. (Орел) РАСЧЕТ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В РАМКАХ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ	93-95
Сергиенко В.П., Купреев А.В., Свиридова В.В., Алешкевич Н.А. (Гомель/Беларусь) ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ ФРИКЦИОННЫХ ДИСКОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ	96-98
Федосеев М.С., Терешатов В.В., Державинская Л.Ф., Москвичев А.Н. (Пермь, Н.Новгород) ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ЭПОКСИДНЫХ СВЯЗУЮЩИХ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ОРГАНО-, СТЕКЛОПЛАСТИКОВ И ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТЬЮ, ДЕФОРМАТИВНОСТЬЮ И ТЕПЛОСТОЙКОСТЬЮ.	99-101
Ивченко В.А., Медведева Е.В. (Екатеринбург) ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЪЕМАХ ПЛАТИНЫ, ОБЛУЧЕННОЙ УСКОРЕННЫМИ ИОНАМИ АРГОНА	102-104
Бойцов И.Е., Гришечкин С.К., Glugla M., Causey R., Hassanein A., Лебедев Б.С., Малков И.Л., Юхимчук А.А. (Саров, Karlsruhe/Германия, Sandia/США, Argonne/США) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТА СТАЛИ 12Х18Н10Т, СОДЕРЖАЩЕЙ ДО 250 appm РАДИОГЕННОГО ^{3}He	105-107
Макаров А.В., Поздеева Н.А., Малыгина И.Ю. (Екатеринбург) ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ НАНОКРИСТАЛИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТА ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКОЙ И ЦЕМЕНТАЦИЕЙ	107-110
Попов Н.Н. (Саров) СОЗДАНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-МЕТОДИЧЕСКОЙ БАЗЫ И ЕЕ ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	111-114
Попов Н.Н., Брагов А.М., Каганова И.И., Ломунов А.К., Поляков Л.В. (Саров, Н.Новгород) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Ti–Ni–Fe	114-116

Попов Н.Н., Костылев И.В., Ларькин В.Ф., Суворова Е.Б., Тельнов А.В.(Саров) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК НИКЕЛИДА ТИТАНА МАРКИ ТН1 ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЭЛЕКТРОННОГО И ТОРМОЗНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	117-119
Гасанов Ш.Г. (Баку/Азербайджан) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИНЫ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ПОКРЫТИЯ И УПРУГОГО ОСНОВАНИЯ.	120-122
Шарков Б.Ю., Графутин В.И., Залужный А.Г., Илюхина О.В., Мясищева Г.Г., Прокопьев Е.П., Тимошенков С.П., Фунтиков Ю.В. (Москва) О ВОЗМОЖНОСТИ ИССЛЕДОВАНИЯ ПОРИСТЫХ СИСТЕМ И НАНОМАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	123-125
Васильев Л.С. (Ижевск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	126-129
Васильев Л.С. (Ижевск) МЕХАНИЗМ АНОМАЛЬНО БЫСТРОЙ ДИФФУЗИИ В МЕТАЛЛАХ ПРИ УДАРНЫХ И ВЗРЫВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ.	129-132
Гапонцев В.Л.. Дерягин А.И., Гапонцева Т.М. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА.	132-135
Гапонцев В.Л. (Екатеринбург) ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ СЕТКИ ДИСКЛИНАЦИЙ В СПЛАВАХ ЗАМЕЩЕНИЯ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	136-138
Манукян Г.А. (Ереван/Армения) ОТРАЖЕНИЕ УПРУГОСПИНОВЫХ ВОЛН ОТ ГРАНИЦЫ ФЕРРОМАГНИТНОГО ПОЛУПРОСТРАНСТВА	139-141
Колесников Н.Н., Борисенко Е.Б., Тимонина А.В., Борисенко Д.Н., Божко С.И. (Черноголовка) НАНОРАЗМЕРНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ ZnSe.	142-145
Гасанова С.А. (Орел) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НАНОМЕТРОВОЙ ПЛОСКОЙ ВОЛНЫ С ГРАНИЦЕЙ РАЗДЕЛА УПРУГИХ СРЕД	145-146
Мазилов А.В., Луговская Е.И., Мазилова Ю.А. (Харьков/Украина) РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ХРУПКИХ КРИСТАЛЛОВ	147-149
Kotrechko S.A., Mazilova T.I. , Mikhailovskij I.M. (Киев/Украина, Харьков/Украина) EXPERIMENTAL DETERMINATION OF IDEAL STRENGTH OF MONOCRYSTALS AND INHERENT STRENGTH OF GRAIN BOUNDARIES IN METALS	150-152
Митлина Л.А., Виноградова М.Р., Бадртдинов Г.С. (Самара) РОЛЬ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ФОРМИРОВАНИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛЕЙ	153-156
Зайцев Д.В., Григорьев С.С., Антонова О.В., Панфилов П.Е. (Екатеринбург) РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИН В ДЕНТИНЕ	156
Тарасенко Ю.П., Сорокин В.А., Кривина Л.А (Н.Новгород) МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ МАЛОГАБАРИТНЫХ ДЕТАЛЕЙ ПАР ТРЕНИЯ МЕТОДОМ НАНЕСЕНИЯ TiN-ПОКРЫТИЯ	157-159

