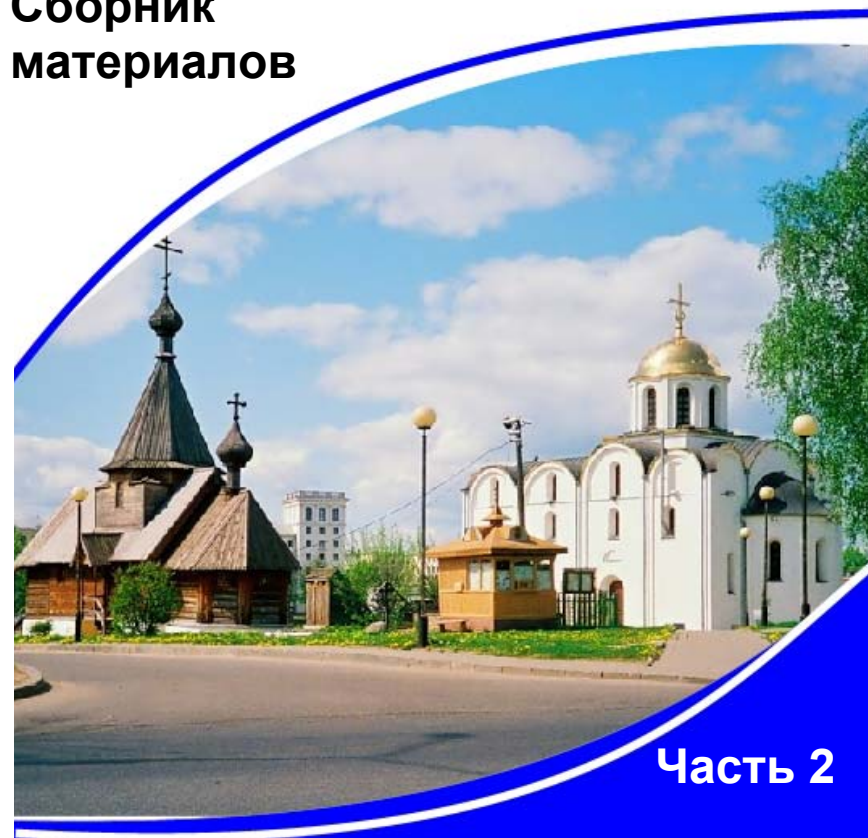


50 Международный симпозиум

# «Актуальные проблемы прочности»

*27 сентября –1 октября 2010 года  
Витебск, Беларусь*

**Сборник  
материалов**



**Часть 2**

Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности  
материалов

Министерство образования Республики Беларусь

Национальная академия наук Беларуси

Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь

Научный Совет РАН по физике конденсированных сред

Белорусский республиканский фонд фундаментальных исследований

Витебский областной исполнительный комитет

УО «Витебский государственный технологический университет»

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»

**50**

**Международный научный симпозиум**

**«Актуальные  
проблемы прочности»**



**35-лет ИТА НАН Беларуси**

*27 сентября—1 октября 2010 года*

*Витебск, Беларусь*

**МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

**Часть 2**

Витебск, Беларусь  
2010

УДК 539.4  
ББК 22.25  
С-65

50 Международный научный симпозиум «Актуальные проблемы прочности». 27 сентября - 1 октября 2010 года. Витебск, Беларусь: сборник материалов. Ч.1. /УО «ВГТУ» – Витебск, 2010 – 232 с.

В сборнике материалов конференции представлены результаты исследований перспективных как конструкционных, так и функциональных материалов. Рассмотрен ряд наиболее актуальных сегодня направлений материаловедения и физики конденсированного состояния.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов – научных работников, инженеров, работающих в области материаловедения и физики конденсированного состояния, а также преподавателей, аспирантов и студентов, специализирующихся в области материаловедения.

**ISBN 978-985-481-200-7**

Тексты набраны с авторских оригиналов. Редакция приносит извинения за возможные неточности

# **ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ПВХ ПЛАСТИКАТА**

**Клубович В. В., Луцко В. Ф., Шрубиков С. Н.**

*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,  
Республика Беларусь, Витебск,  
[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)*

При заготовке и переработке донорской крови применяют полимерную тару, которая обычно состоит из двух пластиковых контейнеров (гемоконтейнеры), соединенных между собой магистралями из трубок поливинилхлоридного (ПВХ) пластика. Для обеспечения длительного хранения и стерильности находящейся в Гемоконтейнерах крови или ее компонентов требуется герметичная запайка полимерных этих трубок. Особенно актуальным является сохранение надежной герметизации гемоконтейнеров в условиях низких температур при так называемой “шоковой заморозке” до  $-73 \pm 5^{\circ}\text{C}$  и длительном хранении в течение 140 дней при температуре  $-30^{\circ}\text{C} \div -40^{\circ}\text{C}$  [1].

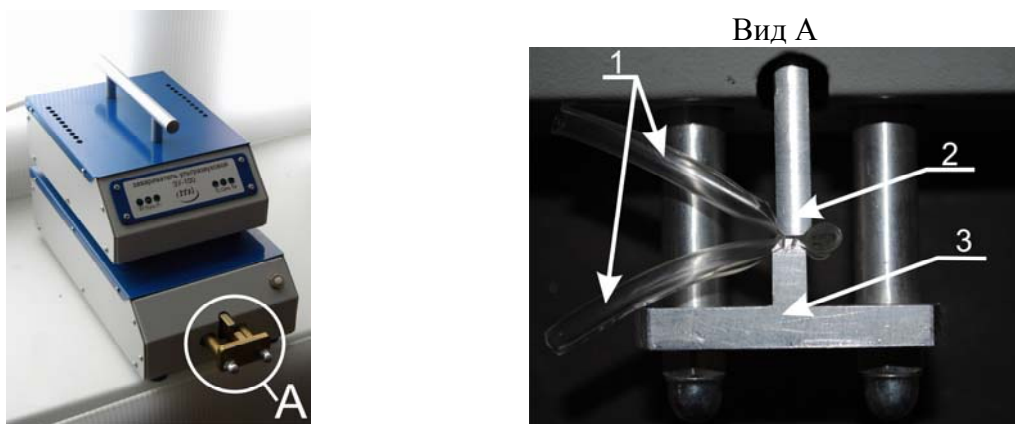
Запайку полимерных трубок систем переливания крови чаще всего производят сваркой токами высокой частоты (ТВЧ – сварка). Для этих целей используется также ультразвуковая сварка, обеспечивающая формирование герметизирующего шва за счет введения в зону сварки ультразвуковых колебаний высокой интенсивности [2]. Необходимо отметить, что ультразвуковая сварка термопластичных полимерных материалов является одним из наиболее эффективных и надежных способов соединения полимерных материалов. Ультразвуковая сварка пластмасс позволяет выполнять соединения в труднодоступных местах осуществлять сварку по поверхностям, загрязненным различными продуктами. Локальное выделение тепла в зоне сварки исключает перегрев пластмассы за счет быстрого нагрева материала до температуры вязкотекучего состояния [3].

Основными параметрами режима, определяющими качество ультразвуковой сварки, являются амплитуда и частота колебаний рабочего торца соноэлектрода, время сварки, величина сварочного давления. Влияние этих параметров на процесс ультразвуковой сварки различных термопластичных полимерных материалов, в том числе и ПВХ, достаточно хорошо изучено. В тоже время, влияние климатических факторов на процесс ультразвуковой сварки практически не изучено не только для ПВХ, но и в целом для большинства термопластов. Оборудование для ультразвуковой сварки, в подавляющем большинстве, предназначено для эксплуатации в лабораторных, капитальных жилых и других подобного типа помещениях и имеет вид климатического исполнения УХЛ 4.2. по ГОСТ 15150-69. Важнейшим климатическим фактором для данного вида исполнения изделий является температура в помещении, при которой должна обеспечиваться работоспособность оборудования, т.е. в диапазоне от  $+35^{\circ}\text{C}$  до  $+10^{\circ}\text{C}$ .

В настоящей работе приводятся результаты исследования влияния температуры окружающей среды на качество ультразвуковой сварки ПВХ пластика (ТУ 2545-285-00152106-98). Так как измерить прочность на разрыв сварного соединения запаянной трубки не представляется возможным, то для испытаний на растяжения сварных швов было выбрано Т-образное соединение, соответствующее по ГОСТ 16971–71. При испытании на растяжения это соединение является наиболее близким по силовому воздействию на сварочный шов запаянной трубки.

Изготовление указанной пробы проводили путем вырезания из ПВХ трубки заготовок и их сварки на созданном в ИТА НАН Беларуси аппарате для запайки полимерных магистралей систем переливания крови [4] (рис.1). В соответствии с требованиями

ГОСТ 14236 – 81 для испытаний на растяжение было изготовлено по пять образцов с цельного ПВХ пластиката и по пять образцов с того же материала сваренных ультразвуком для каждого заданного режима сварки.



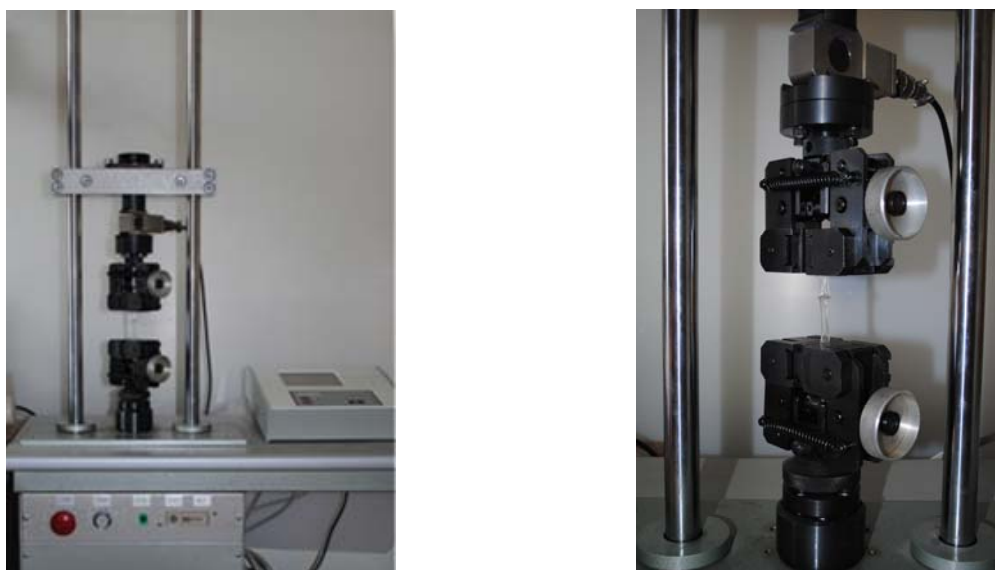
**Рис. 1.** Аппарат для запайки полимерных магистралей систем переливания крови

Для оценки влияния температуры окружающей среды на прочность сварного соединения аппарат помещали в камеру холода, тепла и влаги 12КХТВ–16–50/70-004, где производили ультразвуковую сварку при температуре 23<sup>0</sup>С, а также верхней +35<sup>0</sup>С и нижней рабочей температуре +10<sup>0</sup>С. При изготовлении проб в сварочный узел А помещали свариваемый образец 1 и с заданным усилием прижимали наконечником сонторода 2 к ложементу 3. После чего, включался ультразвук и происходила сварка. Сварка осуществлялась в следующем режиме: амплитуда колебаний рабочего торца сварочного инструмента - 32 мкм, частота колебаний 35,2 кГц, сварочное усилие 65 Н. При заданной температуре в указанном режиме ультразвуковой сварки изменялось только время сварки.

Определение максимальной растягивающей нагрузки  $F_{max}$  при испытании на растяжение проводили с помощью разрывной машины ИП 5158-5 (рис.2) с погрешностью не более 1% от величины нагрузки и скоростью растяжения 70 мм/мин. Прочность при растяжении в соответствии с требованиями ГОСТ 14236 – 81 вычислялась по формуле:

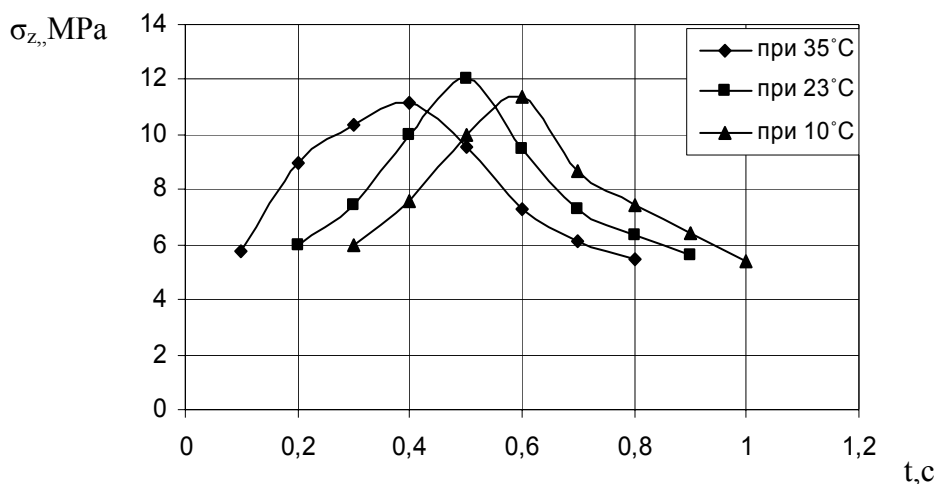
$$\sigma_z = F_{max}/A_0,$$

где  $A_0$  – начальное поперечное сечение образца, мм<sup>2</sup>.



**Рис. 2.** Разрывная машина ИП 5158-5

Результаты испытания на растяжение полученных сварных соединений приведены на рис.3. Из представленных на рисунке кривых видно, что температура окружающего воздуха существенно влияет на процесс ультразвуковой сварки ПВХ пластиката. Увеличение температуры приводит к снижению временных затрат на осуществление процесса сварки. Это обусловлено тем, что с ростом температуры окружающего воздуха, а следовательно и свариваемого материала, количество энергии, подводимой к зоне сварки и необходимой для образования сварного соединения, уменьшается.



**Рис. 3.** Зависимость прочности при растяжении от времени сварки образцов ПВХ пластиката

Коэффициент сохранения свойств сваренных образцов из ПВХ пластиката при их максимальной прочности и прочности свариваемого материала  $\sigma_z = 12,1$  МПа составляет: 80% при  $t = 10^0\text{C}$ , 83% при  $t = 23^0\text{C}$ , 78% при  $t = 35^0\text{C}$ . Это удовлетворяет прочности сварного соединения по стандарту контроля качества сварных соединений ГОСТ16971-71, согласно которому шов сварного соединения считается качественным при коэффициенте сохранения свойств  $\geq 75\%$ .

### Список литературы

1. Типовой комплексный регламент производства белковых препаратов плазмы донорской крови. Утвержден зам. министра здравоохранения СССР С.П. Буренковым от 21 декабря 1979 года.
2. Клубович В.В., Луцко В.Ф., Еремеев А.С., Рубаник В.В. Ультразвуковая сварка полимерных материалов // Международная научно-техническая конференция «Полимерные композиты и трибология», Гомель, Беларусь, 16-19 июля 2007 г, С. 40-41
3. Холопов Ю.В. Ультразвуковая сварка пластмасс и металлов. Л.: Машиностроение. Ленинград. отделение, 1988. 224 с.
4. Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Осипов И.Ю. Ультразвуковая сварка полимерных магистралей систем переливания крови // Материалы докладов международного симпозиума «Сварка и родственные технологии» / Минск, 24 марта 2010, с.77-81.

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОТКРЫТОЙ ПОРИСТОСТИ В БОРИДАХ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС

Клубович В. В.<sup>1</sup>, Кулак М. М.<sup>1</sup>, Мышляев М. М.<sup>2</sup>,  
Платонов Л. Л.<sup>1</sup>, Румянцева И. Н.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ГНУ Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск

<sup>2</sup>ГУ Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, г. Москва

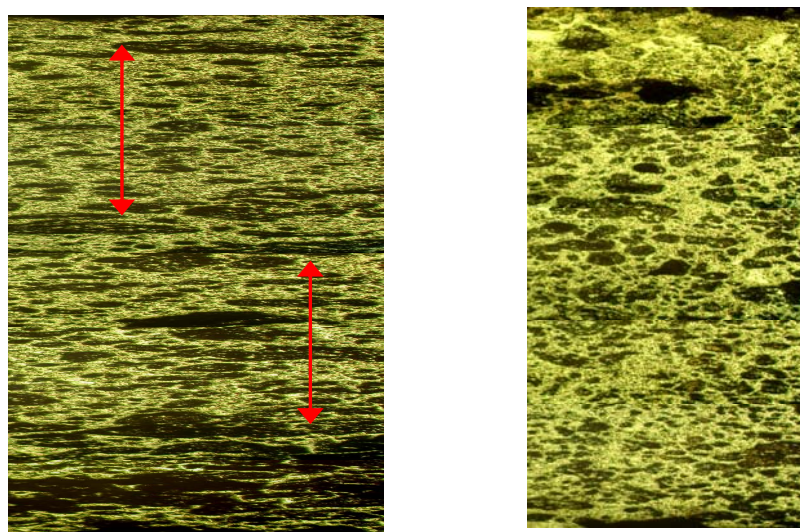
<sup>3</sup>ГНУ Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск

Возрастающий интерес к материалам с улучшенными физико-механическими свойствами требует поиска новых способов их получения и развития существующих. Изменения условий протекания процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) химических соединений влияет не только на химический и фазовый состав образующихся продуктов, но и на морфологию, размер частиц и распределение пористости.

Предметом настоящего исследования были образцы, исходного состава  $Ti+\beta V$  ( $\beta$ -стехиометрический коэффициент) подвергнутые высокотемпературному синтезу – процесс СВС. Исходный образец представляет собой цилиндр: диаметром 15 мм и высотой 20–25 мм.

В данной работе рассматривается влияние ультразвука на процесс СВС и перераспределение пористости по образцу, макро- и микроструктуру образца. При оптических исследованиях на плоскости шлифа материала в поле зрения мы наблюдаем только небольшой участок образца, определяемый увеличением. При малых увеличениях наблюдаемый участок представляет собой основу, являющуюся продуктом синтеза исходных компонентов в которую вкраплены поры. В дальнейшем продукты синтеза будем называть металлизированной компонентой. С металлографической точки зрения интерес представляет изменение количественного соотношения металлизированной компоненты и пор в зависимости от стехиометрического состава и параметров ультразвуковых колебаний.

На рис. 1 представлена панорама структуры образцов в долевом сечении, полученных методом СВС без наложения и с наложением ультразвука амплитудой 5 мкм.

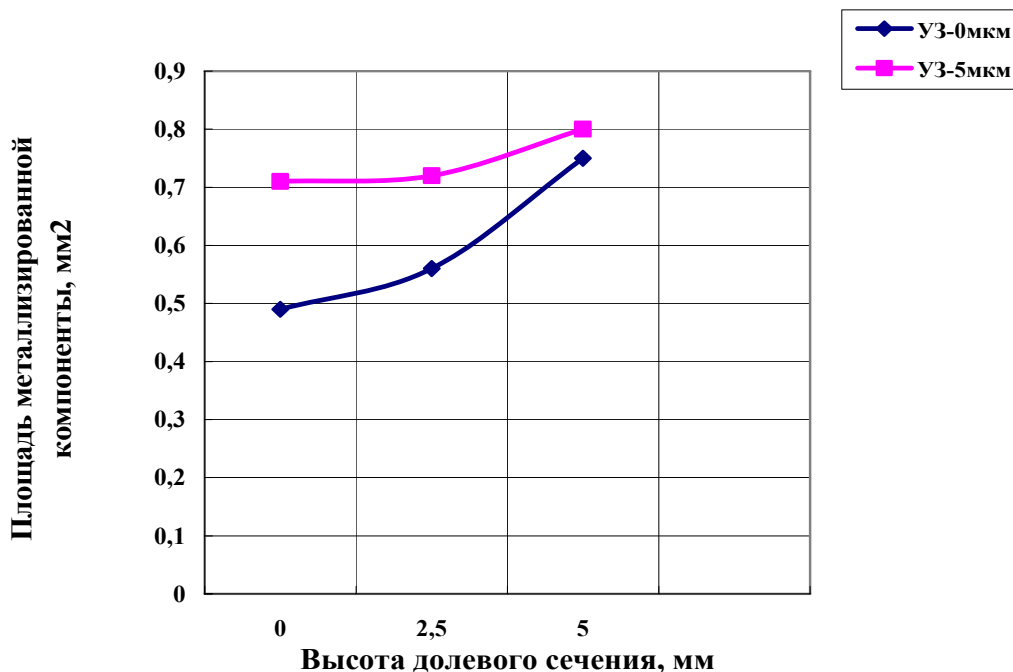


**Рис. 1.** Панорамные снимки образцов состава  $TiV$ , полученные методом СВС без наложения ультразвука (а) и с наложением ультразвука (б)

Пористая составляющая представлена единичными порами и скоплениями пор. Скопления пор по высоте образца (за высоту принято направление, параллельное направлению распространения волны синтеза) располагаются полосами, чередующимися с металлизированной составляющей. Расстояние периодического повторения зон скопления пор, составляет порядка 600 мкм.

Как видно из рисунка, наложение ультразвука во время синтеза изменяет распределение пористости по высоте полученного образца. Для анализа распределения пористости по шлифу использовали программу “ImageSP”, которая позволяет определить количественное соотношение металлизированной компоненты и пор в прессовке. На различной высоте в верхнем, центральном и нижнем участках на одинаковой площади определяли площадь, занимаемую металлизированной составляющей.

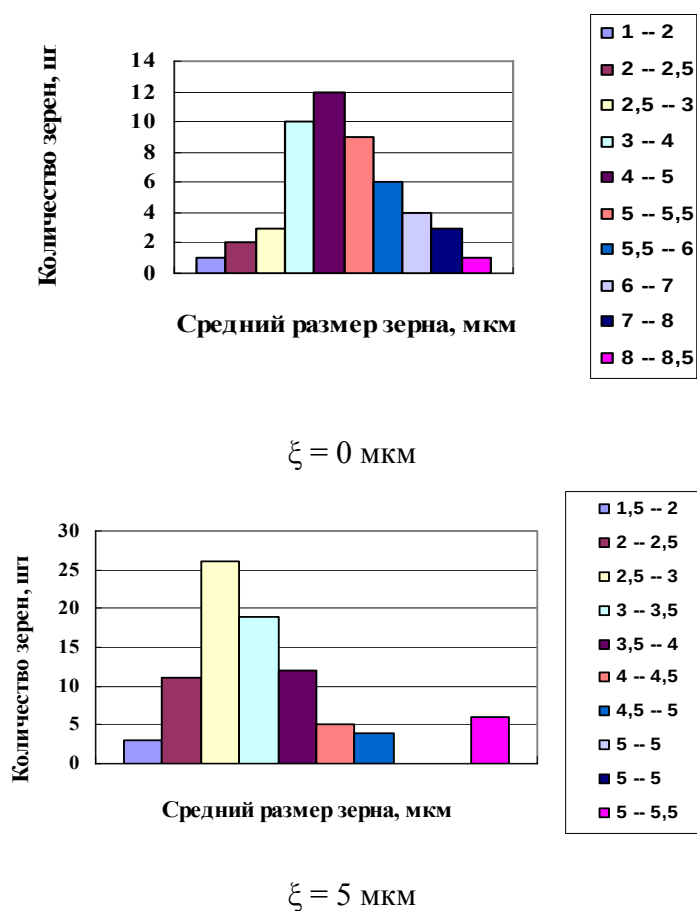
По результатам обсчета построен график зависимости площади металлизированной компоненты по высоте образца (рис. 2). Из графика следует, что в процессе СВС наибольшее количество металлизированной компоненты располагается в верхней части прессовки, следовательно, в этой зоне выше и ее плотность. При наложении ультразвука площадь металлизированной компоненты возрастает в целом, что свидетельствует о повышении плотности прессовки. Полученные данные свидетельствуют о повышении плотности образца, наиболее интенсивно в верхней части образца в результате воздействия ультразвука при процессе СВС.



**Рис. 2.** Изменение площади металлизированной компоненты в системе TiB по высоте долевого сечения в процессе СВС без, и с наложением ультразвука

При оптическом исследовании микроструктуры материала, полученного методом СВС, представлена металлизированной фазой, являющейся основой материала, в виде светлого поля с металлическим блеском, порами и участками темно-серой боросодержащей компоненты. Металлизированная компонента - это титаносодержащая фаза в оптической микроскопии представлена зернами, как правило, сферической формы с четко очерченными границами. Темная оторочка вокруг данных зерен является борной составляющей шихты. Аналогично выглядит и структура материала после процесса СВС с наложением ультразвука амплитудой  $\xi=5$  мкм. Однако, размер зерен титаносодержащей фазы в данном случае меньше. Были построены гистограммы распределения зерен по среднему размеру для процесса СВС с наложением и без ультразвука (рис. 3).

Из гистограмм следует, что при СВС процессе максимальное количество зерен отвечает размерам 4–5,5 мкм, а в результате наложения ультразвука – 2–4 мкм, что свидетельствуют о диспергировании зерен титаносодержащей фазы.



**Рис. 3.** Гистограммы распределения зерен титаносодержащей фазы по размеру при СВС процессе без (а) и с наложением ультразвука амплитудой 5 мкм (б)

После процесса СВС доля титаносодержащей фазы в произвольно взятом участке шлифа составляет 55,76 %, боросодержащей фазы – 44,24 %. При СВС процессе с наложением ультразвука, количество титаносодержащей фазы составляет 52,24 %, боросодержащей фазы – 47,76 %.

Полученные данные свидетельствуют о том, что в результате диспергирования зерен титаносодержащей компоненты происходит перераспределение фазовых составляющих в объеме с увеличением доли боросодержащей.

В режиме оптического исследования титаносодержащая компонента представлена светлыми зернами довольно четких очертаний. А в режиме сканирующей электронной микроскопии зерна титаносодержащей компоненты представлены конгломератами извилистых форм. Данные расчета долевого со-

держания фаз при увеличении в 2000 крат подтверждают результаты оптического анализа.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

- наложение ультразвука во время процесса СВС изменяет распределение пористости по высоте синтезированных образцов;
- воздействие ультразвука при процессе СВС приводит к повышению плотности композита;
- в результате наложения ультразвуковых колебаний на процесс СВС боридов титана размер зерен титано-содержащей фазы уменьшается, что свидетельствует о диспергировании зерен этой фазы.

# ВЛИЯНИЕ ПОДЛОЖКИ НА ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОЕМКОСТНОГО ДАТЧИКА

Джежора А. А., Рубаник В. В.

УО «Витебский государственный технологический университет»,  
ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь  
[vstu@vitebsk.by](mailto:vstu@vitebsk.by), [ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

При эксплуатации электроемкостные датчики работают в различных дестабилизирующих условиях, вызванных внешними электромагнитными воздействиями. Они подвержены кумулятивному эффекту со стороны ближайших предметов, электрически связанных с землей. Это, в конечном счете, приводит к неоднозначности результатов измерений. Для устранения этого недостатка используют конструкцию датчика с заземленным экраном над контролируемым материалом [1]. Основу датчика составляют ленточные электроды, расположенные на экранированной подложке (рис.1.) В основании подложки находится плоский заземленный электрод охраны 3. Дополнительный плоский заземленный экран размещен поверх контролируемого диэлектрического слоя 4. Он является подвижным. В экспериментальной установке его положение фиксируется с помощью микрометрического винта. Электрическое поле, создаваемое высокопотенциальными электродами 1, проникая через материал, замыкается на низкопотенциальных электродах 2. Оно ограничено в пространстве плоскими электродами 3 и 4. Низкопотенциальные электроды 2 имеют потенциал земли  $V_2$ . В отсутствии дополнительного экрана 4, глубина зоны контроля определяется геометрическими размерами секции датчика и не превосходит половины ее ширины, т.е.  $r$ . Введение в конструкцию дополнительного заземленного экрана над контролируемым материалом изменяет глубину проникновения поля, характер поля, как в области контроля, так и в подложке.

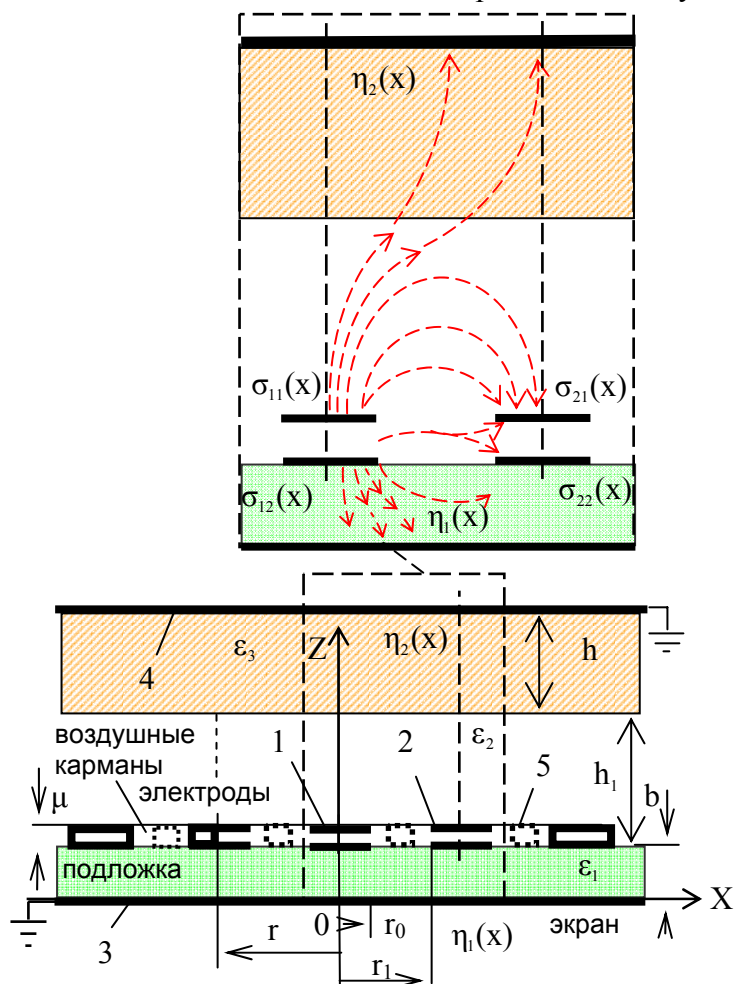


Рис.1. Вид датчика МЭНИК сбоку

Для повышения точности расчета параметров многосекционного экранированного накладного измерительного конденсатора (МЭНИК), оптимизации его конструкции.

Были решены следующие задачи:

- с учетом реальной толщины электродов, что крайне важно при проектировании датчиков на тонких подложках построена математическая модель МЭНИК. Каждый из электродов рассматривался в виде двух зеркально-симметричных бесконечно тонких электродов, разнесенных в пространстве на расстояние равное толщине реальных электродов  $\mu$ . При создании модели МЭНИК использовали системы интегральных уравнений Фредгольма первого рода и метод зеркальных отображений;

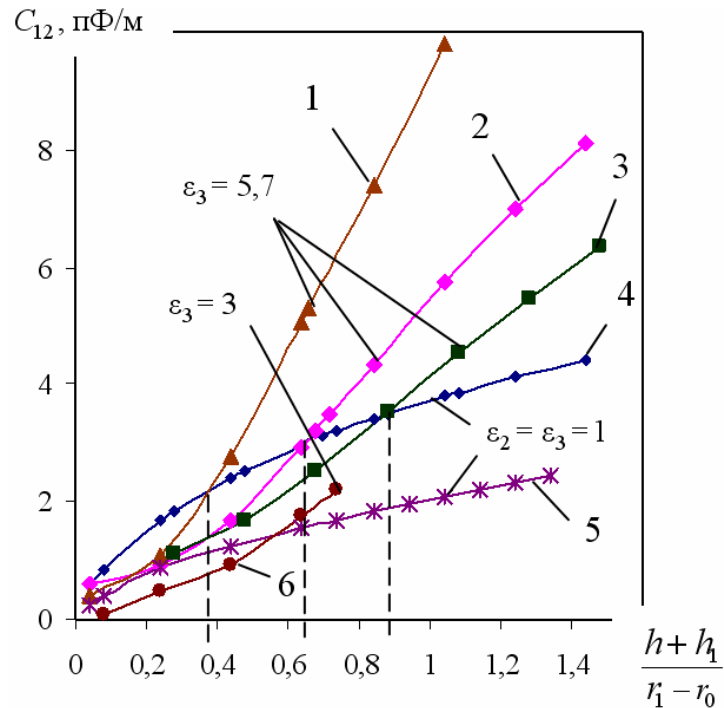
- на основе системы компьютерной математики MAPLE X созданы программы для проведения численных расчетов электрических полей МЭНИК, приведено компьютерное моделирование и анализ электрических полей датчика.

Проверку адекватности модели (рис.1) реальным конструкциям проводили на датчиках с металлизацией 0,60 (отношение площади электродов к полной площади датчика). Электроды вытравливали на двустороннем фольгированном стеклотекстолите марки СТФ толщиной 1мм. Толщина медного покрытия составляла 20  $\mu\text{м}$ . Ширина потенциальных электродов  $2r_0 = r - r_0 = 6$  мм и число секций  $n = 7$ . К датчику прижимался односторонний фольгированный стеклотекстолит СТФ толщиной  $h = 1,58$  мм. Толщина воздушного зазора составила  $h_1 \approx 0,02 \mu\text{м}$ . Измеренная емкость - 0,599 пФ, расчетная - 0,591 пФ. Погрешность расчета  $\delta C = 1,5\%$ .

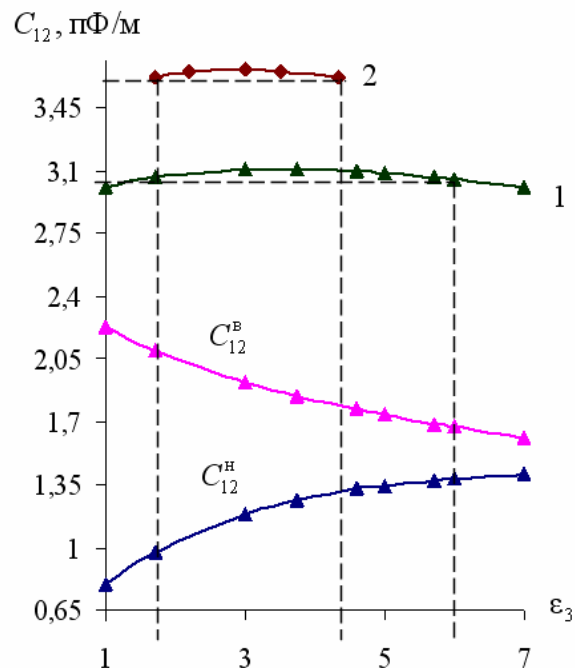
В работе [2] рассмотрен диапазон толщин, где обнаружен двойной результат в определении диэлектрической проницаемости контролируемого материала. Отсутствие у модели [2] реальной толщины электродов, не позволило проследить картину трансформации поля. Рассмотрим датчик, выполненный на подложке из тефлона ( $\epsilon_1 = 2,1$ ) с металлизацией поверхности 0,5. Толщина подложки  $b = 508$  мкм, размер секции  $r = 1$  мм, Ширина электродов  $2r_0 = r - r_1 = 0,5$  мм, толщина электродов  $\mu = 7$  мкм. В качестве объекта контроля возьмем диэлектрик с  $\epsilon_3 = 5,7$ . Толщину диэлектрического слоя  $h$  будем изменять в пределах 0–700 мкм. Так как поверхность диэлектрика не идеальна, то толщину воздушного зазора  $h_1$  будем дискретно варьировать в пределах от 0 до 40 мкм. Из семейства расчетных кривых (рис.2.) видно, что воздушный зазор играет важную роль в образовании аномальных областей, где с ростом диэлектрической проницаемости межэлектродная емкость уменьшается. В этой области, где находится контролируемый диэлектрик, плоский экран 4, «оттягивает» потоки электрического поля и межэлектродная емкость мала. Об этом говорит знак алгебраической суммы зарядов  $\Delta N$ , на стороне высокопотенциального электрода 1, обращенного к контролируемому материалу, и зарядов, расположенных на экране 4.

Если знак суммы  $\Delta N < 0$ , то поток электрического поля, исходящий со стороны высокопотенциального электрода 1, обращенного к контролируемой среде, искривляясь, полностью замыкается на заземленный экран. Для кривой 2 (рис.2)  $\Delta N < 0$  при всех  $(h + h_1)/(r_1 - r_0) < 0,8$ . В этом случае межэлектродная емкость  $C_{12}$ , создается потоком электрического поля, исходящим из высокопотенциального электрода 1 со стороны, обращенной к подложке и замыкающимся частично на электрод 2. Так как этот поток замыкается в основном в воздушных карманах, то значение  $C_{12}$  мало. Она меньше емкости, создаваемой в воздухе, при поднесении к датчику плоского заземленного экрана – (кривая 4 на рис.2). Когда знак алгебраической суммы зарядов  $\Delta N$ , изменяется на противоположный, то происходит трансформация поля. Часть потока электрического поля, исходящая из высокопотенциального электрода 1 со стороны, обращенной к экрану, замыкается на низкопотенциальный электрод 2 и создает составляющую рабочей емкости, отличную от нуля. Начинается рост межэлектродной емкости  $C_{12}$  с ростом диэлектрической проницаемости контролируемого диэлектрика. Диапазон аномальной области зависит от воздушного зазора  $h_1$ . С ростом зазора верхняя граница аномаль-

ной область смещается вправо рис.2, в область более высоких значений диэлектрической проницаемости. Верхняя граница аномальной области размыта и представляет собой очень узкий диапазон критических толщин диэлектрического слоя. Для кривой 2 диапазон критических толщин расположен вблизи критической толщины  $h = 320$  мкм, для кривой 3 вблизи толщины  $h = 440$  мкм.



**Рис. 2.** Зависимость межэлектродной емкости  $C_{12}$  на единицу длины от относительного расстояния между заземленным экраном и электродами.  
Кривая 1 соответствует  $h_1 = 0$ ; 2 и 6 –  $h_1 = 20$  мкм; 3 –  $h_1 = 40$  мкм



**Рис.3.** Межэлектродная емкость  $C_{12}$  как функция  $\epsilon_3$ .  
Кривая 1 соответствует  $h_1 = 20$  мкм; 2 –  $h_1 = 40$  мкм.

В случае, когда толщина воздушного зазора  $h_1$  составляет 20 мкм, для диэлектриков с различной диэлектрической проницаемостью  $\epsilon_3$ , наблюдается эффект двойственного результата в критическом диапазоне. Он заключается в том, что диэлектрикам с различной диэлектрической проницаемостью  $\epsilon_3=1,7$  и  $\epsilon_3=5,7$ , но одинаковой толщиной диэлектрического слоя, например  $h = 310$  мкм, соответствует одно значение емкости  $C_{12} = 3,065$  пФ/м (рис.3). Для воздушного зазора  $h_1 = 40$  мкм (кривая 3), критическая толщина составляет  $h = 440$  мкм и диэлектрикам с диэлектрической проницаемостью  $\epsilon_3=1,7$  и  $\epsilon_3=4,35$ , имеющим толщину  $h = 440$  мкм соответствует значение емкости  $C_{12} = 3,62$  пФ/м. Двойственность результата обусловлена различной скоростью изменения составляющих межэлектродной емкости  $C_{12}$  на различных сторонах электродов. Из кривых на рис.3 видно, что при  $\epsilon_3 < 3,5$  на верхней стороне электродов, обращенной к контролируемому диэлектрику, скорость падения емкости  $C_{12}^B$  меньше скорости роста емкости  $C_{12}^H$  на нижней стороне электродов, обращенных к подложке. При  $\epsilon_3 > 3,5$  скорость роста  $C_{12}^B$  уменьшается и становится меньше скорости падения  $C_{12}^B$ . Отличия скоростей роста и падения составляющих емкостей связано с различным распределением зарядов на различных сторонах электрода 2. Наличие аномальной области присуще и датчику с диэлектрической проницаемостью подложки  $\epsilon_1=4,2$ , когда толщина подложки уменьшается в два раза (кривые 5 и 6 на рис.2).

### Выводы

Присутствие экрана над контролируемым объектом, в области критической толщины, контролируемого материала может привести к потере чувствительности датчика к диэлектрической постоянной или неоднозначности результата измерения. Для устранения эффекта двойственности, измерения необходимо проводить за пределами аномальной области. Верхняя граница аномальной области определяется сменой знака алгебраической суммы зарядов, расположенных на стороне высокопотенциального электрода 2, обращенной к подложке и зарядов расположенных на заземленном экране 4  $\Delta N$ . При контроле анизотропии структуры ортотропных материалов необходимо использовать датчики на тонкой подложке, толщина которой значительно меньше межэлектродного зазора  $b \ll r_1 - r_0$ , при этом толщина контролируемого материала  $h$  должна быть сравнима с межэлектродным зазором  $h \approx r_1 - r_0$ . Справедливость модели подтверждена экспериментальными измерениями емкости  $C_{12}$  как в присутствии заземленного экрана 4так и без него.

### Список литературы

1. А. С. 667914 СССР, МКИ G 01 R 27/26. Измерительный конденсатор / В.Д. Целищев, А.Д. Букарев. – № 2380388/18 – 21; заявл. 01.07.76; опубл. 30.05.79, Бюллетень № 22.
2. A.V. Mamishev, B.C. Lesieutre, , M. Zahn «Optimization of Multi-Wavelength Interdigital Dielectrometry Instrumentation and Algorithms», IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul.- 1998. Vol. 5, № 3.- P. 408–420
3. Y. Sheiretov and M. Zahn, «Modeling of Spatially Periodic Dielectric Sensors in the Presence of a Top Ground Plane Bounding the Test Dielectric», IEEE Trans. Dielectr. Electr. Insul. – 2005.- Vol. 12, № 5.- P. 993–1004.

## СОЗДАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ НА ШТАМПАХ СОЧЕТАНИЕМ ЛАЗЕРНОЙ И ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТОК

Девойно О. Г., Кардаполова М. А., Дубовик А. М., Федорук Г. Ф.,  
Лукашевич О. Н.

*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,  
[scvdmmed@bntu.by](mailto:scvdmmed@bntu.by)*

Рассматривается вариант комбинированной обработки для формирования износостойких покрытий, включающий в себя сочетание предварительной лазерной обработки и последующего электроискрового легирования.

В результате воздействия лазерного излучения на поверхности образуются параллельно расположенные упрочненные дорожки, которые ложатся с определенным коэффициентом перекрытия. Кроме того, лазерная обработка приводит к насыщению структуры металла двойниками и дислокациями, уменьшению балла зерна, измельчению карбидов. Последующая обработка поверхности методом электроискрового легирования твердосплавным электродом с расположением упрочняющих дорожек перпендикулярно направлению следов лазерной обработки способствует получению слоистых высокоизносостойких слоев с перекрытием неупрочненных зон. Сплошность покрытия при этом составляет 90-100 % и регулируется. Суммарная глубина упрочненного слоя в зависимости от режимов находится в пределах 300-500 мкм.

Основными причинами, вызывающими ограничение глубины упрочненного слоя, являются: накопление внутренних напряжений, в том числе за счет образования в легированном слое новых фаз с различными коэффициентами термического расширения; образование ультрадисперсной структуры [1]. В процессе лазерной обработки и электроискрового легирования фазовые и структурные превращения, происходящие в металлах и сплавах, сопровождаются значительными объемными изменениями и, как следствие, возникают остаточные напряжения [1]. Чаще всего при электроискровом легировании возникают растягивающие напряжения. С увеличением толщины в легированном слое возникают трещины, обусловленные остаточными напряжениями в покрытии [1,2].