Шут В.Н., Гаврилов А.В. (Витебск/Беларусь) РАЗРУШЕНИЕ ПТКС-ТЕРМОРЕЗИСТОРОВ ПО МЕХАНИЗМУ РАССЛОЕНИЯ	160-162
Азаров А.С., Шоркин В.С. (Орел) УЧЕТ ВЛИЯНИЯ ТРЕХЧАСТИЧНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СПЛОШНОЙ УПРУГОЙ СРЕДЕ НА ЕЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ	163-165
Соковиков М.А. (Пермь) ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА ПРИ ВЫСОКО-СКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ.	166-169
Захарина М.Ю., Чесноков С.А., Федосеев В.Б. (Н.Новгород) ОСОБЕННОСТИ ФОТОПОЛИМЕРИЗАЦИИ МОНОМЕРОВ МЕТАКРИЛОВОГО РЯДА КАК РЕЗУЛЬТАТ МЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ АССОЦИАТОВ.	169-171
Первухин Л.Б., Николаенко П.А., Казанцев А.Г., Чудновский А.Д., Меринов Н.Г. (Москва, Черноголовка) ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОСУДА ПРИ ЕГО ВЗРЫВНОМ НАГРУЖЕНИИ.	172-173
Скворцова Н. П. (Москва) НЕУСТОЙЧИВОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ ФЛЮОРИТА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	174
Пудов В.И., Соболев А.С. (Екатеринбург) ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ 40Х	175-177
Пудов В.И., Соболев А.С. (Екатеринбург) КОМБИНИРОВАННАЯ ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ ИЗ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ	178-180
Пудов В.И., Соболев А.С. (Екатеринбург) СИНТЕЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С НАНОДИСПЕРСНОЙ КОМПОНЕНТОЙ	181-183
Пудов В.И. (Екатеринбург) ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ α-ФАЗЫ В НЕСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ	184-186
Колосков В.М., Пудов В.И., Соболев А.С. (Екатеринбург) ПРОБЛЕМА СТРУКТУРНОЙ И ФАЗОВОЙ УСТОЙЧИВОСТИ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	187-189
Соболев А.С. (Екатеринбург) РАЗВИТИЕ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКИХ ОСНОВ МАГНИТОРЕЗОНАНСНОГО КОНТРОЛЯ И ДИАГНОСТИКИ ГЕТЕРОГЕННО-ДИСПЕРСНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	189-192
Воронина С.В., Вдовин Ю.А., Соболев А.С., Пудов В.И. (Екатеринбург) МАГНИТНЫЙ КОНТРОЛЬ СТАЛЬНЫХ КАНАТОВ ГОРНО-ШАХТНОГО ОБОРУДО-ВАНИЯ	193-195
Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я. (Уфа) ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	196-198
Андронов И.Н. (Ухта) ОБРАТИМЫЕ И НЕОБРАТИМЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С КАНАЛАМИ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ.	199-200
Андронов И.Н., Алиев Т.Т., Богданов Н.П., Гаврюшин С.С.,. Пронин А.И. (Ухта, Москва) КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТРУБОПРОВОДА С УЧЕТОМ НАЛИЧИЯ	200-202