Целью работы является изучение влияния предварительной лазерной обработки и последующего электроискрового легирования на комплекс физико-механических свойств.

Для исследований использовались образцы стали X12M в закаленном состоянии [2]. После низкого отпуска при температуре 160°C была получена мартенситная структура. Твердость поверхностного слоя 62...63 HRC, сердцевины 40...45 HRC. Лазерная обработка проводилась на непрерывном лазере Комета-2 с последовательным увеличением энерговклада. Электроискровое легирование осуществляли на установке ЭФИ – 46А. Установка работает на шести режимах, оснащена генератором импульсов. Для исследований был выбран твердый сплав ВК – 8. Режимы обработки выбирались исходя из рекомендаций [3], где отмечено, что упрочнение инструментальных сталей наблюдается в интервале плотностей энергии 0,5·10<sup>3</sup> - 2·10<sup>3</sup> Дж/см<sup>2</sup>.

Сопоставление полученных данных позволяет сделать вывод о том, что последовательное упрочнение лазером и электроискровое легирование приводит к образованию непосредственно у поверхности высоколегированного слоя, состоящего в основном из карбидов вольфрама WC, W<sub>2</sub>C и карбидов хрома Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Увеличение количества карбидов хрома объясняется тем, что в процессе лазерной обработки поверхности происходит значительная активация поверхности, образуется энергонасыщенный слой с множеством вакансий и дислокаций. Это создает хорошие условия для прямой и обратной диффузии. В результате в процессе электроискрового

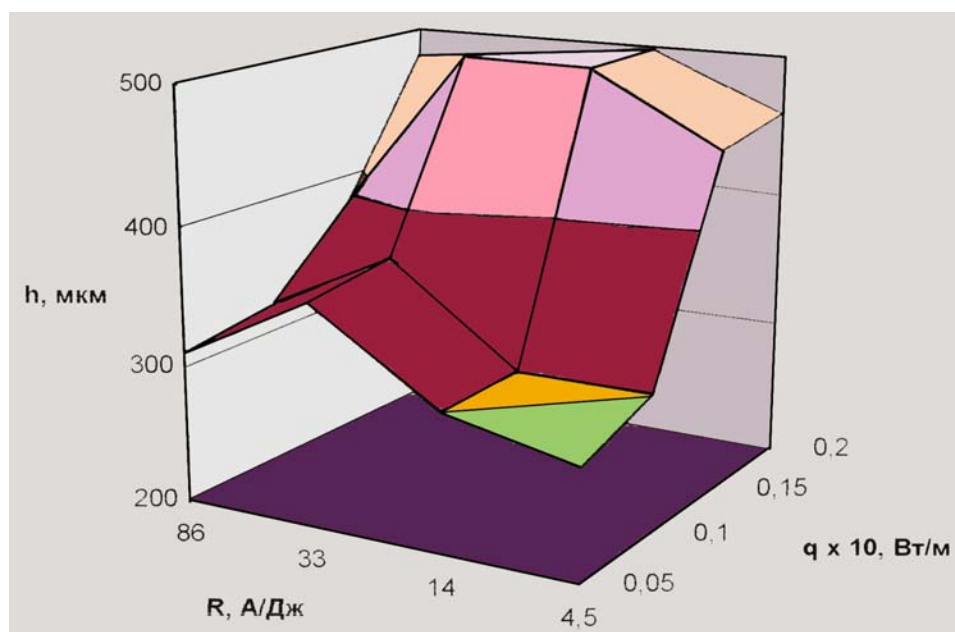
легирования кроме обычной диффузии элементов электрода в активированную подложку наблюдается активная диффузия хрома в зону микрорасплава при электроискровом легировании с образованием карбидов хрома, имеющих текстурованную кристаллическую решетку.

При фазовом анализе обнаружена важная особенность структуры - аксиальная кристаллографическая текстура, то есть преимущественная ориентировка определенного кристаллографического направления большинства кристаллитов покрытия. У фазы  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  к поверхности образца ориентирована плоскость (331), а у карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  - плоскость (531) как обычно у кубических структур, нормально поверхности ориентировано направление с теми же индексами (531). Обнаруженное явление аналогично текстуре, обнаруживаемой в диффузионных хромокарбидных слоях после диффузионного хромирования высокоуглеродистых сталей.

Известно, что между степенью совершенства аксиальной кристаллографической текстуры и рабочими свойствами поверхностей (например износостойкостью) существует положительная корреляция.

Изменение микротвердости по глубине образцов подтверждает образование слоистой износостойкой зоны у поверхности глубиной 250...450 мкм с максимальной микротвердостью у поверхности до 16 ГПа и высокой микротвердостью по глубине слоя до 11...12 ГПа.

Суммарная глубина упрочненного слоя в зависимости от режимов находится в пределах 300-500 мкм (рис.1). Причем с увеличением энергии импульса с  $R = 4,5$  А/Дж до  $R = 86$  А/Дж глубина верхнего наносимого слоя возрастает.



**Рис. 1.** Зависимость глубины упрочненного слоя от режимов ступенчатой обработки

Слой состоит из четырех зон. Первая зона – «белый слой», полученный после электроискрового легирования на основе твердого сплава ВК-8. Вторая зона – зона отпуска, незначительная по величине. Третья – зона термического воздействия лазерной обработки, оканчивающаяся четвертой зоной – зоной отпуска. Зоны вторая и четвертая предположительно могут способствовать улучшению демпфирующих свойств материала.

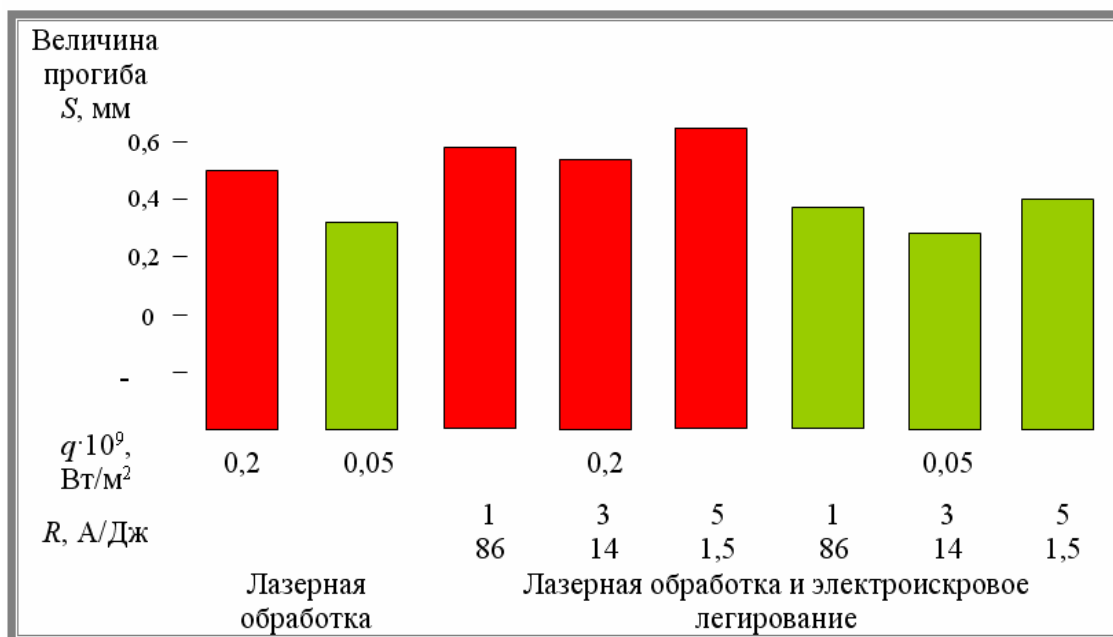
Были исследованы остаточные напряжения в поверхностном слое по оригинальной методике. Результаты показывают, что напряжение во всех упрочненных образцах

имеют положительный знак (растягивающие). Напряжения являются результатом неблагоприятного сочетания упругих деформаций, вызванных быстрым охлаждением, фазовыми превращениями и другими факторами. Истинные значения напряжений не достигают предела прочности твердого раствора, так как отсутствуют микротрещины. В свою очередь при лазерной обработке при плотностях мощности (до  $2 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup>) у всех сталей в поверхностном слое формируются растягивающие макронапряжения, и уменьшающиеся у стали Х12М к границе зоны термического воздействия.

При малых плотностях мощности, когда обрабатываемый материал нагревается ниже температуры плавления, в поверхностном слое развиваются довольно большие растягивающие напряжения, причем область их распространения соизмерима с глубиной зоны термического воздействия. С увеличением плотности мощности лазерного излучения, сопровождающимся появлением на поверхности тонкого слоя оплавленного металла, наблюдается снижение растягивающих напряжений и выравнивание их по глубине, и появляются сжимающие напряжения [1].

Сталь Х12М в отличие от сталей ХВГ, У8А,45 при всех плотностях мощности имела растягивающие остаточные напряжения (причем наименьшие при плотности мощности 200 кВт/см<sup>2</sup>) [1]. В работе [1] установлено, что снижение напряжений и более равномерное распределение их по толщине способствует увеличению толщины покрытия, его адгезионной прочности.

Для оценки остаточных напряжений в упрочненном слое после ступенчатой обработки использовались образцы из стали Х12М. Гистограмма прогибов образцов при различных условиях обработки приведена на рисунке 2.



**Рис. 2.** Величина прогиба образцов при различных видах обработки

### Выводы

Обобщая проведенные исследования можно сделать вывод, что в результате ступенчатого упрочнения лазерной обработкой с последующим электроискровым легированием в приповерхностном слое возрастает количество карбидов хрома; вновь образовавшиеся карбиды хрома обладают достаточно совершенной аксиальной текстурой; предварительная лазерная обработка электроискровых покрытий позволяет получить мелкодисперсную структуру материала подложки, что исключает значительный рост зерна и, следовательно, появление микротрещин; в результате последующего электро-

искрового легирования у поверхности образуется слоистая износостойкая зона глубиной 250...450 мкм с максимальной микротвердостью у поверхности до 16 ГПа и высокой микротвердостью по глубине слоя до 11...12 ГПа; в приповерхностном слое формируются растягивающие напряжения, причем в образцах, упрочненных лазером с электроискровым легированием несколько ниже, чем в образцах без лазерной обработки, что позволяет предположить о влиянии лазерной обработки на суммарные напряжения.

## Список литературы

1. Коваленко В.С., Верхотуров А.Д., Головкин Л.Ф., Подчерняева И.А. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов. М.: Наука, 1986. 276 с. 2. Полевой С.Н., Евдокимов В.Д. Упрочнение металлов : справочник. – М.: Машиностроение, 1986. 320 с. 3. Верхотуров А.Д., Подчерняева И.А., Прядко Л.Ф., Егоров Ф.Ф. Электродные материалы для электроискрового легирования. – М.: Наука, 1988.- 224 с.

## ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПЛАЗМЕННАЯ ПОЛИМЕРИЗАЦИЯ

Хамчуков Ю. Д.

*ИТА НАН Беларуси, Витебск. Беларусь,*  
[Khamch@tut.by](mailto:Khamch@tut.by)

Создание наноразмерных функциональных покрытий методами вакуумных ионноплазменных технологий представляет способ создания наноструктурных материалов для получения макросвойств у изделий, изготовленных с их применением. В данной работе будут рассмотрены некоторые физические и химические аспекты формирования тонких функциональных покрытий с использованием ионно-плазменных методов, допускающих модификацию получаемых покрытий по составу и структуре. Основу для таких покрытий могут составить структуры, образованные углеродом и политетрафторэтиленом.

Существует метод получения защитных покрытий, который примыкает к реактивному осаждению. Это полимеризация в плазме. В этом методе формирование структурных элементов материала покрытий, веществ, составляющих этот материал, осуществляется благодаря диссипации потоков подводимой энергии [1]. Книга, с одноименным названием [1], содержит данные, имеющие значительный интерес для развития теоретических основ синтеза полимеров в разряде. Во-первых, тлеющий разряд низкого давления рассмотрен на микро и макроуровнях, проведена связь скорости осаждения полимерных пленок на поверхность твердых тел с их структурой и свойствами. Во-вторых, модели процесса полимеризации, протекающей по ступенчатому механизму, рассмотрены с привлечением структурных и энергетических характеристик мономеров, свойств и параметров тлеющего разряда в реакторах проточного типа. Важным представляется и автором неоднократно подчеркивается уникальность полимеров в виде тонких пленок, полученных полимеризацией в плазме. Для них наблюдается существенное (на порядок) превосходство диэлектрических характеристик над соответствующими характеристиками полимеров, полученных традиционными способами. Впервые обобщен в книге опыт исследования структуры и свойств плазмополимеризованных пленок методами ИК спектроскопии, рентгеноэлектронной спектроскопии.

Большое внимание уделено вопросам техники, выбора параметров, определяющих оптимальные условия синтеза полимерных пленок.

Итог рассмотрения — два случая образования полимерного покрытия в вакууме: полимеризация по быстрому ступенчатому механизму в результате реакций активных многофункциональных частиц или в результате повторной активации продуктов промежуточных реакций. При этом в полимере обнаруживается наличие большого количества свободных радикалов. Происхождение парамагнитных центров объяснено облучением УФ излучением плазмы молекул мономеров. Это приводит к дезактивации электронного возбуждения через излучение фотона, либо образование активных частиц в триплетном состоянии с отщеплением атома водорода или группы атомов, ведущей к образованию свободных радикалов. Обнаружен интересный экспериментальный факт: наибольшее количество радикалов в плазмополимеризованных пленках образуется при полимеризации таких мономеров как ацетилен  $C_2H_2$  [9].

В целом, процесс получения полимерных покрытий представляет две неразделимые стадии: полимеризация активных частиц и их осаждение. Важность образования активных частиц различного вида следует из того, что именно их вид определяет структуру полимерного покрытия.

Механические свойства полимерных покрытий также объясняют из того, что завершение процесса роста пленки происходит на подложке. В этом случае нелинейная структура (по размерам это наноструктура) встраивается и растет на поверхности, что приводит к механизму расклинивания. Это, вероятно, является причиной характерных напряжений в полимерных пленках. Но в книге отсутствует объяснение удивительных термических свойств полимерных пленок, полученных полимеризацией в плазме. Очевидными причинами являются масштабный фактор, структурные особенности, свойства поверхности таких покрытий. Трибологические свойства полимерных пленок в [1] не представлены. Как представляется, правильно объяснена крайне низкая проницаемость полимеров, как молекулярного сита: малая подвижность элементов структуры из-за большого количества поперечных сшивок между цепями.

Известно, что высокие защитные свойства плазмо-полимеризованных покрытий обеспечиваются не только их составом, но и структурой [2]. Причём должны наблюдаться существенные отличия переходного слоя покрытие-подложка и поверхностных слоёв покрытия от остальной его массы [3]. Химическая инертность и наличие большого количества дефектов структуры плазмо-полимеризованных покрытий формально противоречат друг другу и поэтому также требуют развития представлений о структуре и составе материала покрытий [4]. Интересную информацию о структуре и распределении её элементов можно получить из интерпретации спектров КР, поглощения и отражения в ИК диапазоне.

Образцом для исследования служило покрытие, синтезированное в плазме разряда постоянного тока в реакторе проточного типа из смеси газов  $CF_4:C_2H_2$  (50:50 объёмных процентов) [4,5]. Сравнение зарегистрированных колебательных спектров проводили с экспериментальными и теоретическими исследованиями ИК и КР спектров политетрафторэтилена (ПТФЭ) [4-9], со спектрами изношенных и новых образцов плёнки ПТФЭ, данными по колебательным спектрам аморфного углерода, графита и его соединений [10,11]. Элементный состав покрытия, определённый на энергомассанализаторе ЭМАЛ-2 и оже-спектрометре РН1660, содержит углерод, водород, фтор, кислород, азот, кремний и алюминий в качестве основных элементов. Причём определено преобладающее над всеми элементами в покрытии содержание углерода [9]. Наличие алюминия незначительно и, возможно, вызвано распылением держателей образца. Присутствие атомов кремния, может быть, связано как с распылением подложки в процессе получения покрытия или проведением его элементного анализа, так и наличием переходного слоя покрытие-подложка, также, вероятно, содержащего кремний.

Из проведенного рассмотрения элементного состава и колебательных спектров сделаны выводы:

- плазмо-полимеризованное покрытие представляет собой в основной массе аморфный углерод, разупорядоченный графит;
- переходный слой покрытия — подложка образован, вероятно, карбидом кремния;
- верхние слои покрытия, а, возможно, и вся поверхность его углеродной структуры, покрыты разветвлёнными цепями молекулярных фрагментов из галогеноуглеродов и галогеноуглеводородов;
- структура покрытия, особенно верхние слои, насыщена адсорбированными газами:  $O_3^-$ ,  $OH^-$  и водой.

Проведены сравнительные испытания защитных покрытий, полученных различными методами. В качестве защитных покрытий использовали пленки поливинилового спирта, углеродные пленки, окисные пленки и пленки, полученные плазменной полимеризацией. Несмотря на неоднозначное поведение различных видов покрытий, очевидно, что наилучшие защитные свойства демонстрируют тонкие плазмополимеризованные покрытия.

### Список литературы

1. Ясуда Х. Полимеризация в плазме. Пер. с англ. под ред. В.К.Потапова.- М.: Мир.-1988. - 376 с.
2. Iasuda H. J.Polim. Sciens. Macromolecular Rev..- 1981.-V.-16.-P.199-293
3. 3. Клубович В.В., Ю.Д.Хамчуков, Литвинов А.А., Батраков Н.Ф.. Материалы конференции"Физика плазмы и плазменные технологии" Т.3. С.582-585, сентябрь 1997, Минск, Беларусь
4. Клубович В.В., Егоров В.Д., Литвинов А.А., Хамчуков Ю.Д., Шашков С.Н. Плазменно-полимеризованные покрытия на основе галогеноуглеводородов.// Докл. НАН Б.- 1994.-Т. 38.-№5.-С.114-117
5. Хамчуков Ю.Д., Клубович В.В., Литвинов А.А., Батраков Н.Ф. Колебательные спектры плазмополимеризованных покрытий на поверхности кремния //ЖПС.- 1999.-Т.66.-№3.-С. 338-344
6. Поверхностные поляритоны. Электромагнитные волны на поверхностях и границах раздела сред. Под ред. Аграновича В.М., Миллса М.- М.: Наука.- 1985.- 528 с.
7. G.Zerbi, M.Sacchi.Dynamics of Polymers as Structurally Disordered Systems. Vibrational Spectrum and structure of Poly(tetrafluoroethylene)// Macromolecules.- 1973.-V6.-P. 692-699
8. 8. G.Masetti, F.Cabassi, G.Morelli, and G.Zerbi. Conformational Order and Disorder in Poly(tetrafluoroethylene)//Macromolecules.- 1973.- V.6.-P.700-707
9. Клубович В.В., Литвинов А.А., Хамчуков Ю.Д., Батраков Н.Ф.Плазмополимеризованные покрытия на поверхности монокристалла кремния //ФизХОМ.-1998.-№2.- С.52-56
10. Дрессельхаус М., Дрессельзаус Дж. Рассеяние света в твёрдых телах. Вып.Ш./Под ред. М.Кардоны и Г.Гюнтеродта,пер. с англ. под ред. Е.А.Виноградова. М.:Мир.-1985.- С.10-66
11. Рассеяние света в твёрдых телах./Под ред. М.Кардоны, пер. с англ. под ред. Б.П.Захарчени. М.:Мир.-1979.-С. 253-254

## ОТРАЖЕНИЕ ОА-СИГНАЛА ОТ НЕОДНОРОДНОЙ ГРАНИЦЫ

Баев А. Р.\*, Гуделев В. Г.\*\*, Асадчая М. В.\*, Метьковец А. И.\*\*, Костюк Д. В.\*

\*ГНУ «ИПФ НАН Беларуси», Минск, Беларусь,

[baev@iaph.bas-net.by](mailto:baev@iaph.bas-net.by)

\*ГНУ «ИФ НАН Беларуси», Минск, Беларусь,

[gudelev@iaph.bas-net.by](mailto:gudelev@iaph.bas-net.by)

Применение традиционных методов неразрушающего контроля дефектов сцепления материалов (ДСМ), основанных на анализе амплитудных, частотных и др. характеристик [1], существенно осложняется при наличии только одностороннего доступа, изменяющейся шероховатости поверхности объекта или “пространственной вариации” свойств верхнего из контактирующих материалов, а также – имеющих существенное отличие их акустических сопротивлений  $R_i$ . Предлагается новый метод, позволяющий существенно повысить надежность контроля и расширить его возможности. Применение для зондирования таких объектов мощных коротких импульсов, создаваемых лазерными импульсами, расширяет возможности метода [2] и повышает достоверность измерения размеров дефектов сцепления материалов (ДСМ).

Рассмотрим акустическое поле волн, отраженных от поверхности сред II-III  $S_0 = \sum_{i=1}^m S_i = S_D + S_N$  – с дискретно-неоднородными граничными условиями (ГУ) и условно разбитой на  $i$  участков площадью  $S_i$  с соответствующими коэффициентами отражения  $R_i$  и фазовыми сдвигами  $\varphi_i$  волны. Пусть пятно импульсного лазерного излучения передвигается вдоль координаты  $x$  по поверхности объекта, излучая волны под углом  $\beta$  к ней. В некоторый момент времени акустический пучок (АП) падает одновременно на участки отражающей поверхности  $S_i$  с заданными ГУ относительно напряжений  $\sigma_{ni}$   $\sigma_{ij}$  и смещений  $\xi_i$ . Эти участки отделены друг от друга граничной линией  $L$ . Поле отраженных волн можно рассматривать как суперпозицию полей мнимых когерентных источников (МКИ), отличающихся фазой  $\varphi_i$  и амплитудой излучаемых волн –  $P_i = p_0 R_i f(t) \exp(-j\varphi_i)$ .