МАКРОДЕФЕКТОВ.	
Андронов И.Н., Богданов Н.П., Уляшева Л.А. (Ухта) АНАЛИТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОПИСАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЧЕРЕЗ ИНТЕРВАЛЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ ПОД НАГРУЗКОЙ.	203-205
Радионова Л.В., Бужланова Ю.В. (Магнитогорск) ПРИНЦИПЫ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРО- И СВОЙСТВООБРАЗОВАНИЕМ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПРОВОЛОКИ ПОД МЕТАЛЛОКОРД	206-208
Даминов Р.Р., Салищев Г.А. (Уфа, Белгород) КРИОГЕННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В ТИТАНЕ	209-211
Пронина Ю.Г. (Санкт-Петербург) ДОЛГОВЕЧНОСТЬ УПРУГОЙ ТРУБЫ ПРИ СОВМЕСТНОМ ДЕЙСТВИИ ОСЕВОЙ СИЛЫ И ДАВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННЫХ СРЕД	212-215
Холодарь Б.Г. (Брест/Беларусь) К ВОПРОСУ О ДИНАМИЧЕСКОМ ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА	215-217
Порошков А.В. (Н.Новгород) ВКЛАД ПОЛОС ПЕРЛИТА В ПРЕДЕЛ ПРОЧНОСТИ ТРУБНОЙ СТАЛИ	218
Костин В.Н., Царькова Т.П., Сомова В.М., Сажина Е.Ю (Екатеринбург) ОДНО- И МНОГОПАРАМЕТРОВЫЙ МАГНИТНЫЙ КОНТРОЛЬ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ	219-221
Цыбульская Л.С., Гайдук И.Л., Васильев В.Л., Гаевская Т.В., Пуровская О.Г. (Минск/Беларусь) УПРОЧНЕНИЕ РЕЖУЩИХ ДИСКОВ СОЗДАНИЕМ МНОГОСЛОЙНОГО АЛМАЗ-СОДЕРЖАЩЕГО ПОКРЫТИЯ	222-224
Горельский В.А., Ерохин Г.А., Толкачёв В.Ф., Хорев И.Е. (Томск) ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СОУДАРЕНИЯ УДАРНИКОВ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ С ПРЕГРАДАМИ И КОНСТРУКЦИЯМИ	225-227
Родионов Д.П., Филиппов Ю.И., Виноградова Н.И., Казанцева Н.В., Акшенцев Ю.Н., Степанова Н.Н., Давыдов Д.И. (Екатеринбург) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni_3Al	227-230
Буравова С.Н., Гордополов Ю. А., Петров Е.В., Полетаев А.В. (Черноголовка) ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ	231-233
Вершинина Т.Н., Дручинина О.А., Колесников Д.А. (Белгород) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ВТ6 И ВТ16	234-236
Рихтер Д.В., Первухина О.Л., Первухин Л.Б. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА И СХЕМЫ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ СЛОЁВ В БИМЕТАЛЛЕ, ПОЛУЧЕННОМ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ	237-238
Первухина О.Л., Сайков И.В. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА КОМПАКТИРОВАНИЯ ВЗРЫВОМ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПАКТОВ.	239-241

Дудова Н.Р., Валитов В.А. (Уфа) ЭФФЕКТ ПОРТЕВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ С РАЗЛИЧНЫМ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ	242-245
Борисова И.Ф., Бутенко И.Н., Карасева Е.В., Малыхин Д.Г., Мац А.В., Соколенко В.И. (Харьков/Украина) ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМООБРАБОТОК, НА ОСОБЕННОСТИ ПОЛЗУЧЕСТИ ЦИРКОНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300–700 К	245-247
Корниенко Н.Е., Григорук В.И., Кутовой С.Ю, Веблая Т.С. (Киев/Украина) ПРИМЕНЕНИЕ СПЕКТРОСКОПИИ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ ОБЕРТОНОВ И ИНДУЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПОЛОС ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	248-250
Корниенко М.Е., Макара В.А., Стебленко Л.П., Калиниченко Д. И, Курилюк А.Н., Кутовой С.Ю., Шевченко В.Б. (Киев/Украина) ДОЛГОВРЕМЕННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ И ХИМИЧЕСКИХ СВЯЗЕЙ КРЕМНИЯ ПРИ ДЕЙСТВИИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ И МИКРОВОЛНОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	251-253
Купченко Г.В., Поко О.А., Майонов А.В. (Минск/Беларусь) О ВЛИЯНИИ АЛЮМИНИЯ НА СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	254-256
Куранаков С.Я. (Барнаул) ПРИМЕНЕНИЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОГО ПОДХОДА К ОПИСАНИЮ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ НАЛОЖЕНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ	257-259
Мацокин Д.В., Пахомова И.Н., Мацокин В.П. (Харьков/Украина) ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВЕЛИЧИНЫ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ	260-262
Kisel V.P. (Черноголовка) THE UNITY OF MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS AND POLYMERS IN DEFORMATION RANGE OF $\varepsilon \sim 10^{-8}$ TO $\varepsilon \leq 10^{3}$ UNDER LOW AND SHOCK-WAVE STRESSES	263-265
Kisel V.P. (Черноголовка) DIRECT EVIDENCE OF THE SAME MICROMECHANISMS OF HARDENING AND SOFTENING OF ALL TYPES OF SOLIDS ALONG THEIR DEFORMATION CURVES	265-267
Голубовский Е.Р., Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Черкасова С.А.(Москва) МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	267-270
Денисов И. В., Первухин Л. Б., Первухина О. Л. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА ДЕФОРМАЦИЮ ЗАГОТОВОК ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ	271-273
Капустин Р.Д., Первухин Л.Б., Мойзис С.Е. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРУ ЯЧЕИСТЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ЖАРОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО МЕТОДУ ВСПУЧИВАНИЯ.	274-276
Туманов Н.В. (Москва) МЕХАНИЗМ РАССЛАИВАНИЯ-РАЗРЫВА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ И СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	277-280