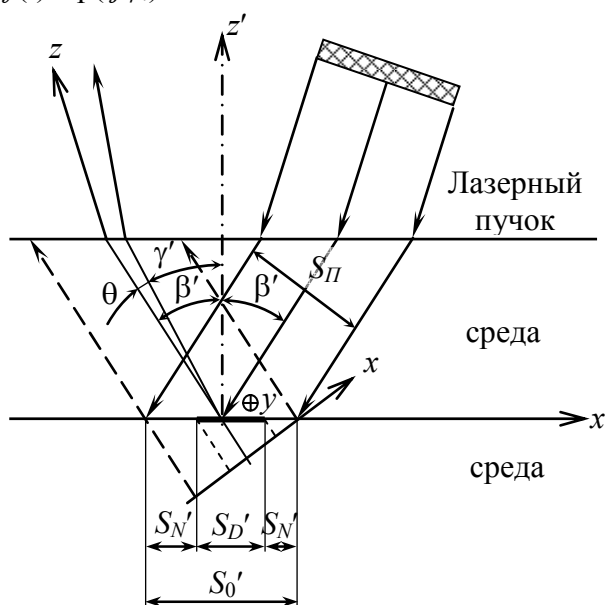


Рис.1.

Анализ задачи и численные расчеты результирующего поля проводим в системе координат  $\{x', y', z'\}$ , повернутой относительно базовой в плоскости  $y=0$  на угол  $\pi/2 - \beta$ . Ось  $z'$  совпадает с главной осью диаграммы направленности мнимых когерентных источников (МКИ). Используя известные выражения для функции источника, поле МКИ в точке наблюдения  $M$  представляется в виде

$$P^*(M) = \frac{P(M)}{P_0(M)} =$$

$$\sum_{i=1}^m S'_i R_{iN} F_{i0} f(t) \exp(-j\varphi_i),$$

где  $F_{i0} = F_i / F_0$ ,  $F_i$  и  $F_0$  – интегральные функции, характеризующие направленность МКИ, отраженных от  $i$ -го участка в области пятна АП, а  $F_0$  – от всей однородной (“качественной”) области  $S_0$ ;

$$F_i \sim \iint_{S_i} \chi_i(\theta') \exp(-j\vec{k}_R \cdot \vec{r}_{BM}) \frac{1}{r_{BM}} dS';$$

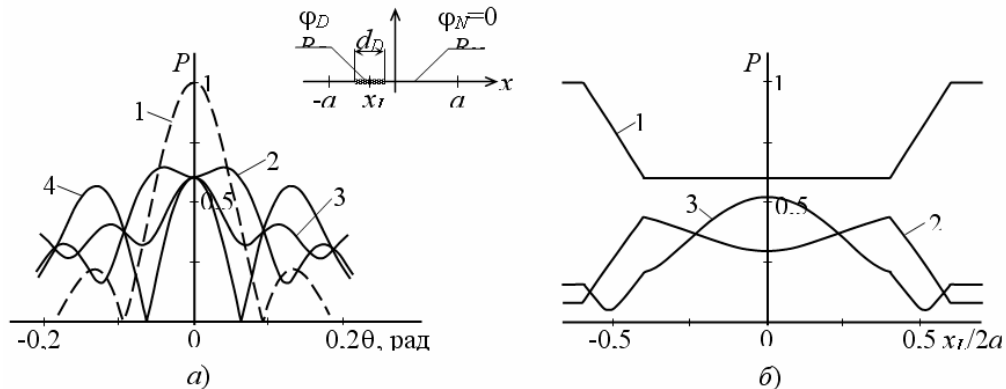
$S_{АП} = S_0 \cos \beta = S'_D + S'_N$ ;  $\chi(\theta')$  – функция направленности элементарного источника УВ;  $R_{iN} = R_i/R_N$ ;  $S'_{i0} = S'_i/(S_0 \cos \beta)$ ;  $S'_I = S_i \cos \beta$ ;  $\vec{r}_{BM}$  – радиус-вектор, проведенный из координаты  $B \in S_0$  в координату наблюдения  $M$ . Из рассмотрения  $P^*$  как функционала  $\mathfrak{Z}$  от комплекса параметров следует, что наилучшая выявляемость ДСН достигается при  $\mathfrak{Z} = \text{Min } |P^*| < 1$  или  $\mathfrak{Z} = \text{Max } |P^*| > 1$ . Если  $\varphi_D$  и  $R_{DN} = R_D/R_N$  – постоянные, то  $P^*(M) = F_{N0} \{1 - S_{D0} [(1 - F_{DN} R_{DN} \exp(-j\varphi_D))]\}$  при  $F_{DN} = F_D/F_N = \text{const}$ . При движении источника УВ параметры  $\{S'_{D0}, S'_{DN}, F_{DN}\}$  – переменные от координаты АП –  $x_L$ . При этом особое значение играет угол, под которым принимаются сигнал. Пусть  $\varphi_D = \pm\pi$ , а прием УВ производится в дальней зоне МКИ для  $\theta' = 0$ . Тогда  $P^* = 1 - S_{D0} \cos \beta (R_{DN} + 1)$ . Если  $S_{D0} \geq 1$ , то  $P^* = -R_{DN}$ , а  $P^* \rightarrow 0$  при  $S'_{D0} \rightarrow [\cos \beta (R_{DN} + 1)]^{-1}$ . Таким образом, по данным измерения  $P^*$  имеется принципиальная возможность оценить площадь дефектной поверхности.

Проведено численное моделирование эволюции поля МКИ –  $F(\theta')$  в зависимости от  $\{S_{DN}, R_{DN}, \varphi_D\}$  и длительности импульса  $\tau = nT$ , где  $T$  – период “осцилляции”, а  $n$  – их количество. Так, если  $\varphi_D \rightarrow \pi$ , то независимо от  $S_{DN}$  и  $R_D$  функция  $F(\theta')$  в любой из плоскостей сечения, проходящих через акустическую ось, является симметричной; функция же  $F(\theta')$  не зависит от экваториального угла только при аксиальной симметрии АП и ДСМ. При пересечении АП граничной линии  $L$  функция направленности  $F(\theta')$  при характерных значениях  $\Xi_{DN} = R_{DN} S_{DN} = R_{D0} S_{DN}$  имеет локальный минимум (при  $\theta' = 0$ ) и два угловых глобальных максимума при  $\theta' = \pm \theta_M$ . Если  $\varphi_D \rightarrow \pi$  и  $\Xi_{DN} \rightarrow 1$ , то  $P^* \rightarrow 0$  при  $\theta' = 0$ . При варьировании  $R_{DN}$  (0,1–9) и достаточно длинном импульсе функция  $F(\theta')$  практически постоянна в окрестности  $\theta'_M \geq \theta' \geq -\theta'_M$ . Однако, чем больше  $R_{DN}$  отличается от единицы и больше количество осцилляций  $n$  в импульсе, тем больше амплитуда боковых лепестков низшего порядка. Этот факт может быть использован для реализации высокой чувствительности метода, когда  $\varphi_D$  существенно отличен от  $\pi$ . Изменение угла направления граничной линии  $L$  по отношению к плоскости падения АП сопровождается пространственным перераспределением акустической энергии поля МКИ. Если  $L$  находится в центре падения АП,  $\varphi_D \rightarrow \pm\pi$ , то при определенных значениях  $\{\beta, R_{DN}\}$  представляется возможным реализовать отраженный “вращающийся” пучок.

Если внутри области пятна АП  $S_0$  находится дефект меньшей площади, то, независимо от его положения,  $R_{DN}$ , формы АП и дефекта,  $P^* \rightarrow 0$  при  $\theta' = 0$ , если  $\Xi_{ND} \approx 1$  и  $\varphi_D = \pm\pi$ . Характерные фазы эволюции  $F(\theta')$  в зависимости от ширины (площади) дефектной поверхности свидетельствуют о том, что при  $R_{DN} S_{D0} > 0,2$  наличие боковых максимумов, превышающих амплитуду волны в центре, может затруднить ее измерения. Поэтому для этих целей можно воспользоваться измерением именно этих максимумов, которые представляют возрастающие однозначные зависимости от  $S_{D0}$  при  $R_{DN} > 2$ . Так, например (рис.2), для  $S_{D0} = 0,2$  и  $\theta' \neq 0$  характерное изменение амплитуды сигнала может составить 5-10 раз, в то время как при  $\theta' = 0$  – не более 2-х раз. Необходимо учесть, что уменьшение длительности импульса (или  $n$ ) вызывает “сглаживание” боковых лепестков ДН и экстремумов второго порядка, что позволяет производить оценку площади дефекта в направлении главной оси поля МКИ. Численные оценки показывают, что использование предлагаемого метода позволяет не только повысить чувствительность контроля по сравнению с известными методами, но и производительность в 3-8 раз, если  $\varphi = \pm\pi$ , а  $R_{DN} = 1,5-8$ .

Для проверки результатов выполненного выше анализа были проведены экспериментальные исследования отражения продольных и рэлеевских волн от модельной неоднородной границы как в случае возбуждения УВ импульсным лазерным излучением, так и при использовании контактных (пьезоэлектрических) преобразователей (ПЭП) с рабочей частотой 5 МГц – т.е. при отношении характерного периода лазерного импульса к периоду колебаний, излучаемых ПЭП,  $\sim 10$ . Жесткая граница создается

путем склейки контактирующих материалов, а скользящая – путем создания тонкого слоя контактной жидкости между контактирующими поверхностями. Для случая лазерного возбуждения продольной моды, падающей нормально на границу сред с неоднородными ГУ, и ее приема под тем же углом использована согласующая кварцевая призма с установленным ПЭП.



**Рис. 2.** Пример эволюции ДН модельного дефекта с относительной площадью ОЗП  $S_{D0}=0,2$  (а) и амплитуда отраженного сигнала, принимаемого под углом  $\theta$  (б), в зависимости от координаты дефекта  $x_L$ ,  $\varphi_D=\pi$ ; а)  $x_L/2a = -\infty$  (1); -0,4 (2); -0,2 (3); 0 (4); б)  $\theta$ , рад = 0 (1); 0,1 (2); 0,13 (3)

Результаты экспериментальных исследований по отражению как продольных, так и рэлеевских волн от дискретно-неоднородных границ показали неплохое качественное соответствие с данными расчетов, выполненными согласно предложенной модели. Как при использовании возбуждения ПАВ импульсно-лазерным методом, так и традиционным (с помощью наклонной призмы) подтверждается тот факт, что по мере относительного смещения граничной прямой  $L$ , отделяющей области с различными ГУ (и  $\varphi_D \approx \pi$ ), относительно АП происходит существенное изменение поля отраженного акустического пучка. Так, установлено, что в зависимости от угла падения и приема акустического сигнала, типа ГУ амплитуда сигнала на приемнике может уменьшиться (увеличиться) на 30–40 дБ, достигая экстремальных значений именно в том случае когда  $L$  перпендикулярна плоскости падения УЗК. При этом наблюдается разделение (“расщепление”) основного лепестка раскрытия акустического поля на два или более, что обусловлено интерференцией полей МКИ. Изменение направления граничной линии  $L$  сопровождается перераспределением акустической энергии отраженного сигнала в объеме объекта и отклонением (вращением) угловых максимумов поля в стороны, противоположные плоскости ДН. На примере отражения волны Рэлея от неоднородной границы алюминий-сталь показано, что даже при наличии фазового сдвига  $\varphi_D \approx 0,4$  (измеренного на частоте 10 МГц) эффект изменения опорного сигнала при сканировании границы (характеризующий чувствительность метода) превышает 40 дБ при небольших отклонениях угла падения и приема волны ( $\beta_R=6-8^\circ$ ) от нормали.

### Список литературы

1. Неразрушающий контроль: Справочник: В 7 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 3. – М.: Машиностроение, 2003. – 864 с.
2. Kruger S.E., Lord M., Levesque D., Bakker A.J. Detection of kissing bond in extruded aluminum by laser-ultrasound. - Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation, Golden, Colorado, 22-27 July 2007, V. 27A, pp. 279-285.

## РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ВОЛНЫ В МЕТАЛЛАХ СО СЛАБОНЕОДНОРОДНЫМ СЛОЕМ

Баев А. Р., Майоров А. Л., Коновалов Г. Е., Асадчая М. В.

ГНУ «ИПФ НАН Беларуси», Минск, Беларусь,  
[baev@iaph.bas-net.by](mailto:baev@iaph.bas-net.by)

Поверхностная закалка токами ТВЧ, закалка после цементации, химико-термическая обработка, наплавка, напыление и др. процессы являются прогрессивными методами обработки деталей и повышения их прочности, износостойкости и др.

Характер протекания фазовых превращений и, как следствие, получаемая структура и глубина упрочнения определяются температурно-временным воздействием нагрева на поверхностный слой материала. Одними из наиболее часто встречающихся дефектов поверхностной закалки являются недостаточная глубина упрочненного слоя, неравномерность глубины и наличие участков, в которых поверхностная закалка не произошла, что может привести к разрушению эксплуатируемой детали или механизма в целом. Использование неразрушающих методов контроля, основанных на магнитных и электромагнитных измерениях, ограничено вследствие значительных погрешностей, вызванных многофакторным влиянием свойств объекта на сигнал-отклик. Ультразвуковые методы контроля, основанные на измерении скорости распространения различных типов упругих волн, более перспективны благодаря слабой зависимости результата измерений от вариаций химсостава материала, отсутствию существенных ограничений по форме, размерам и состоянию поверхности изделий.

По отношению к прочностным и эксплуатационным свойствам упрочненный поверхностный неоднородный слой (ПНС) можно считать “сильнонеоднородным” (эти величины в слое изменяются в несколько раз), а по отношению к упругим свойствам – модулям Юнга  $E$  и сдвига  $G$ , а также плотности  $\rho$  и скорости  $C$  упругой волны – “слабонеоднородным”, поскольку реальные изменения по глубине слоя  $h$  составляют не более 6-8% для  $E$  и  $G$  и не более 2-3 % – для  $C$  и  $\rho$ . Как показывает анализ известных исследований [1], для большинства средне- и высокоуглеродистых сталей наблюдаются устойчивые корреляционные зависимости между скоростью упругих волн и прочностными параметрами (твердостью  $B$ ).

В настоящей работе рассматривается возможность измерения акустическим методом глубины ПНС. В качестве базового параметра взята скорость распространения поверхностной (квазиРэлеевской) акустической волны (ПАВ).

Очевидно, что, поскольку основная энергия волны Рэлея сосредоточена в приповерхностном слое твердого тела толщиной порядка длины волны  $\lambda_R$  [2], структура материала в этом слое должна влиять на распространение волны. Изменение структуры при закалке сопровождается уменьшением упругих констант, определяющих величину скорости рэлеевской волны:

$$C_R = \frac{0,87 + 1,12\mu}{1 + \mu} \sqrt{\frac{E}{\rho} \frac{1}{2(1 + \mu)}}, \quad (1)$$

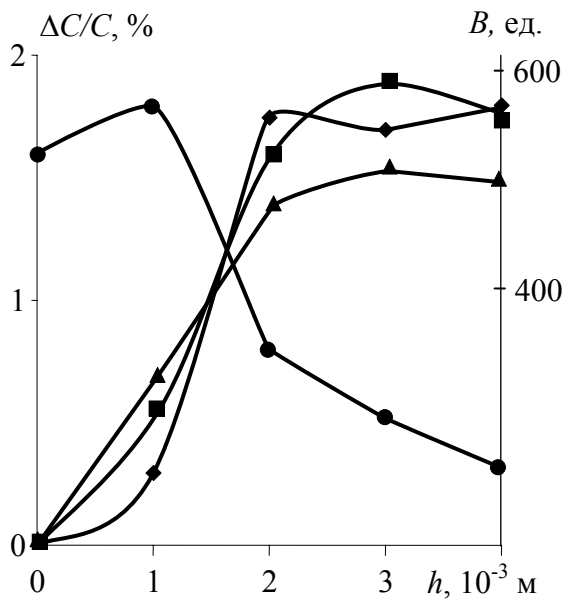
где  $\mu$  – коэффициент Пуассона.

Наличие неоднородности по  $E$  и  $\rho$  в упрочненном слое приводит к изменению скорости волны (1) в силу того, что относительное изменение модуля Юнга при упрочнении значительно больше, чем изменение плотности металла. При этом скорость распространения поверхностной волны будет определяться некоторыми эффективными значениями  $E^*$  и  $\rho^*$ , для нахождения которых может быть предложен аддитивный подход.

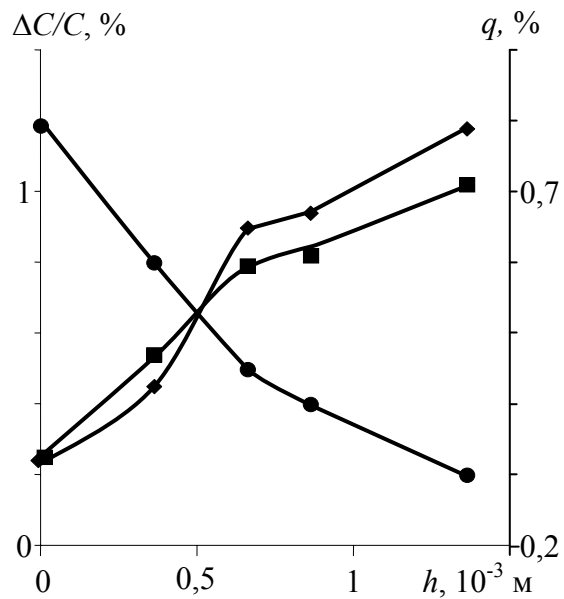
Слой толщиной  $\lambda_R$ , в котором сосредоточена энергия рэлеевской волны, можно представить состоящим из бесконечного числа однородных слоев толщиной  $dz$ , модуль Юнга и плотность которых являются функциями координаты  $z$ . Необходимо дополнительно учесть тот факт, что энергия волны  $W(z)$  или давление  $P(z)$  распределены по глубине объекта неравномерно – достигая максимальных значений вблизи свободной границы и резко уменьшаясь при  $z \rightarrow \lambda_R$ . Т.о., на формирование акустического сигнала, поступающего на приемник, окажут значительно большее влияние те элементарные слои, по которым проходит большой поток акустической энергии.

Таким образом, эффективный модуль Юнга  $E^*$  и эффективную плотность  $\rho^*$  ПНС можно определить из закона аддитивного вклада плотностей и обратных модулей Юнга элементарных слоев упрочненного материала с учетом “коэффициентов парциального вклада”.

В работе представлены результаты экспериментальных исследований зависимости скорости ПАВ от глубины слоя. Использовались две группы стальных образцов, упрочненных цементацией и закалкой ТВЧ. В первой группе различные значения глубины ПНС были получены путем варьирования параметров процесса упрочнения. Во второй группе все образцы исходно были упрочнены на одинаковую глубину, после чего путем механической обработки поверхности были получены различные значения глубины ПНС. Толщина цементированного слоя составляла 0-3,5 мм, слоя, закаленного ТВЧ, – 0-1,8 мм.



**Рис. 1.** Скорость ПАВ (▲, ♦, ■) и твердость закаленного слоя (●) в зависимости от глубины его среза: частота волны  $f$ , МГц = 1 (▲); 1,8 (♦); 4 (■).



**Рис. 2.** Скорость ПАВ (■, ♦) и концентрация углерода (●) в зависимости от глубины среза цементированного слоя: частота волны  $f$ , МГц = 1,8 (■); 3 (♦).

Установлено, что в широком диапазоне частот (0,5–5 МГц) зависимости скорости ПАВ от глубины ПНС (рис.1, 2) являются монотонно убывающими, медленно выходящими на насыщение при  $h > \lambda_R$ , причем в диапазоне  $h^* = h/\lambda_R < 0,6-0,8$  они могут быть аппроксимированы линейными зависимостями. Такой характер изменения  $C_R$  обусловлен тем, что при  $h < 0,5\lambda_R$  наиболее существенно сказывается влияние изменения “эффективных” значений модуля Юнга  $E^*$  и плотности материала  $\rho^*$ , определяющих величину  $C_R$ , в поверхностной зоне материала. Важно отметить, что с увеличением глубины ПНС абсолютная величина  $C_h = dC_R/dh$  при  $h^* < 0,2-0,4$  тем больше, чем

больше  $f$ . Объясняется это тем, что с увеличением частоты волны глубина проникновения ее порядка длины волны и обратно пропорциональна ее частоте  $f$ . Так что для одного и того же значения  $h$  изменение относительного значения эффективного модуля Юнга (по сравнению со случаем  $h=0$ ) будет тем больше, чем больше  $f$ .

Зависимости на рис.1 получены на образцах после поверхностной закалки. В процессе измерений закаленный слой постепенно снимался (шлифованием) на глубину  $h_c$ . Соответственно, твердость поверхности  $B$  также монотонно падает с увеличением глубины среза. Из зависимостей видно, что скорость рэлеевской волны возрастает с увеличением глубины среза упрочненного слоя плавно и монотонно, при этом изменение скорости  $C_R$  тем больше, чем выше частота волны.

Важно отметить, что функция изменение твердости от глубины среза имеет максимум (рис.1) на некоторой характерной глубине  $h_b$ . И именно в окрестности этого значения аргумента наблюдается существенный излом функции  $dC_R/dh$  для частоты волны 1,8 МГц. Таким образом, изменяя частоту звуковой волны, представляется возможным локализовать область взаимодействия упругих возмущений в слое и получить данные о некоторых интегральных параметрах структуры и механических свойств металла.

Снижение концентрации углерода в поверхностном слое металла сопровождается монотонным увеличением скорости ПАВ (рис.2). Соответственно, существует возможность ультразвуковым методом определять качество цементации изделий.

Что касается исследования характеристик ослабления амплитуды волны при различных значениях  $h$ , то следует отметить, что эти изменения малы и в исследованном частотном диапазоне изменение  $\alpha$  не превышает несколько десятков дБ/м. По-видимому, при более высоких частотах волны и больших акустических базах изменение функции  $\alpha(h)$  более существенное. Однако при этом возникает проблема обеспечения стабильного акустического контакта (наличие шероховатости, геометрия объекта и др.) и размещения ПЭП на больших расстояниях друг от друга, что делает использование акустического параметра  $\alpha$  нежелательным для проведения измерений.

Установленные зависимости между скоростью звука и структурой упрочненных слоев, полученных цементацией и закалкой ТВЧ, позволяют разработать методы неразрушающего контроля качества упрочнения: глубины упрочненного слоя, твердости. Для того, чтобы оценить глубину закалки, необходимо выбрать схему прозвучивания объекта таким образом, чтобы максимум акустической энергии концентрировался в исследуемой области, и оценить изменение скорости звука при различной глубине закаленного слоя.

Более сложной задачей, актуальной для ответственных объектов, является выявление распределения различных параметров, прежде всего твердости  $B$ , по глубине ПНС. Как показывает теоретический анализ, для достоверного восстановления искомой функции  $B(z)$  требуется априорная информация, включающая возможный диапазон изменения глубины ПНС, изменение твердости на поверхности объекта и др. Это позволяет обеспечить нужный частотный спектр и глубину проникновения зондирующих волн.

## Список литературы

1. Кондратьев, А.И. Влияние термообработки на акустические характеристики материалов. / А.И. Кондратьев, А.Н. Иванов, С.Н. Химухин // Дефектоскопия. – 2006. - №3. – С.28-36.
2. Викторов, И.А. Звуковые поверхностные волны в твердых телах / И.А. Викторов. - М.: Наука, 1981. - 288 с.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА

Штеренберг А. М., Шацкий А. В., Сафонов А. А., Андреева А. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

[physics@samgtu.ru](mailto:physics@samgtu.ru)

Экспериментально изучены механические свойства покрытий, синтезированных в тлеющем разряде в парах тетрафторэтилена и адамантана на стальных и алюминиевых подложках. Установлено, что нанесение тонких пленок толщиной 40 – 700 нм в тлеющем разряде пониженного давления способствует повышению износостойкости образцов и снижению в 2– 4 раза коэффициента трения. Значительное повышение качества модификации образцов имеет место при условии достижения прежде всего высокой адгезионной прочности соединения покрытия с основой, при формировании покрытий с высокими когезионными и упругими свойствами. Нанесение на поверхность алюминиевых образцов хрома перед синтезом полимерного покрытия в плазме тлеющего разряда приводит к увеличению адгезии покрытия и влияет на процессы адсорбции молекулярных фрагментов и структуру покрытия. Синтез покрытия проходил при значениях давления в реакционной камере от 60 до 100 Па, мощности низкочастотного разряда 70 Вт при различных длительностях обработки до 800 секунд.

Определение модуля упругости производилось методом наноиндентирования, заключающемся во вдавливании в поверхность образца твердой иглы известной формы, при постоянной скорости и контроле силы давления. Твердость и модуль упругости материала определялись по экспериментальной зависимости величины нагружения иглы и соответствующей глубины внедрения в поверхность образца. Стальные, алюминиевые и медные подложки были выбраны для оценки влияния на результаты исследования упругости подложки.

В результате было установлено, что модуль Юнга пленок тетрафторэтилена составляет 27-29 ГПа в зависимости от плотности тока разряда. Влияние плотности и структуры материала подложки (сталь, медь или алюминий) сказывалось на кинетических характеристиках. Так пленки адамантана, синтезированные в диапазоне плотностей токов разряда 1– 11 А/м<sup>2</sup>, обладают модулем Юнга от 43 до 47 ГПа, причём при равных временах обработки на алюминиевых подложках значения выше, чем на стальных. Зафиксировано неравномерное распределение твердости полимерной пленки по поверхности подложки. При обработке поверхности порядка 10 - 12 минут значения твердости пленок адамантана в центре образцов составили  $3.2 \pm 0.3$  ГПа, а у границ -  $2.8 \pm 0.3$  ГПа. Для пленок тетрафторэтилена подобного распределения обнаружено не было, их твердость была постоянной по всей поверхности подложек и равнялась  $1.8 \pm 0.2$  ГПа.

*Работа выполнена в рамках Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 гг. Проект: «Пленки и покрытия из адамантана, его производных и фторорганических соединений, сформированные в тлеющих разрядах пониженного давления». Государственный контракт П808 от 24 мая 2010 г.*

## ЗАЩИТА ПОВЕРХНОСТЕЙ ОТ БИОПОВРЕЖДЕНИЙ ТОНКИМИ ПЛЁНКАМИ, ПОЛИМЕРИЗОВАННЫМИ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ

Штеренберг А. М., Шацкий А. В., Карасёва Д. Н., Сафонов А. А., Андреева А. В.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

[physics@samgtu.ru](mailto:physics@samgtu.ru)

Экспериментально изучено влияние покрытия полимерными пленками поверхностей и тканей на динамику разрушения биологическими образцами. В качестве биоразрушителей использовались грибы рода *Aspergillus Mich*, занимающие одно из ведущих мест среди представителей этого класса по распространению и биологической активности. Они широко распространены в почвах, обладают высокой метаболической активностью и адаптационной способностью, обильно спороносят в различных условиях, устойчивы к воздействию неблагоприятных факторов. Следует выделить роль вида *Aspergillus niger*, который активно разлагают целлюлозу и другие полимерные соединения растительных тканей. Виды аспергиллов (в том числе и *Aspergillus niger*) постоянно встречаются среди грибов, вызывающих деструкцию каучука, резины, изоляционных полимерных материалов, стекла, радиоэлектронной аппаратуры, пластических материалов, защитных покрытий труб, теплиц, упаковочных средств.

В качестве исходных веществ для синтеза были выбраны адамантан и тетрафторэтилен. Для всех экспериментов было установлено единое значение параметров обработки: длительность 120 секунд, давление в рабочей камере 80 Па, плотность тока НЧ разряда  $3\text{ А/м}^2$ . Обрабатывались образцы из фильтровальной бумаги и полиэтилена. Чистую культуру *Aspergillus niger* получали путем выделения её из почвенной суспензии методом Коха. После обработки на образцы производился посев в микробиологическом боксе на чашки Петри методом распределения по поверхности шпателем Дригальского, после чего чашки Петри помещали в термостат на двое суток при  $37^\circ\text{C}$ . Антифунгальная активность определялась по размерам зон ограниченного роста *Aspergillus niger* (наличие единичных точечных колоний или отсутствие колоний) вокруг дисков. В качестве образцов сравнения для исследуемого вещества использовали диски, не подвергшиеся обработке и обработанные в тлеющем разряде пониженного давления в парах аргона. В результате проведенных экспериментов установлено: площадь зарастания чашек Петри в процентах по отношению к контролю на необработанной среде для образцов, обработанных в парах адамантана на 12% меньше для полиэтилена и на 7% меньше для фильтровальной бумаги; а образцов, обработанных в парах тетрафторэтилена на 37% меньше для полиэтилена и на 4% больше для фильтровальной бумаги. Поверхность полиэтилена, обработанная в плазме аргона на 18% меньше заросла биомассой, а фильтровальная бумага на 7% меньше необработанной.

Данные исследования позволяют сделать вывод о различном влиянии обработки поверхности плазмой тлеющего разряда в парах различных соединений, причём выявлена зависимость от типа конкретной обрабатываемой поверхности.

*Работа выполнена в рамках Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 гг. Проект: «Плазмохимический синтез пленок и порошков из адамантана и его производных в тлеющих разрядах пониженного давления». Государственный контракт П843 от 25 мая 2010 г.*

# ЭФФЕКТ ПОЛОЖИТЕЛЬНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО КОЭФФИЦИЕНТА СОПРОТИВЛЕНИЯ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ С ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРОЙ КЮРИ

Шут В. Н., Кашевич И. Ф.

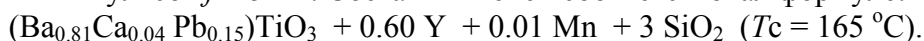
*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск,  
[shut@vitebsk.by](mailto:shut@vitebsk.by)*

## Введение

В последние десятилетия удалось добиться контролируемой совместимости тонких слоев сегнетоэлектриков с полупроводниковыми матрицами в рамках планарной технологии. Такая интеграция открывает возможность создания целого ряда новых устройств: энергонезависимой и динамической памяти с произвольной выборкой, конденсаторов, микроактюаторов, приемников инфракрасного излучения и др. [1]. Однако, присущие тонкопленочной технологии ограничения (низкая температура получения и обработки, размерные эффекты) во многом препятствуют воспроизведению в тонких пленках свойств, сравнимых со свойствами объемных материалов [2]. Это приводит к существенному различию в поведении параметров массивных и тонкопленочных образцов, а также к значительному разбросу характеристик самих пленок. Так, несмотря на очевидный прогресс в области получения и исследования тонких сегнетоэлектрических пленок на основе легированного титаната бария, воспроизведение в них «классического» эффекта положительного температурного коэффициента сопротивления (ПТКС) за счет зернограницных барьеров до недавнего времени не было успешным [3, 4]. Удавалось лишь добиться повышения сопротивления с ростом температуры за счет формирования барьерного перехода пленка-подложка. По-видимому, это связано именно с особенностями тонкопленочной технологии (малый размер зерна, низкая температура получения), которые препятствуют формированию зернограницных барьеров. О подходах, направленных на решение указанных проблем, сообщалось в [5, 6]. Методом импульсного лазерного осаждения были получены тонкие пленки титаната бария-стронция с размером зерна более 2 мкм и температурой фазового (ФП) перехода около 80°C, обладающие ПТКС-эффектом ( $R_{\max}/R_{\min} \sim 2.5$ ). Сообщалось, что для формирования зернограницных барьеров в тонкопленочных образцах необходим послеростовой отжиг тонких пленок в атмосфере кислорода. Температурой фазового перехода титаната бария можно управлять заменяя ионы бария на стронций (смещение в сторону низких температур) или на свинец (смещение в сторону высоких температур). А именно ФП определяет температурную область роста сопротивления материалов. Поэтому важной задачей является разработка научных принципов получения тонких пленок с ПТКС эффектом и высокой температурой Кюри. Развитие данного направления могло бы расширить область применения сегнетоэлектрических пленок в качестве поверхностных нагревателей, температурных датчиков в интегральных схемах, высокочувствительных сенсоров газов, работа которых основана на поверхностных эффектах. В настоящей работе приведены результаты исследований влияния условий осаждения и послеростовой обработки полупроводниковых тонких пленок  $(\text{Ba}, \text{Pb}, \text{Y})\text{TiO}_3$  на структуру, морфологию поверхности, диэлектрическую проницаемость, а также температурное поведение электрического сопротивления.

## Результаты и их обсуждение

Пленки были получены методом импульсного лазерного осаждения. Для напыления тонких пленок использовался эксимерный лазер  $\text{XeCl}$  ( $\lambda = 308$  нм) с частотой следования импульсов  $f = 5$  Hz. Состав мишеней соответствовал формуле:

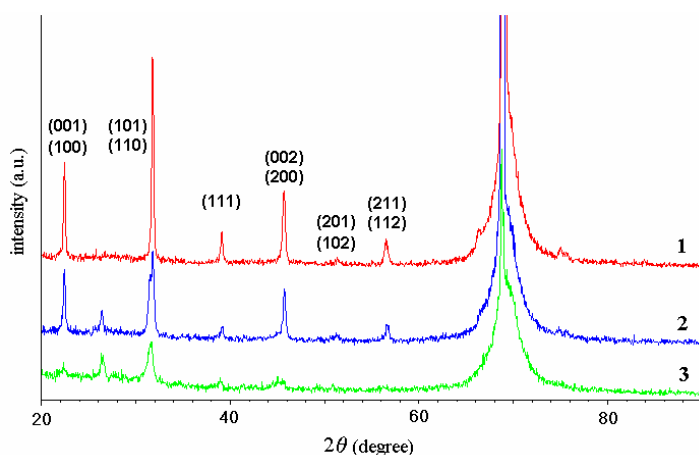


Режимы осаждения систематизированы в таблице 1. В качестве подложек использовались материалы: Si/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

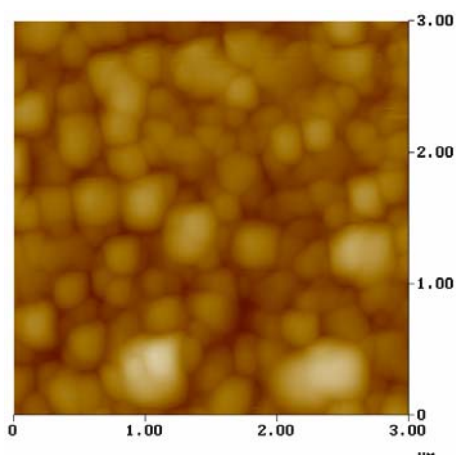
**Таблица 1.** Режимы осаждения пленок на основе (BaPb)TiO<sub>3</sub>

| Энергия импульса, (мДж) | Расстояние мишень-подложка, (мм) | Температура подложки, (°C) | Давление O <sub>2</sub> , (мбар)        | Время осаждения, (ч) |
|-------------------------|----------------------------------|----------------------------|-----------------------------------------|----------------------|
| 150–300                 | 20–40                            | 600 – 750                  | $1.5 \cdot 10^{-1} - 6.5 \cdot 10^{-2}$ | 0.5–2.5              |

На рис. 1 приведены рентгеновские дифрактограммы пленок различной толщины, полученных при условиях напыления близких к указанным выше.



**Рис. 1.** Рентгеновские дифрактограммы тонких пленок различной толщины: 1 – толщина пленки ~ 2.0 мкм; 2 – 1.0 мкм; 3 – 0.5 мкм



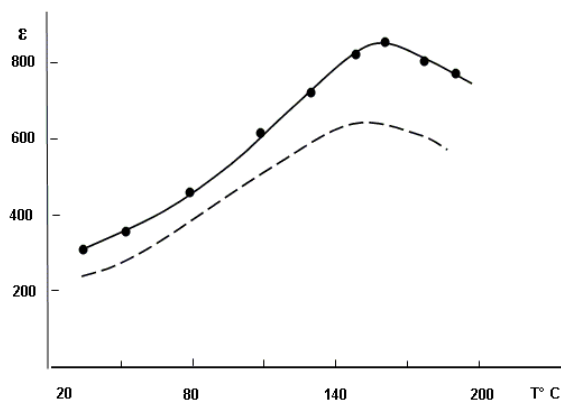
**Рис. 2.** Микроструктура тонких пленок (BaPb)TiO<sub>3</sub> толщиной ~ 2.0 мкм.

Видно, что образцы даже без последующего отжига имеют поликристаллическую перовскитную структуру и состав, соответствующий составу объемного материала, чему способствует высокая температура подложки в процессе распыления. Размер зерна исследуемых образцов повышается с увеличением толщины пленок. Для пленок толщиной 2.0 мкм размер зерна составляет 0.3 – 0.5 мкм (рисунок 2). Это несколько выше, по сравнению со стронций содержащими пленками, полученными в идентичных условиях [6].

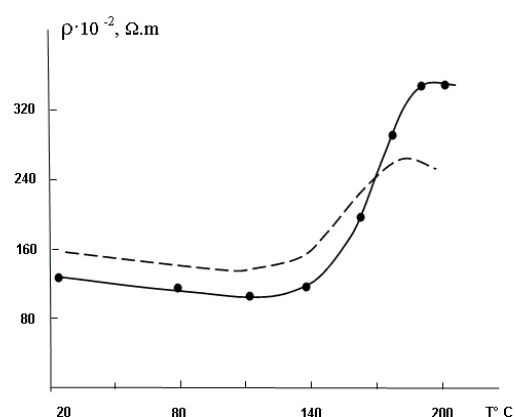
Диэлектрические характеристики исследовались на пленках непосредственно после напыления и образцах, подвергнутых послеростовому отжигу. Послеростовая термообработка проводилась в рабочей камере непосредственно после напыления пленок («in situ») при температурах 700–750°C в атмосфере протекающего кислорода в течение от 15 до 20 минут. На рисунке 3 приведены температурные зависимости  $\epsilon$  пленок VPbT, из которого видно, что величина и степень нелинейности диэлектрических свойств во многом определяется условиями послеростовой термической обработки. Значения диэлектрической проницаемости и нелинейность температурной зависимости после термообработки in situ увеличивались. Такие пленки имели более выраженные сегнетоэлектрические аномалии по сравнению с аналогичными неотожженными образцами.

Исследуемые структуры проявляли «классический» (зернограницный) ПТКС-эффект, так как температурное поведение сопротивления тонких пленок имеет сходство с зависимостью  $\rho(T)$  объемной позисторной керамики, а увеличение сопротивления имеет место в области фазового перехода. Скачок сопротивления увеличивается после отжига в кислородной среде и достигает  $R_{\max}/R_{\min} \sim 4.5$ , что больше, чем соответ-

вующая величина для структур на основе титаната бария-стронция [6]. Анализ процессов формирования барьерных слоев показывает, что зернограничные барьеры, ответственные за возникновение ПТКС-эффекта в тонких пленках, образуются за счет адсорбции кислорода (находящегося в ионизированном состоянии  $O^{2-}$ ). Поэтому отжиг пленок в атмосфере кислорода сопровождается повышением скачка сопротивления.



**Рис. 3.** Температурная зависимость диэлектрической проницаемости пленок ВРbТ без послеростового отжига и после отжига в среде кислорода.



**Рис. 4.** Температурная зависимость удельного сопротивления пленок ВРbТ без послеростового отжига и после отжига в среде кислорода.

Проведенные исследования позволяют сделать заключение, что при соответствующих условиях напыления и послеростовой термообработки можно добиваться возникновения ПТКС эффекта в тонкопленочных сегнетоэлектрических структурах и управлять в широких пределах температурой перехода в высокоомное состояние

## Список литературы

1. А.С. Сигов. Сегнетоэлектрические тонкие пленки в микроэлектронике. Соросовский образовательный журнал. – 1996. – № 10. – С. 83–91.
2. P. Bao. Barium strontium titanate thin film varactors for room-temperature microwave device application. J. Physics D. – 2008. – Vol. 41. – P. 063001.
3. M. Dawber, J.F. Scott. Negative Differential Resistivity and Positive Temperature Coefficient of Resistivity effect in the diffusion limited current of ferroelectric thin films capacitors. J. Physics. Condensed matter. – 2004. – Vol. 16, № 49. – P. L515–L521.
4. N. Lemée. Semiconductive Nb-doped BaTiO<sub>3</sub> films grown by pulsed injection metalorganic chemical vapor deposition. J. Cryst. Growth. – 2002. – Vol. 235, P. 347–351.
5. S.R. Syrtsov, V.N. Shut, I.F. Kashevich, A.S. Sedlovsky, B.E. Watts. Positive temperature coefficient of resistivity in thin films of barium titanate. Materials Science in Semiconductor Processing. – 2003. – Vol. 5. – P. 223–225.
6. В.Н. Шут, И.Ф. Кашевич, В.Е. Уоттс. Эффект положительного температурного коэффициента сопротивления в тонких пленках на основе легированного титаната бария-стронция. ФТТ. – 2008. – Т. 50, № 4. – С. 681–684.

# ПОЛЯРИЗАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГРАДИЕНТНЫХ ТОЛСТЫХ ПЛЕНОК $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$

Сырцов С. Р., Трубловский В. Л.

*Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси  
г. Витебск, Республика Беларусь,  
[shut@vitebsk.by](mailto:shut@vitebsk.by)*

## Введение

С середины 90-х годов сформировалось и быстро развивается новое направление в физике полярных диэлектриков – создание и исследование сегнетоэлектрических структур с изменяющимися по объему характеристиками [1–4]. Особенно большой объем исследований был выполнен по изучению структур на основе твердых растворов титаната бария-стронция  $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$  (BST) с пространственным изменением соотношения барий/стронций [4].

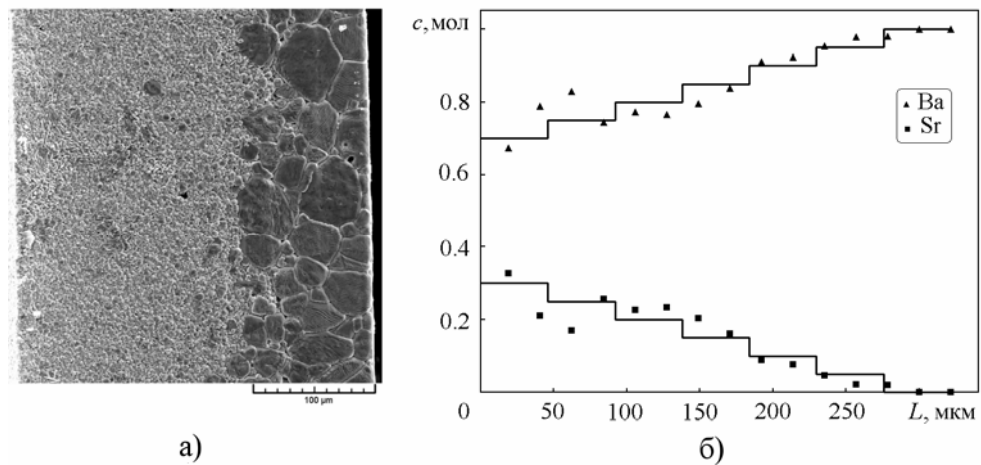
Кроме несомненной практической перспективы, градиентные сегнетоэлектрики весьма интересны и с научной точки зрения, в плане исследования в них особенностей сегнетоэлектрической неустойчивости, процессов поляризации и т. п. В отличие от однородных сегнетоэлектриков, характеризующихся симметричной петлей гистерезиса относительно осей поляризации  $P$  (заряда  $Q$ ) и приложенного поля  $E$ , в некоторых градиентных тонкопленочных структурах наблюдается смещение петли только вдоль оси поляризации [1, 2].