Дворянкин А.В., Голованов А.И., Касумов Е.В., Шувалов В.А. (Казань) О СИЛОВОМ АНАЛИЗЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ С ГИБКИМИ ЗВЕНЬЯМИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.	281-283
Митряйкин В.И., Нам В.В., Шувалов В.А. (Казань) ПРИМЕНЕНИЕ СПИРАЛЬНОГО КОМПЬЮТЕРНОГО ТОМОГРАФА ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ ВЕРТОЛЕТА.	284-285
Кочетков А.В., Повереннов Е.Ю. (Н.Новгород) ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОНИКАНИЯ УДАРНИКОВ В МЕРЗЛЫЕ ГРУНТЫ	286
Андронов И.Н., Агиней Р.В., Коновалов М.Н., Корепанова В.С. (Ухта) АНАЛИЗ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В СТАЛЬНЫХ СТЕРЖНЯХ МЕТОДОМ ТВЕРДОМЕТРИИ.	287-289
Агиней Р.В., Андронов И.Н., Корепанова В.С. (Ухта) АНАЛИЗ ВИДА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СТЕНОК ГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ КОЭРЦИТИМЕТРИЧЕСКИМ МЕТОДОМ.	289-291
Чердынцев В.В., Калошкин С.Д., Сударчиков В.А., Дорофеев А.А., Данилов В.Д., Мочкина И.В., Юрьева Н.В. (Москва, Саров) ПРОЧНОСТНЫЕ И АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА НАПОЛНЕННОГО БРОНЗОЙ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА	292-294
Венгринович В.Л., Бусько В.Н., Довгялло А.Г., Макаров А.В., Горкунов Э.С., Малыгина И.Ю. (Минск/Беларусь, Екатеринбург) ОЦЕНКА СТЕПЕНИ МЕХАНИЧЕСКОГО ИЗНАШИВАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ МАГНИТНЫХ ШУМОВ	295-298
Трушникова А.С., Шибаев С.С., Григорович К.В., Горохов А.А. (Москва) МЕТОДЫ ОЦЕНКИ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ЧИСТОЙ СТАЛИ И ПРОГНОЗ ЕЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ	298-300
Васильев Б.Е., Магеррамова Л.А., Потепалова И.В. (Москва) УЧЕТ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ ПРОВЕДЕНИИ ПРОЧНОСТНЫХ РАСЧЕТОВ ЛОПАТОК ТУРБИН ГТД	301-303
Имаев М.Ф. , Кабирова Д.Б. (Уфа) МИКРОСТРУКТУРА И ТЕКСТУРА ВТСП КЕРАМИКИ YBa2Cu3O7-x , ДЕФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	304-307
Сенатрев А.Н., Биран В.В., Ахметов Т.А., Сергиенко В.П. (Гомель/Беларусь) ЗАВИСИМОСТЬ ИНТЕНСИВНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ ФТОРПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ ОТ ИХ СОСТАВА И УСЛОВИЙ В ЗОНЕ ФРИКЦИОННОГО КОНТАКТА	307-309
Сбойчаков А.М., Гончарук В.А., Власов С.Н., Поляк П.Л., Кухаренко Ю.А. (Москва) СТАТИСТИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ КЛАСТЕРИЗАЦИИ ТРЕЩИН И ОБРАЗОВАНИЕ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ В НАПРЯЖЕННОМ УПРУГОМ МАТЕРИАЛЕ	310-312
Бажин П.М., Столин А.М. (Черноголовка) ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ РЕОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЦЕСС ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	313-314
Шахназаров К. Ю., Тепленичева А. С., Шахназаров Ю. В. (Санкт-Петербург) АБОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ СТАЛИ С ~ 0,5% С КАК СЛЕДСТВИЕ КАЧЕСТВЕННОГО ИЗМЕНЕНИЯ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	314
Шахназаров К. Ю., Тепленичева А. С., Шахназаров Ю. В. (Санкт-Петербург) ПЛАСТИЧНОСТЬ, НАВЕДЕННАЯ ПРЕВРАЩЕНИЕМ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ~ 600 И 900^0 С	315