Несмотря на значительный объем экспериментальных и теоретических исследований градиентных сегнетоэлектриков (отраженный в большом числе публикаций в авторитетных изданиях), четкого понимания природы поляризационных процессов в градиентных структурах до сих пор не достигнуто. Большинство исследований по данной тематике посвящено изучению тонкопленочных материалов (толщиной менее 1 мкм). На их свойства значительное влияние оказывает подложка и в большинстве случаев можно говорить о сегнетоэлектрических характеристиках "тонкая пленка – подложка". Остается во многом "загадочным" наличие в поляризационных экспериментах по тонким пленкам сдвига петли гистерезиса лишь вдоль оси поляризации  $P$ . В то же время известно, что для монокристаллов с градиентом состава (примеси) характерно наличие сдвига петли по обеим осям ( $P$  и  $E$ ) [5]. Поэтому исследование процессов поляризации в толстых градиентных (многослойных) пленках, которые могут быть получены в свободном состоянии (без подложки) представляется актуальным. Учитывая, что данные по зависимости величины сдвига петли гистерезиса от толщины структур, полученные в рамках различных теоретических подходов, существенно отличаются, проведение подобных исследований весьма интересно и с точки зрения проверки соответствия указанных теорий эксперименту. Целью данной работы является исследование процессов поляризации градиентных (многослойных) толстых пленок на основе твердых растворов титаната бария-стронция  $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$  ( $x = 0\text{--}0.3$ ).

## Результаты и их обсуждение

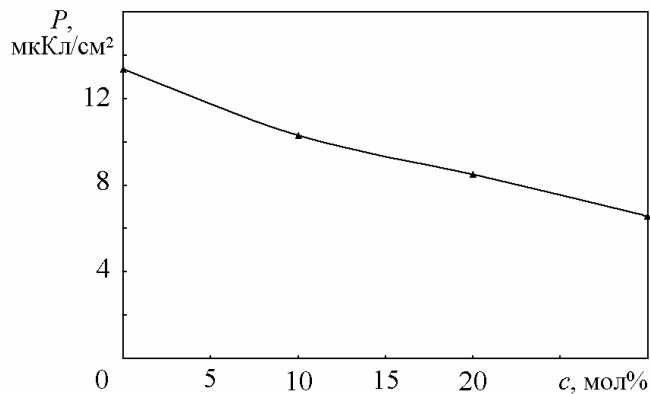
На рис. 1,а приведена микроструктура градиентной керамики с изменяющимся по толщине составом от  $x = 0$  до  $x = 0.3$ , изготовленной по разработанной ранее технологии [6]. Микроструктура различных областей градиентной керамики подобна микроструктуре однородных материалов. В частности, наблюдалось характерное для системы BST уменьшение размера зерна с увеличением концентрации Sr. Это свидетельствует о том, что при выбранных условиях спекания значительного растворения соседних слоев не происходит.

Исследования распределения элементов показывают, что при высокотемпературной термообработке происходит изменение ступенчатого закона пространственного распределения бария и стронция на квазинепрерывный (рис. 1 б).



**Рис. 1.** Градиентная керамика  $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$  с изменением состава от  $x = 0$  до  $x = 0.3$ : а) микроструктура (фотография торца), б) распределение Ba и Sr по толщине

Приведенные данные позволяют предположить, что каждый из пространственных слоев градиентной структуры имеет параметры (в частности диэлектрическую проницаемость  $\epsilon$  и спонтанную поляризацию  $P_S$ ), близкие к параметрам однородных материалов соответствующего состава. Зависимость спонтанной поляризации  $P_S$  от концентрации Sr (при комнатной температуре) представлена на рис. 2. Величина  $P_S$  с увеличением концентрации стронция уменьшается. Изменение поляризации составляет  $dP_S/dx \sim 0.12$  мкКл/(см<sup>2</sup>·мол%), что соответствует литературным данным для объемных керамических соединений [7].



**Рис. 2.** Зависимость спонтанной поляризации  $P_S$  однородной керамики  $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$  от концентрации стронция

Наличие в градиентных системах пространственно зависящей поляризации (со своей температурной зависимостью  $P_S(T)$  в каждом из слоев) может приводить к существенным особенностям поляризационных процессов в них, в частности, к сдвигу петли гистерезиса вдоль оси поляризации [2]. Однако заметного сдвига петель гистерезиса в исследуемой градиентной BST керамике обнаружено не было. Петли имели практически симметричный вид с  $E_S \approx 9$  мкКл/см<sup>2</sup> и были подобны петлям однородных материалов. Это ставит под сомнение справедливость ряда теоретических подходов [2, 4], используемых в настоящее время для описания эффектов в градиентных сегнетоэлектриках, т. к. согласно им величина поляризационного сдвига  $\Delta Q \sim L$ , т. е. должна увеличи-

ваться с ростом толщины пленки. Отсутствие  $\Delta Q$  в толстопленочных образцах свидетельствует в пользу подхода, развитом М. Marvan и J. Fousek [8, 9], в котором обосновывается необходимость учета в разложении свободной энергии добавочного члена  $\Delta F = -\gamma P \text{grad } c$ , обусловленного изменением химического состава  $c(z)$ . Введение такого члена эквивалентно наличию в системе эффективного "градиентного" электрического поля  $E_{\text{эф}} = \gamma \text{ grad } c$ , обеспечивающего ориентацию спонтанной поляризации и появление поляризационного сдвига. При разумных допущениях было установлено, что величина смещения центра петли гистерезиса пропорциональна градиенту состава в образце:  $\Delta Q \sim \gamma \text{ grad } c$ . В этом случае (при  $\Delta c = \text{const}$ )  $\Delta Q \sim 1/L$ , т.е. эффект значителен только в тонкопленочных градиентных структурах. Отметим, что в работах [10, 12] особенности поведения градиентных тонких пленок в сильном переменном электрическом поле связываются с контактными явлениями на границе электрод-пленка и наличием в образце асимметричного тока проводимости. Исследуемые в нашей работе материалы имели достаточно большое сопротивление по постоянному току ( $\rho \approx 2 \cdot 10^{11}$  Ом·м), не зависящее от полярности приложенного поля. С помощью создания искусственной асимметрии проводимости по методу, описанному в работе [10] (при включении параллельно исследуемому образцу диода с ограничительным сопротивлением), нами наблюдались эффекты, характерные для тонкопленочных градиентных сегнетоэлектриков, в частности, сдвиг петли гистерезиса вдоль оси поляризации. Очевидно, что наличие такого сдвига не связано с "внутренними" процессами, проходящими в градиентных объемных материалах.

Наличие эффективного поля  $E_{\text{вн}}$  в теории Marvan–Fousek должно также приводить к горизонтальному сдвигу петли гистерезиса (вдоль оси  $E$ ). В выполненных нами исследованиях поляризационных характеристик градиентных толстых пленок  $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$  такого сдвига зафиксировано не было. Можно предположить, что это связано со следующим обстоятельством. В системе BST изменение состава происходит за счет замены элементов, являющихся гомологами (Ba и Sr), обладающих близкими электронными конфигурациями и одинаковым зарядом ионов. Поэтому величина  $\gamma$  (и соответственно,  $E_{\text{вн}}$ ) мала для проявления указанного эффекта. В других системах, где происходит замена (внедрение) химических элементов с отличными зарядами ионов (например, в градиентных монокристаллах ТГС:Cr<sup>3+</sup>) величина  $\gamma$  может оказаться существенно выше, что позволяет наблюдать эффект даже при меньших градиентах состава [5].

## Список литературы

1. N. W. Schubring, J. V. Mantese, A. L. Micheli, A. B. Catalan, R. J. Lopez. Phys. Rev. Lett. 68, 1778 (1992).
2. J. V. Mantese, S. P. Alpay. Springer, New York, (2005).
3. S. Marković, M. Mitrić, N. Cvjetičanin, and D. Uskoković. J. Eur. Ceram. Soc. 27, 505 (2007).
4. M. W. Cole, E. Ngo, S. Hirsch, J. D. Demaree, S. Zhong, and S. P. Alpay, J. Appl. Phys. 102, 034104 (2007).
5. В. Н. Шут, И. Ф. Кашевич, С. Р. Сырцов. ФТТ. 50, 115 (2008).
6. V. N. Shut, S. R. Syrtsov, V. L. Trublovsky, A. D. Poleyko, S. V. Kostomarov, L. P. Mastyko. Ferroelectrics. 386, 125 (2009).
7. A. D. Hilton and B. W. Ricketts. J. Phys. D: Appl. Phys. 29, 1321 (1996).
8. M. Marvan, P. Chvosta, J. Fousek. Appl. Phys. Lett. 86, 221922 (2005).
9. M. Marvan and J. Fousek. Phase Transitions. 79, 485 (2006).
10. R. Bouregba, G. Poullain, B. Vilquin, G. Le Rhun. J. Appl. Phys. 93, 5583 (2003).
11. G. Poullain, R. Bouregba, B. Vilquin, G. Le Rhun, and H. Murray. Appl. Phys. Lett. 81, 5015 (2002).
12. C. K. Wong, C. H. Tsang, and F. G. Shin. J. Appl. Phys. 96, 575 (2004).

## **ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОДОВ-ИНСТРУМЕНТОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ**

**Мозжаров С. Е., Шут В. Н.**

*ГНУ «ИТА НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь,  
[ikm\\_ita@vitebsk.by](mailto:ikm_ita@vitebsk.by)*

Электроэрозионный способ обработки относится к числу современных технологических процессов сокращающих трудоемкость обработки проводящих труднообрабатываемых материалов [1]. Способ представляет собой разрушение металла или иного токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между двумя электродами, один из которых является обрабатываемой деталью, а другой — электродом-инструментом (ЭИ). Под воздействием высоких температур в зоне разряда происходит нагрев, расплавление и частичное испарение материала обрабатываемой детали.

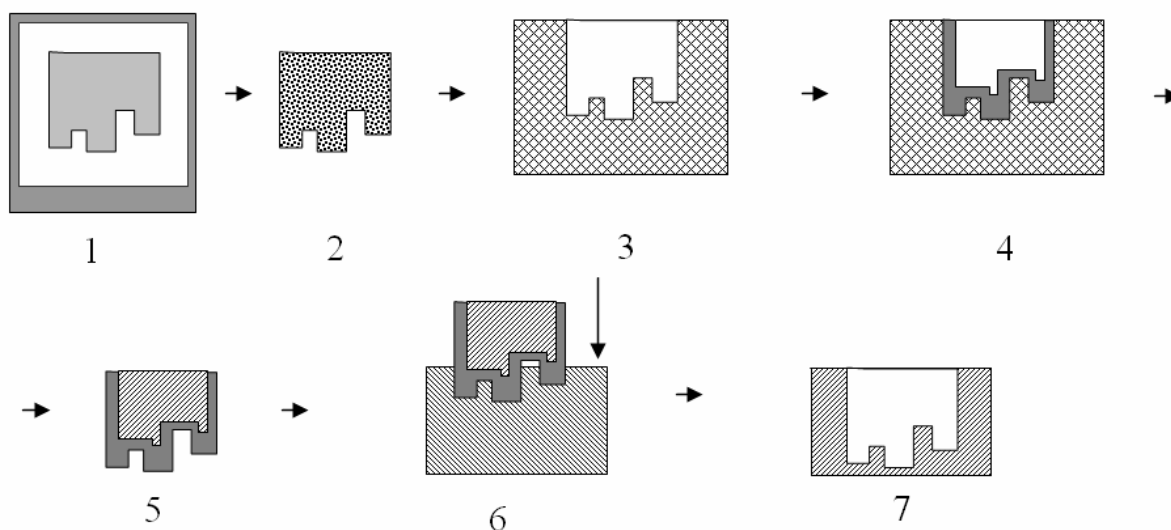
Для обработки применяются электроды-инструменты различной конфигурации. Так контурная вырезка осуществляется непрофилированными ЭИ. В качестве непрофилированного ЭИ используется калиброванная проволока, изготавливаемая из латуни, вольфрама и других сплавов. В этом случае форма и размеры ЭИ могут быть не связаны с формой и размерами обрабатываемой детали или ее элементов и отображать их лишь частично. Копировально-прошивочные операции выполняются профилированными ЭИ. Такие ЭИ имеют трехмерную поверхность, являющуюся зеркальным отображением обрабатываемой детали или ее элементов, т.е. форма и размеры ЭИ определяются формой и размерами обрабатываемой детали или ее элементов[2].

Для изготовления профилированных, фасонных электродов-инструментов используются как традиционные методы, такие как фрезерование, точение и слесарная обработка, так и методы, которые значительно снижают трудоемкость изготовления и стоимость ЭИ. К ним относятся методы: вихревого копирования, порошковой металлургии, гальванопластики и металлизации напылением.

В нашей работе рассматриваются возможности использования метода селективного лазерного спекания (СЛС) [3] для изготовления фасонных электродов-инструментов.

При изготовлении электродов-инструментов методом СЛС использовались несколько технологических схем. Одна из них заключалась в непосредственном изготовлении ЭИ по СЛС технологии. В этом случае по компьютерной модели на СЛС установке изготавливали пористую заготовку электрода-инструмента необходимой конфигурации из порошка железа марки ПЖ. Затем проводили инфильтрацию заготовки медью, по методу наложения. [4]. Недостаток данного метода заключается в том, что электрод-инструмент изготавливается в единственном экземпляре и если потребуется более одного такого же ЭИ его придется изготавливать заново.

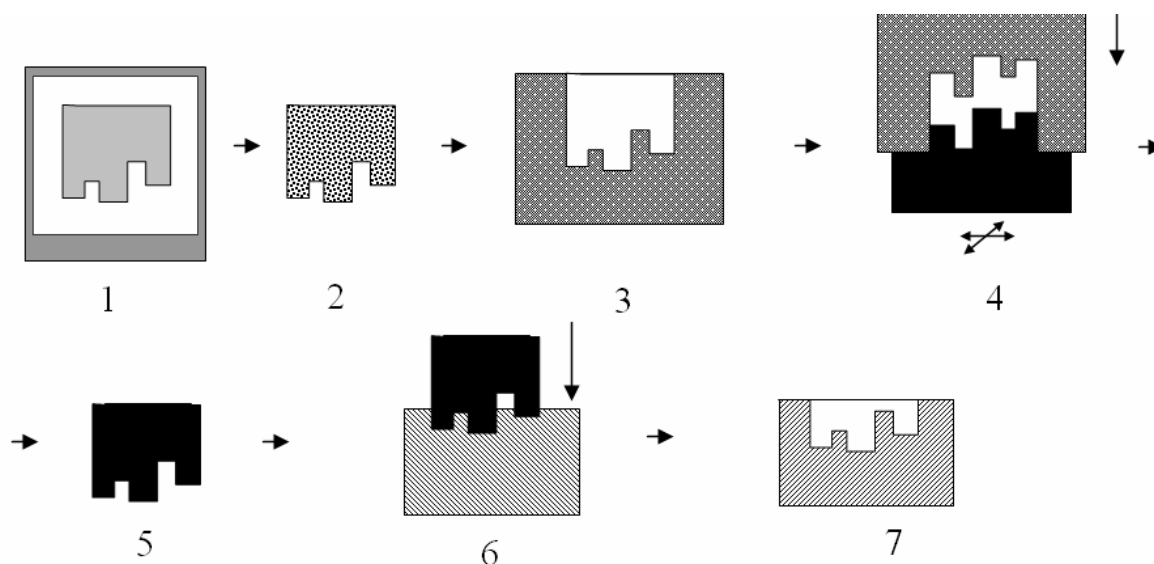
Для изготовления партии одинаковых электродов-инструментов использовались несколько иные методики. По компьютерной модели, спроектированной с учетом усадки материалов в последующих технологических операциях, на СЛС установке изготавливался не сам ЭИ, а его модель - из порошковой смеси кварцевого песка и термопластичного полимера (рис.1). После инфильтрации модели жидким стеклом по методу погружения, с высушенной модели делали форму, используя силиконовую резину. Полученную копию использовали для изготовления медного электрода-инструмента методом гальванопластики.



**Рис. 1.** Схема процесса изготовления изделия медным электродом-инструментом, полученным с использованием СЛС процесса.

1 – Компьютерная модель электрода- инструмента; 2 – Модель электрода- инструмента изготовленная СЛС методом; 3 – Силиконовая форма; 4 – Электрохимическое осаждение меди; 5 – Заливка медной оболочки легкоплавким металлом; 6 – Обработка стальной заготовки, изготовленным электродом-инструментом; 7 – Готовое изделие

При изготовлении ЭИ из углярафита (рис.2) также вначале была получена модель электрода-инструмента на СЛС установке. Модель покрывалась разделительным слоем и помещалась на дно ящика, в который затем заливали смесь эпоксидной смолы с частицами карбида кремния. После затвердевания смолы, полученную форму отделяли от модели и использовали в качестве абразивного мастер-инструмента для вихрекопировального станка [5].



**Рис. 2.** Схема процесса изготовления изделия углеграфитовым электродом-инструментом, полученным с использованием СЛС процесса

1 – Компьютерная модель электрод- инструмента; 2 – Модель электрод- инструмента изготовленная методом СЛС; 3 – Мастер-инструмент для вихрекопировального станка; 4 – Обработка графитового блока на вихрекопировальном станке; 5 – Графитовый электрод инструмент; 6 – Обработка стальной заготовки изготовленным электрод инструментом; 7 – Готовое изделие

На вихрекопировальном станке этим инструментом проводилась обработка углеграфитового блока для получения фасонного электрода-инструмента. Абразивный мастер-инструмент может быть неоднократно использован для изготовления электродов-инструментов или восстановления изношенных. Кроме, того, несложно получить, дополнительные экземпляры мастер-инструмента, используя модель, изготовленную методом СЛС.

В качестве эксперимента, мастер-инструмент для вихрекопировального станка, был получен непосредственно методом СЛС. Для его изготовления использовалась смесь порошка карбида кремния и термопластичного полимера. С помощью этого инструмента также была проведена обработка углеграфитового блока для получения фасонного электрода-инструмента.

Все полученные электроды-инструменты были испытаны на электроэрозионном участке инструментального цеха ПО «Витязь». Обработывались детали из стали 12Х на станке типа 4Г721М. Испытания показали, что электроды-инструменты, изготовленные по описанным выше схемам, обеспечивают качество электроэрозионной обработки не хуже, чем аналогичные электроды-инструменты, полученные традиционными методами.

Таким образом, проведенные нами исследования показали перспективность использования технологии селективного лазерного спекания при изготовлении электродов-инструментов для электроэрозионной обработки инструментальных сталей.

#### **Список литературы**

1. Горюшкин В.И. Основы гибкого производства машин и приборов/В.И. Горюшкин. -Минск: Наука и техника, 1984.-140 с.
2. Немилов Е.Ф. Электро-эрозионная обработка материалов/ Е.Ф. Немилов -Ленинград: «Машиностроение», 1983.-160 с.
3. Кузнецов В. Системы быстрого изготовления прототипов и их расширения/ В.Кузнецов//CAD/CAM/CAE Observer -2003.- № 4.-С.2-7.
4. Н.К.Толочко, Н.В.Соболенко, С.Е.Мозжаров, Ядройцев И.А., Горюшкин В.И., Дубовец В.С. Технология послойного синтеза – новый метод формообразования порошковых изделий // Вестник машиностроения. – 1995.- N 4.-С. 22-25.
5. Аронов А. И. Станки для обработки методом "вихревого копирования"/ "Металлорежущие и деревообрабатывающие станки, автоматические линии", 1967, в. 10.

### **МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ ТЕРМОРЕЗИСТОРОВ К ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ НАГРУЗКАМ**

**Гаврилов А. В.**

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск,  
[shut@vitebsk.by](mailto:shut@vitebsk.by)

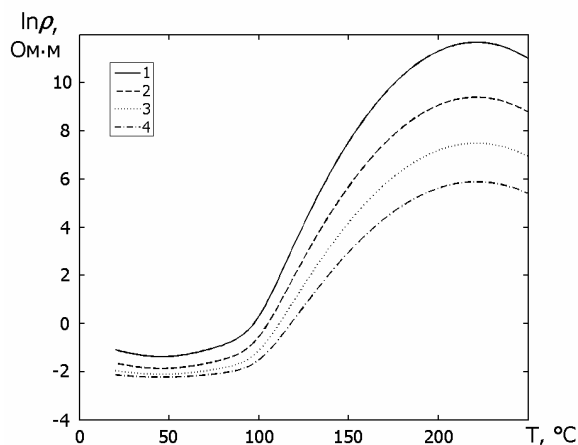
#### **Введение**

Терморезисторы с положительным температурным коэффициентом сопротивления (ПТКС) на основе керамики титаната бария, легированной редкоземельными элементами нашли широкое применение в электротехнике и радиоэлектронике (ПТКС-терморезисторы (позисторы) используются в силовых цепях в качестве нагревательных, пусковых элементов, в схемах защиты и др.) [1]. В результате воздействий больших токовых нагрузок, терморезисторы могут разрушаться (эффект «расслоения») [2].

Причина данного явления заключается в возникновении значительных температурных градиентов и связанных с ними напряжений величиной 50–100 МПа [3], что соизмеримо с пределом прочности керамики титаната бария 50–150 МПа [4]. Поэтому важной задачей является повышение устойчивости позисторов к тепловому удару в процессе нагрева электрическим током. При этом решение данной проблемы путем улучшения механических (прочностных) свойств керамики  $\text{BaTiO}_3$  без влияния на её электрические характеристики является трудно выполнимой задачей. Другим способом решения этой задачи может быть коррекция (выравнивание) тепловых полей и как следствие снижение термоупругих напряжений. Данный способ может быть реализован путем коррекции формы терморезистора или конфигурации электродов.

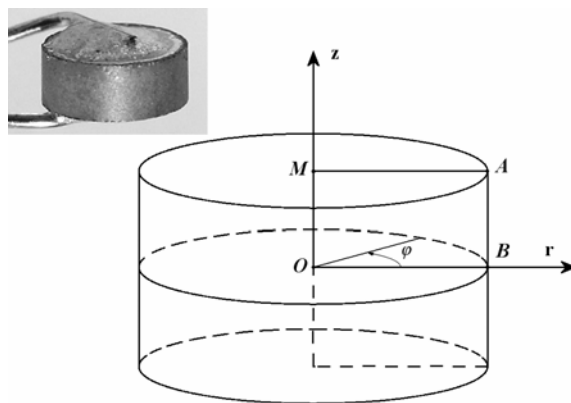
### Теоретическая модель

Распределение температуры в позисторных элементах рассчитывалось путем совместного решения уравнений теплопроводности и электропроводности. Для расчетов температурных напряжений решалась квазистатическая задача термоупругости [3]. Удельное сопротивление позисторной керамики  $\rho$  зависит от состава материала, технологических режимов его изготовления, температуры образца и напряженности электрического поля  $E$  (варисторный эффект) [1]. Зависимости удельного сопротивления от температуры и напряженности электрического поля были получены экспериментально (рис. 1). Учитывая симметрию позисторных элементов цилиндрической формы (рис. 2), решение задачи находилось в координатах  $z$ ,  $r$ , (случай осевой симметрии) причем, только для положительных значений координаты  $z$ , поскольку результаты для отрицательных значений  $z$  могут быть получены зеркальным отражением (для сечения  $OMAB$  рис. 2 и 3). Расчеты были проведены на основании исследований защитных терморезисторов, производства ОАО «Витебский завод радиодеталей «МОНОЛИТ»» (температура переключения  $T_C = 87^\circ\text{C}$ , удельное сопротивление при  $25^\circ\text{C}$   $\rho_{25} = 0.31 \text{ Ом}\cdot\text{м}$ ).

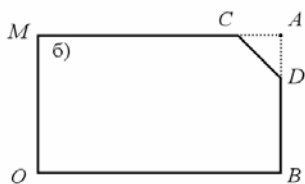


**Рис. 1.** Температурная зависимость удельного сопротивления позисторной керамики:

1 –  $E = 0 \text{ В/мм}$ ; 2 –  $E = 100 \text{ В/мм}$ ;  
3 –  $E = 200 \text{ В/мм}$ ; 4 –  $E = 300 \text{ В/мм}$ .



**Рис. 2.** Фотография и схематическое изображение терморезистора.



**Рис. 3.** Вид сечения терморезистора со скошенной кромкой.

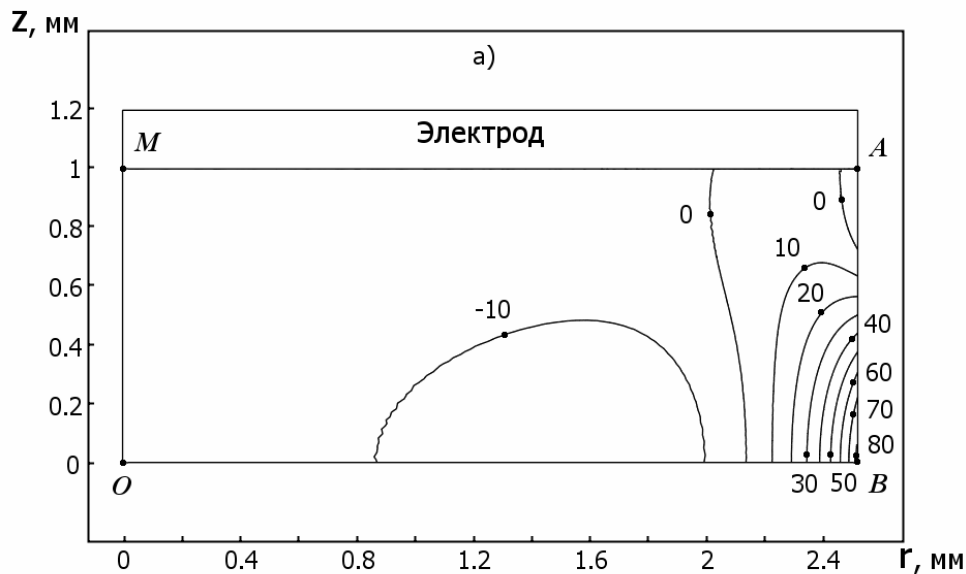
Позисторы, как правило, являются элементами защиты от перегрузок по току и мощности, которые включаются в электрические схемы последовательно с некоторым нагрузочным сопротивлением  $R_d$ . При этом добавочное сопротивление способствует увеличению температурных напряжений [3]. В настоящей работе рассматривался случай воздействия напряжения 220 В на

электрическую цепь, состоящую из терморезистора, последовательно соединенного с балластным сопротивлением  $R_d$ . При расчетах значение  $R_d$  принималось равным 90 Ом и 120 Ом, (при этом ток в цепи ограничивался до 2 А и 1.5 А). При указанных значениях балластного сопротивления достигаются максимальные растягивающие напряжения в классическом варианте исполнения ПТКС-термисторов [3].

### Результаты и их обсуждение

Исследовались два типа терморезисторов. Первый имеет форму цилиндра с прямоугольным сечением ОМAB – классический типоразмер, второй имеет сечение ОМСDB (вариант со скошенной острой кромкой)– модифицированный типоразмер (рис. 2, 3).

На рис. 4. приведено распределение температурных напряжений для классического терморезистора в момент времени, когда достигаются максимальные растягивающие напряжения (для компоненты тензора напряжений  $\tau_z$ ).

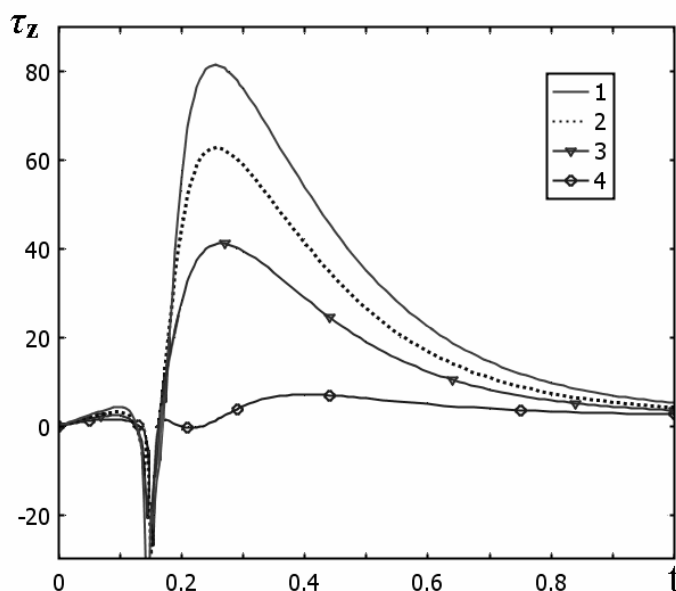


**Рис. 4.** Распределение температурных напряжений  $\tau_z$  в терморезисторе классической формы в момент времени  $t = 0.195$  с после приложения напряжения

Видно, что максимум температурных напряжений достигается в точке  $B$  боковой поверхности. При этом процесс нагрева происходит следующим образом. В начальный момент времени происходит быстрый разогрев позистора. Так как температура центральной области превышает температуру на границах, переключение в центре происходит раньше. Экспоненциальная зависимость сопротивления от температуры способствует максимальной теплогенерации в центре элемента, при этом имеет место интенсивный отток тепла из керамики в электрод, что обуславливает формирование высокого температурного градиента ( $\Delta T \sim 75$  °C). В дальнейшем, с ростом сопротивления керамики, генерируемая мощность уменьшается, электрод прогревается, и температурное поле по толщине терморезистора выравнивается.

Рассмотрим случай модифицированного типоразмера для которого введем обозначение  $h = AC=AD$ . В модифицированном варианте за счет изменения формы и площади электродов терморезисторов в приэлектродных областях плотность электрического тока выше. Следовательно, теплогенерация в приэлектродных областях увеличивается, что уменьшает перепада температур по толщине позистора (более чем на 10 °C). Это приводит к снижению напряжений. На рис. 5 приведены изменения напряжений  $\tau_z$  в центре боковой поверхности (точка  $B$ ) от времени при различных значениях  $h$ . Скачок напряжений при  $t \sim 150$  мс связан с изменением знака коэффициента теплового расширения титаната бария при фазовом переходе. Величина максимальных растяги-

вающих напряжений начинает заметно уменьшаться уже при  $h > 100$  мкм; и при  $h = 200$  мкм уменьшается до 41 МПа (в 2 раза) по сравнению с терморезисторами стандартной формы и не превышает предела прочности керамики указанного типа. При дальнейшем увеличении скоса острой кромки ( $h > 250$  мкм) растягивающие напряжения в центре боковой поверхности уменьшаются. Однако при этом меняется характер переключения позистора – возникают большие локальные перепады температур в приэлектродных областях, способные инициировать зарождение и распространение трещин.



**Рис. 5.** Зависимость величины температурных напряжений  $\tau_z$  от времени в центре боковой поверхности терморезистора (при  $R_d = 120$  Ом): 1 – для терморезистора классической (цилиндрической) формы, 2 – для терморезистора модифицированной формы с  $h = 150$  мкм, 3 –  $h = 200$  мкм, 4 –  $h = 250$  мкм.  $\tau_z$ , МПа;  $t$ , с.

### Заключение

Численными методами изучены температурные напряжения в ПТКС-термисторах на основе полупроводниковой керамики титаната бария при воздействии токовых нагрузок. Показано, что путем изменения формы терморезисторов (снятия острой кромки керамических элементов) можно осуществлять изменения температурного рельефа, добиваясь значительного снижения температурных напряжений (до двух раз) и повышения устойчивости к электрическим нагрузкам по сравнению с терморезисторами классической формы.

### Список литературы

1. Шефтель, И. Т. Терморезисторы / И.Т. Шефтель. – М.: «Наука», 1973. .
2. Dewitte, C. On the mechanism of delamination fracture of BaTiO<sub>3</sub>-based PTC thermistors / C. Dewitte, R. Elst, F. Delannay // J. European Ceramic Society. – 1994. – Vol. 14. – P. 481–492.
3. Шут В. Н., Гаврилов А. В. Температурные напряжения в неоднородных терморезисторах на основе титаната бария // ИФЖ. 2009. Т. 82, № 5. С. 981–983
4. 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.

# ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ТГС СО СЛОИСТОЙ ПРИМЕСНОЙ СТРУКТУРОЙ

Шут В. Н., Мозжаров С. Е., Кашевич И. Ф.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь,  
[kashevich@tut.by](mailto:kashevich@tut.by)*

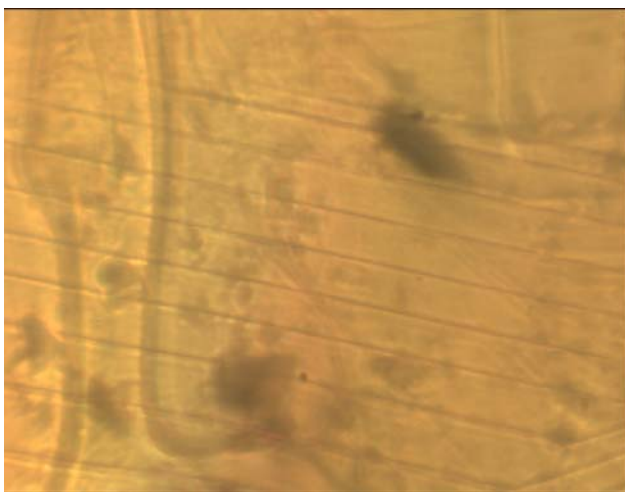
Известно, что основные электрофизические свойства сегнетоэлектрических кристаллов во многом определяются их доменной структурой. Большой научный и практический интерес в этом плане связан с возможностью получать кристаллы с заданной конфигурацией доменов, формирующейся в процессе роста кристаллов или путем послеростовой обработки (“ferroelectric domain engineering”). Для одноосных сегнетоэлектриков одним из вариантов таких структур являются периодически поляризованные кристаллы с ростовой регулярной (слоистой) доменной структурой (РДС). В качестве примера создания и использования сегнетоэлектрических кристаллов с РДС можно привести широко исследуемые кристаллы группы ниобата лития, на основе которых разрабатываются элементы для лазерной техники, оптоэлектроники, акустоэлектроники. Регулярная доменная структура в этих кристаллах связана с промодулированной редкоземельными примесями кристаллической структурой – вхождение примеси имеет периодический характер. РДС возникает здесь как результат проявления микростроения примесной подструктуры [1]. Показано [2], что доменные стенки возникают всегда в местах, где градиент концентрации примеси меняет знак от плюса к минусу или наоборот и, в конечном счете, конфигурация и ориентация РДС определяются величиной и характером распределения легирующей примеси в сегнетоэлектрических кристаллах. Большинство работ, раскрывающих потенциальные возможности таких кристаллов с РДС, относятся к исследованию высокотемпературных кристаллов, выращиваемых из расплавов. Вопросы, связанные с получением и исследованием водородсодержащих кристаллов, получаемых из растворов (кристаллы изоморфных рядов дигидрофосфата калия (КДП), триглицинсульфата (ТГС), сегнетовой соли и др.), с заданной конфигурацией доменов путем создания периодического распределения примеси остаются менее изученными.

В данной работе представлен способ и кристаллизационная аппаратура для получения закономерно-неоднородных кристаллов ТГС, которые состоят из регулярных слоев, содержащих примеси ионов хрома (неизоморфная примесь) или L- $\alpha$  аланина (изоморфная примесь) и беспримесных слоев, а также результаты исследования влияния такого периодического распределения указанных примесей на формирование доменной структуры.

Для получения неоднородных кристаллов ТГС было использовано устройство, в котором слоистая примесная структура создавалась путем последовательного наращивания слоев в кристаллизуемых растворах, содержащих различную по составу и количеству примесь. В данном устройстве эти растворы помещаются в различные секции одного и того же кристаллизатора, поэтому температура роста одинакова в обоих случаях. Выращиваемые кристаллы перемещаются из одного раствора в другой механически с помощью специального устройства. Процесс выращивания происходит в данном устройстве следующим образом. Затравка погружается в раствор, перегретый на 0,5 °C выше температуры насыщения, затем температура раствора понижается до температуры роста. После завершения регенерации кристалл перемещается в другой раствор, и затем возвращается в первый раствор и т. д. Таким образом, наращиваются слои разного состава. В данном устройстве кристаллы выращивались методом снижения температуры в сегнетоэлектрической температурной области (при температурах роста от ~

32 °C до ~18 °C), т.е. ниже точки Кюри ( $T_c = 49,1^\circ\text{C}$ ). Размер слоев задавался временем роста кристалла в каждом растворе. Например, для кристаллов ТГС:Сг размер слоев с примесью и без примеси задавался одинаковым и составлял 200 –250 мкм.

При разработке методологии наблюдения и исследования доменной структуры были изучены и опробованы различные способы выявления доменной структуры сегнетоэлектрических кристаллов, в частности, избирательное травление, метод порошков (или декорирования), метод нематических жидких кристаллов (НЖК). Технически простым и информативным является метод НЖК [3]. В процессе исследования кристаллы ТГС раскалывались по плоскости спайности (010), перпендикулярно вектору спонтанной поляризации. На свежий скол наносилась пленка НЖК (с  $\Delta\epsilon < 0$ ). В поляризационном микроскопе наблюдалось контрастное изображение статической доменной структуры в проходящем свете при скрещенных поляроидах в положении погасания. Кроме того, одновременно наряду с доменной структурой, хорошо определялась и морфология поверхности кристаллов, в частности, слои роста с различным содержанием примеси (рис. 1).



**Рис. 1.** Поверхность неоднородного кристалла ТГС:Сг с НЖК.

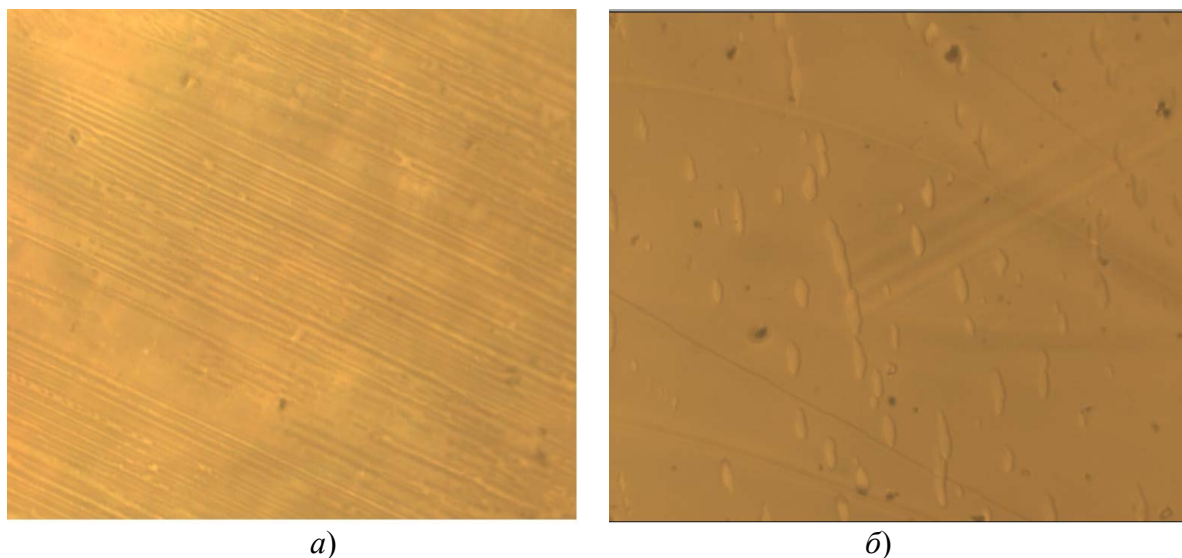
Проведенные исследования показали, что характер доменной структуры зависел в большой степени от пирамиды роста и периода примесной структуры, а также некоторых других факторов, например, расстояния исследуемого скола кристалла от затравки. Отметим, что в отличие от чистых кристаллов, у которых суммарный размер доменов с разным направлением спонтанной поляризации  $P_s$  обычно почти одинаков, в случае легированных кристаллов со случайным образом распределенной примесью наблюдается несовпадение этих размеров (униполярная доменная структура). В большинстве случаев доменная структура

ТГС:Сг с периодической примесной структурой представляла собой чередующиеся 180 градусные полосы с противоположным направлением  $P_s$  (рис. 2а), По-видимому, здесь примесные слои, подобно слоям роста в высокотемпературных кристаллах, также определяли границы доменов. Кроме того, проведенные исследования с использованием метода порошков (нами использовался в качестве порошка “Херох toner”) показали, что декорирование выявляет определенную структуру дефектов, коррелирующую с доменной структурой в сегнетоэлектрическом состоянии и сохраняющуюся даже в парафазе.

Картина доменной структуры неоднородных кристаллов ТГС, легированных изоморфной полярной примесью аланина, была иной: на фоне больших доменных областей одного знака наблюдались небольшие остаточные домены противоположного знака (рис. 2б). Отметим, что при исследовании кристаллов с периодическим послойным изменением концентрации примеси L- $\alpha$ - аланина с небольшим периодом примесной структуры (до 100 мкм) доменная и периодическая примесная структуры вообще не выявлялись, что свидетельствовало о монодоменном состоянии таких кристаллов.

Исследования процессов переключения в сегнетоэлектрических кристаллах под действием внешнего переменного поля позволяют косвенно судить о структуре и динамике доменов. Например, униполярность доменной структуры проявляется в несимметричности процессов переключения по отношению к знаку приложенного поля (петли диэлектрического гистерезиса смещены или искажены относительно осей приложенного поля и поляризации). При исследовании диэлектрических петель гистерезиса

кристаллов ТГС:Сг с полосчатой примесной структурой, в соответствии с выявленной доменной структурой, наблюдались симметричные петли гистерезиса, но с повышенным значением коэрцитивного поля, по сравнению с чистыми кристаллами. Петли гистерезиса неоднородных кристаллов АТГС были несимметричными, что свидетельствовало о высокой степени униполярности таких кристаллов, несмотря на то, что такие кристаллы содержали большие безпримесные участки. Последние данные согласуются с результатами работы [4], в которой показано монодоменизирующее влияние аланированных слоев на доменную структуру чистых слоев ТГС.



**Рис. 2.** Доменная структура кристаллов ТГС с периодическим послойным изменением примеси:  
а – ТГС:Сг, б – АТГС.

Проведенные исследования показали, что существует определенная корреляция доменной и дефектной структур для сегнетоэлектрических кристаллов ТГС, выращиваемых из растворов. Направление и конфигурация доменов примесных кристаллов ТГС во многом определяются количеством, качеством примеси и характером ее распределения. Это позволяют утверждать, что создание в процессе выращивания кристаллов в сегнетофазе ориентационно упорядоченного распределения примесей в их объеме может быть одним из эффективных способов управления конфигурацией доменной структуры, а следовательно и свойствами.

### Список литературы

1. Евланова Е.Ф., Наумова И.И., Чаплина Т.О., Лаврищев С.В., Блохин С.А. // Физика твердого тела.- 2000. -Т.42. – В.9. С.1678 – 1681.
2. Ya-lin Lu, Yan – ging Lu, Xiang-fei Cheng and Nai-ben Ming. // Appl. Phys. Lett.,- 1996.- V.68, 6 May.- P. 2642 – 2644.
3. Тихомирова Н.А., Донцова Л.И., Пикин С.А. // Кристаллография.- 1978.- Т.23, Вып. 8.- С. 1239 - 1246.
4. Дука С.Н., Клубович В.В., Толочко Н.К., Тихомирова Н.А.//Кристаллография.- 1993.- Т.38, Вып. 2.- С. 200 - 205.