Шахназаров К. Ю., Тепленичева А. С., Шахназаров Ю. В. (Санкт-Петербург) ХРУПКОСТЬ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА С % C> ~0,5 КАК СЛЕДСТВИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ГЕНЕАЛОГИИ АТОМОВ Fe В НЕМ	315
Федосеева Е.Н., Алексеева М.Ф., Нистратов В.П., Смирнова Л.А. (Н.Новгород) СВЯЗЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЛЕНОК ХИТОЗАНА С МОЛЕКУЛЯРНОЙ МАССОЙ ПОЛИСАХАРИДА И СОСТАВОМ РАСТВОРИТЕЛЯ.	316-318
Колмогоров В.Л., Бурдуковский В.Г., Каманцев И.С. (Екатеринбург) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЁННОСТИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ НА ОСНОВЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ	319-321
Рустамов Б.Э. (Баку/Азербайджан) РАЗРУШЕНИЕ ГОРЯЩЕГО ТВЕРДОГО ТОПЛИВА	322-324
Каролик А.С., Шарандо В.И., Копылов В.И. (Минск/Беларусь) ВОЗВРАТ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ НИКЕЛЯ ПОСЛЕ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ ПО ИЗМЕРЕНИЯМ ТЕРМОЭДС	325-327
Ершов В.И. (Анапа) ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ С УЧЕТОМ ФИЗИЧЕСКОЙ НЕЛИНЕЙНОСТИ	328-331
Коновалова Е.В. (Сургут) EBSD ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВЕРХПЛАСТИЧНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Al-Li	331
Волков И.А., Коротких Ю.Г., Тарасов И.С. Цветкова Е.В., Гордлеева И.Ю. (Н.Новгород) МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСНОВНЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ НА БАЗЕ КОНЦЕПЦИИ МЕХАНИКИ ПОВРЕЖДЕННОЙ СРЕДЫ	332-334
Саркисян С. О., Фарманян А. Ж. (Гюмри/Армения) МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ДВУХСЛОЙНОЙ МИКРОПОЛЯРНОЙ УПРУГОЙ ПЛАСТИНКИ	335-339
Капранова А.И., Прохоров А.И., Алехин В.П., Казакова И.А (Москва) КИНЕТИЧЕСКОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ НАНОМАТЕРИАЛА – СТАЛИ 45 ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ	340-342
Капранова А.И., Прохоров А.И Алехин.В.П. Казакова И.А. (Москва) ПОТЕРИ НА ГИСТЕРЕЗИС В НАНОМАТЕРИАЛАХ.	342-344
Панин А.В. Мельникова Е.А. Капранова А.И. Прохоров А.И. (Москва) ИССЛЕДОВАНИЕ ПЕРИОДИЧНОСТИ ЧЕРЕДОВАНИЯ ФАЗ В ОБРАЗЦАХ (ЭК-181)	345-347
Котенева Н.В. (Барнаул) КОНТАКТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ПРИ НОРМАЛЬНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	348-350
Батрак В.В., Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М. (Брест/Беларусь) ПОВЕРХНОСТНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЧУГУНА	351-353
Босяков С.М., Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Юркевич К.С. (Минск/Беларусь, Брест/Беларусь) ТЕМПЕРАТУРНЫЙ И СТАТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ПОВЕРХНОСТНОГО ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ В ANSYS	354-356
Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Цыганов Д.Л. (Брест/Беларусь) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ CVD-МЕТОДА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ ТВЕРДОСПЛАВНОГО РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	357-359

Веремейчик А.И., Хвисевич В.М. (Брест/Беларусь) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ГИУ В РАСЧЕТАХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И ТЕРМОНАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОМ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ	360-362
Мясникова Л.П., Бойко Ю.М, Иванькова Е.М., Лебедев Д.В, Марихин В.А., Мясников А.Л., Радованова Е.И. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НАСЦЕНТНЫХ ЧАСТИЦ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА НА ИХ СПОСОБНОСТЬ К СПЕКАНИЮ И СОЗДАНИЮ ПРОЧНОГО МАТЕРИАЛА	363-365
Арисова В.Н., Трыков Ю.П., Самарский Д.С., Гуревич Л.М. (Волгоград) ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ НА ДЕФОРМАЦИЮ СЛОЕВ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ	366-367
Морщинина А.А. (Санкт-Петербург) ПЛОСКАЯ ЗАДАЧА ТЕОРИИ УПРУГОСТИ ДЛЯ КРУГОВОГО ДИСКА, ЗАГРУЖЕННОГО СОСРЕДОТОЧЕННЫМИ САМОУРАВНОВЕШЕННЫМИ УСИЛИЯМИ	367-370
Морщинина Д.А. (Санкт-Петербург) О БОЛЬШИХ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ СФЕРИЧЕСКИХ ИЗОТРОПНЫХ ОБОЛОЧЕК	371-374
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	375-378
СОДЕРЖАНИЕ	379-388

Научное издание

XLVII МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

Материалы конференции. Часть. 2.
(1–5 июля 2008 года, г. Нижний Новгород, Россия)

Публикуется в авторской редакции

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е.В.