# СТРУКТУРА ПОРОШКОВ ТИТАНАТА БАРИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

Шут В. Н., Костомаров С. В.

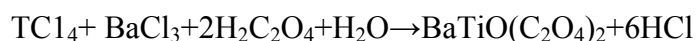
*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск,*  
[shut@vitebsk.by](mailto:shut@vitebsk.by)

## Введение

Исходные порошки титаната бария обычно получают методом твердофазного синтеза из диоксида титана и карбоната бария. Этот метод, как правило, применяется при промышленном производстве конденсаторов и позисторов, а его технологические особенности и возможности достаточно подробно изучены. Из альтернативных методов наиболее известен оксалатный, где исходный порошок титаната бария получают прокалкой титанилоксалата бария (ТОБ)  $\text{BaTiO}(\text{C}_2\text{O}_4)_2 \times 4\text{H}_2\text{O}$ , осажденного из водных растворов  $\text{BaCl}_2$ ,  $\text{TiCl}_4$  и  $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$ . В научных исследованиях, особенности данной технологии изучены в меньшей степени. Вместе с тем, некоторые работы указывают на довольно широкие возможности управления структурой и свойствами материалов путем изменения характеристик «оксалатных» порошков титаната бария. Известно также, что при определенных режимах прокали титанилоксалата бария можно синтезировать нанокристаллический и даже нанодispersный порошок титаната бария с малым содержанием остаточных фаз [1]. Применение таких исходных материалов открывает перспективу для разработки сегнетоэлектрической керамики, сочетающей пониженную температуру спекания и высокие электрические свойства. В настоящей главе систематизированы результаты исследований характеристик порошков титаната бария, осажденных методами Клабо и Меркера.

## Характеристики химически осажденных порошков титаната бария

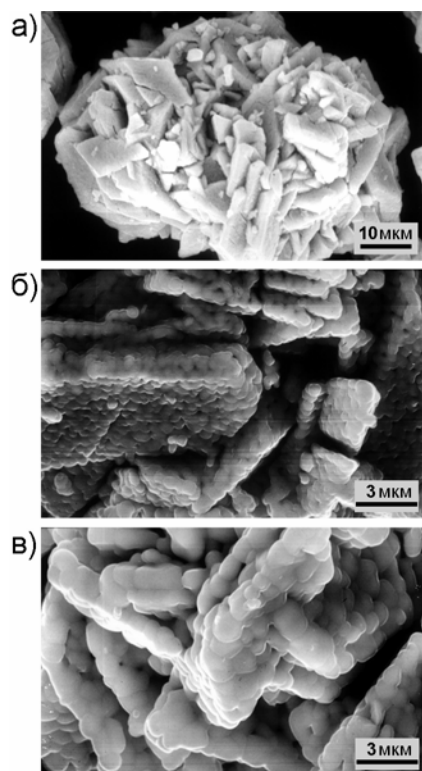
Оксалатный метод получения ТБ предусматривает проведение на первом этапе взаимодействия растворов  $\text{TiCl}_4$ ,  $\text{BaCl}_2$  и  $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$  с получением ТОБ по реакции:



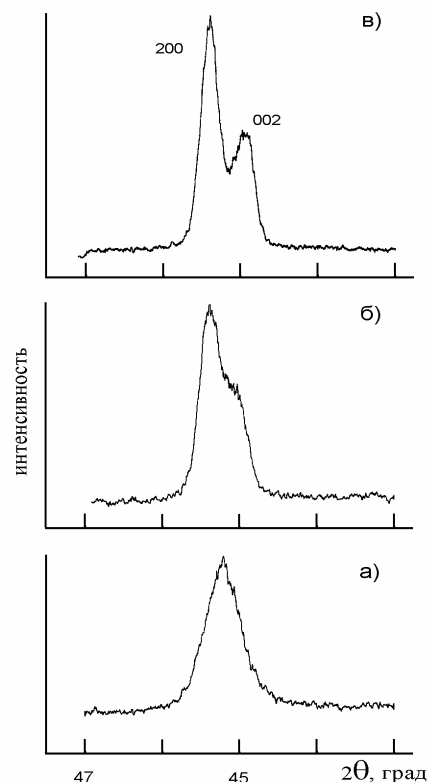
Титанилоксалат бария, кристаллизующийся обычно как  $\text{BaTiO}(\text{C}_2\text{O}_4)_2 \times 4\text{H}_2\text{O}$ , является промежуточным продуктом. На второй стадии ТОБ подвергают сушке, затем диспергируют, прокалывают и получают целевой продукт – порошок титаната бария. Среди оксалатных методов получения ТОБ наибольшее распространение получили метод Клабо и метод Меркера. Метод Клабо основан на вливании смеси растворов хлорида бария и четыреххлористого титана в раствор щавелевой кислоты. Способ Меркера предусматривает добавление водного раствора четыреххлористого титана к щавелевой кислоте с образованием титанилщавелевой кислоты (ТЩК). Затем к нагретому до температуры  $65^\circ\text{C}$  раствору ТЩК добавляется раствор хлорида бария и из раствора выделяется осадок ТОБ.

Режим термообработки ТОБ во многом определяет полноту синтеза и дисперсность порошка ТБ. В наших экспериментах прокалка осуществлялась на воздухе при температурах 800, 900, 1000, 1050, 1100 и  $1150^\circ\text{C}$ . Выдержка при максимальной температуре составляла 1 час. На рис. 1 представлены микрофотографии частиц исходного порошка титаната бария осажденного по методу Клабо и синтезированного при различных температурах. Порошок имеет трехуровневую структуру: частицы представляют собой пористые агломераты размером 40–70 мкм, состоящие из блоков, имеющих форму вытянутых косоугольных пластин длиной до 25 мкм. Каждый блок, в свою очередь, состоит из мелких кристаллитов, средний размер ( $d_{\text{ТБ}}$ ) которых увеличивается с

повышением температуры прокали ТОВ ( $T_{\text{синт}}$ ) от 68 нм при 800°C до 1950 нм при 1150°C. На рис. 2 изображены дифракционные рефлексы ТБ, отвечающие кристаллографическим плоскостям (200), (020), (002). Видно, что с повышением температуры прокали ТОВ наблюдается переход от псевдокубической структуры  $\text{BaTiO}_3$  (для  $T_{\text{синт}} = 700\text{--}800^\circ\text{C}$ ) к тетрагональной структуре, формирующейся при  $T_{\text{синт}} = 1150^\circ\text{C}$ . Рефлексы для промежуточных температур имеют сложный характер, показывающий одновременное присутствие в порошке двух или трех модификаций  $\text{BaTiO}_3$  – кубической, псевдомоноклинной и тетрагональной. Наблюдаемое изменение кристаллической структуры и фазового состава ТБ обусловлено размерными и поверхностными эффектами, разбросом зерен по размеру, а также возможным влиянием дефектности самих кристаллитов [2].



**Рис. 1.** Микрофотографии частиц исходного порошка титаната бария, синтезированного при 1000°C (а, б) и 1100°C (в)

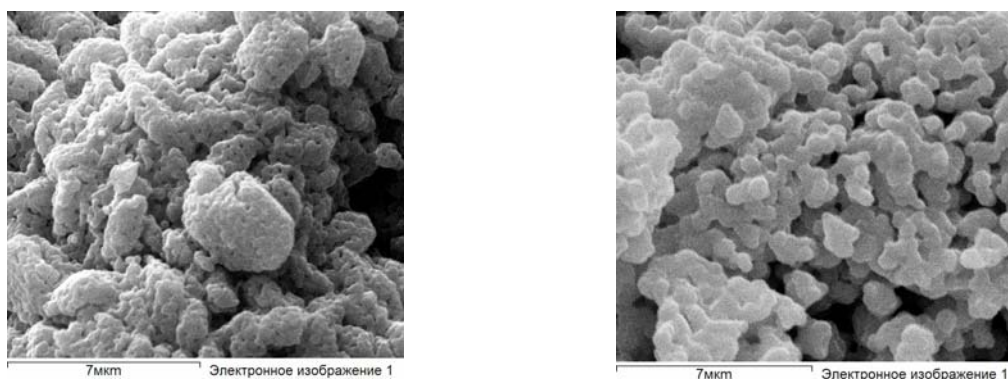


**Рис. 2.** Дифракционные рефлексы порошка ТБ, синтезированного при температурах: а – 800, б – 950, в – 1150°C

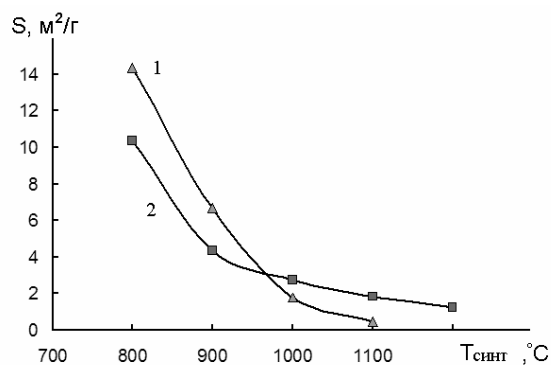
Энергия активации процесса рекристаллизации ТБ, рассчитанная по кинетическому уравнению второго порядка, равна 3,395 эВ, что близко к значению 3,87 эВ для объемной диффузии ионов бария. Это указывает, что кинетика процесса рекристаллизации лимитируется стадией движения межкристаллитных границ. Размер кристаллитов титаната бария, рассчитанный на основании измерений удельной поверхности хорошо согласуется с данными непосредственных измерений  $d_{\text{ТБ}}$  (по микрофотографиям). Это свидетельствует о том, что кристаллиты ТБ окружены прослойкой газовой фазы и, следовательно, агломераты имеют однородную развитую пористость.

Аналогичные исследования кинетики рекристаллизации, изменения размеров кристаллитов и содержания остаточных фаз были проведены для титаната бария, осажденного методом Меркера. На рис. 3 представлены микрофотографии частиц порошка титаната бария, синтезированного при различных температурах. Порошок представляет собой пористые агломераты размером 30–100 мкм, состоящие из мелких кристаллитов, средний размер ( $d_{\text{ТБ}}$ ) которых увеличивается с повышением температуры прокали

ТОБ от 100 нм при 800°C до 800 нм при 1200°C. Диапазон изменения размеров кристаллитов титаната бария, синтезированного по методу Меркера, существенно меньше, по сравнению с порошками, синтезированными по методу Клабо. Этот факт свидетельствует о наличии микронеоднородностей состава и поверхностных микрофаз, которые препятствуют процессу объемной диффузии. Результаты рентгеновских исследований фазового состава и кристаллической структуры порошков титаната бария, синтезированных из титанилоксалат бария, осажденного методом Меркера, подтверждают замедление процесса кристаллизации. Порошок, синтезированный при 800°C имеет псевдокубическую кристаллическую структуру. При максимальной  $T_{\text{синт}}=1200^\circ\text{C}$  сохраняется присутствие трех фаз: кубической, псевдомоноклинной и тетрагональной.



**Рис. 3.** Электронные микрофотографии порошков ТБ, синтезированных методом Меркера при 1000 (а) и 1200°C (б)



**Рис. 4.** Значение удельной поверхности титаната бария осажденного методами Клабо (1) и Меркера (2)

Изложенные выше результаты хорошо иллюстрируются данными по изменению удельной поверхности (определяемой на основе тепловой десорбции азота) титаната бария, осажденного методами Клабо и Меркера (рис.4).

Видно, что с ростом температуры синтеза удельная поверхность ( $S_{\text{уд}}$ ) порошков уменьшается в обоих случаях. Однако, для порошков, осажденных методом Меркера, характерно, во-первых, более низкая величина  $S_{\text{уд}}$  при низких температурах синтеза, и, во-вторых, более слабое уменьшение ее значения с ростом  $T_{\text{синт}}$ .

На основании выполненных исследований можно сделать заключение, что использование метода Клабо для осаждения титаната бария позволяет получать продукт с малым содержанием остаточных фаз, управлять в широких пределах размером зерна порошков и их кристаллической структурой.

## Список литературы

1. А.В. Рагуля, О.О. Васильков, В.В. Скороход. Синтез и спекание нанокристаллического порошка титаната бария в неизотермических условиях // ПМ. – 1997. – №3/4. – С. 59–65.
2. V. Shut, S. Kostomarov, A. Gavrilov. PTCR Barium Titanate Ceramics Obtained From Oxalate-Derived Powders With Varying Crystallinity // J. Mater. Sci. – 2008. – Vol. 43, № 15. – P. 5251–5257.

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВОССТАНАВЛИВАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ ШЕЕК КОЛЕНВАЛОВ

Хлопков Ю. В.

*Институт технической акустики НАН Беларуси,*  
[hlopkov@tut.by](mailto:hlopkov@tut.by)

Наличие в эксплуатации большого количества сильно нагруженных трущихся соединений требует современных эффективных методов их восстановления и ремонта. Процессами восстановления в настоящее время довольно успешно справляются приведенные в работе 2 технологических метода:

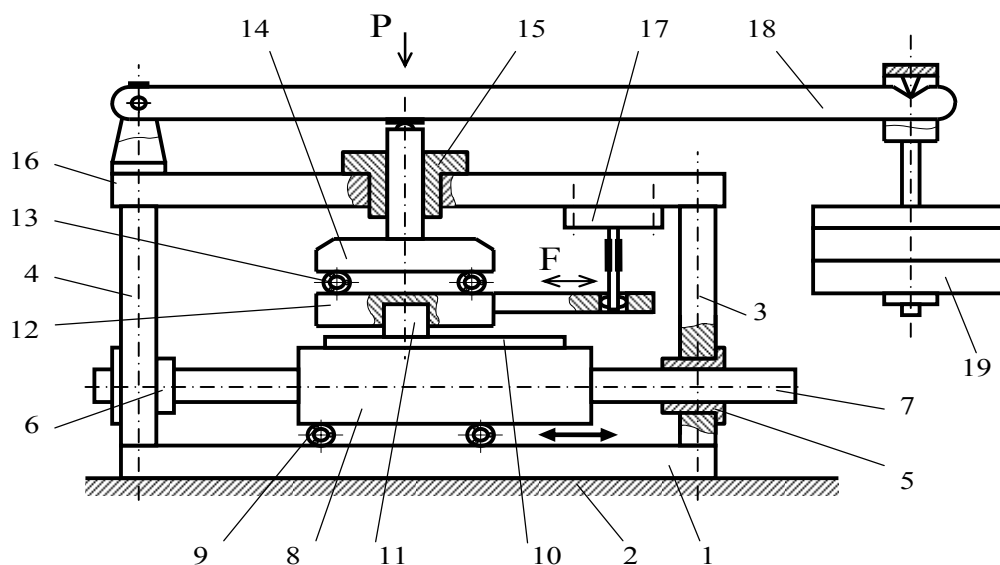
1. Электродуговая наплавка (ЭДН), с подачей проволоки СВ15ГСТЮ и порошка НП-Н77Х17С4Р4 с содержанием 20-25 % проволоки и остальное порошок. Рабочая среда – аргон.

2. Сверхзвуковое газотермическое напыление с подачей порошковой проволоки ПП-ТП-1, содержащей (в %) 0,6С, по 1 Ni, В, Cr, 2 Al. Рабочий газ пропан-бутан. По технологическим параметрам и свойствам получаемых покрытий к нему можно отнести плазменное напыление.

Указанные технологии как конкурируют, так и дополняют друг друга. Однако в ряде случаев они не позволяют решить задачи ремонта, а ресурс эксплуатации восстановленных изделий существенно ниже исходных. Поэтому анализ функциональных свойств восстановленных покрытий и создание на этой основе оптимальных условий восстановления является актуальной научно-технической задачей.

В работе приведены результаты триботехнических испытаний восстановленных поверхностей коленвалов тракторных двигателей, как наиболее информационных сведений, свидетельствующих о долговечности и надежности эксплуатации реальных объектов.

Триботехнические испытания образцов покрытий проводились на трибометре АТВП, оснащенном специально разработанным устройством для измерения коэффициента трения (рис.1).



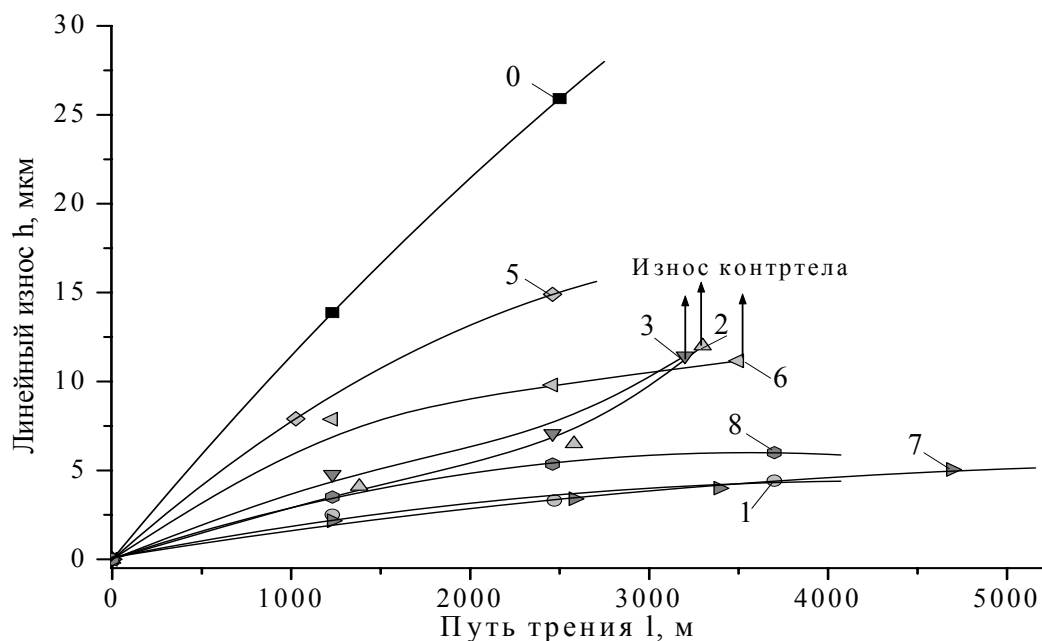
**Рис.1.** Схема трибометра АТВП. 1 – плита; 2 – основание; 3, 4 – стойки; 5, 6 – втулки; 7 – шток; 8 – ползун; 9 – шарикоподшипник; 10 – контртело; 11 – образец; 12 – обойма; 13 – шарикоподшипник; 14 – коромысло; 15 – втулка; 16 – верхняя плита; 17 – тензометрическая балка; 18 – рычаг.

Испытания осуществлялись по схеме возвратно-поступательного движения контактирующих тел при средней скорости их взаимного перемещения  $\approx 0,1$  м/сек. Контртелo в виде пластины с размерами 90×30×3 мм изготавливалось из наружного кольца подшипника скольжения с антифрикционным слоем толщиной около 1 мм. Испытания проводились при номинальном давлении 10 МПа в среде моторного масла МС-20. Путь трения составлял 2500-4500 м. Величина линейного износа материала покрытия измерялась с помощью метода искусственных баз. Углубления на поверхности исследуемых образцов наносились с помощью прибора для испытаний линейного износа и не превышали 0,2 мкм. Измерение величины износа контртела осуществлялось по потере веса при испытаниях. С поверхности образцов контртела перед взвешиванием спиртом удалялись продукты изнашивания, затем образцы промывались, протирались и просушивались в сушильном шкафу при температуре  $\sim 100^\circ\text{C}$ . После высушивания образцы взвешивались на аналитических весах АДВ-200М. Перед испытаниями образцы и контртелo шлифовались на абразивной бумаге с мелким зерном Л254С10П.

Основные результаты измерений приведены в таблице.

| Вид восстановления | Рабочий ток, А | Интенсивность линейного изнашивания, $I_h$ | Интенсивность весового изнашивания контртела, $I_q, 10^{-2}$ мг/м | Коэффициент трения $f$ |
|--------------------|----------------|--------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------|------------------------|
| ОСНОВА             | -              | $1,04 \times 10^{-8}$                      | 0,7                                                               | 0,15-0,17              |
| ЭДН                | 100            | $0,80 \times 10^{-9}$                      | 3,6                                                               | 0,20-0,35              |
|                    | 140            | $3,12 \times 10^{-9}$                      | 9,7                                                               | 0,12-0,13              |
|                    | 160            | $3,38 \times 10^{-9}$                      | 8,3                                                               | 0,15-0,17              |
| СГТН               | 150            | $4,80 \times 10^{-9}$                      | 7,9                                                               | 0,12-0,16              |
|                    | 250            | $1,45 \times 10^{-9}$                      | 1,5                                                               | 0,11-0,12              |
|                    | 300            | $0,83 \times 10^{-9}$                      | 1,2                                                               | 0,06-0,08              |

Как следует из измерений, характеристики пар трения сильно зависят от параметров восстановления. По сравнению с основной восстановленный слой изнашивается в 1,5–10 раз меньше. Это подтверждается зависимостью линейного износа от пути износа (рис.2).



**Рис. 2.** Зависимость линейного износа  $h$  образцов покрытий от пути трения

Однако следует обратить внимание на тот факт, что примерно на ту же величину возрастает износ контртела. Это необходимо учитывать, как и при выборе толщины антифрикционного покрытия, так и в целом при определении соотношений характеристик пары трения.

Уменьшение износа шеек вызвано снижением коэффициента трения  $f$  и возрастанием их твердости за счет нанесения более легированного материала. Улучшение трения можно объяснить наличием на поверхности восстановления пористой структуры, которая заполняется во время работы смазочным маслом (повышение маслоудержания).

В процессе износа значения  $f$  носят сложный характер (рис.3). Они увеличиваются на 10–20 %, а затем стабилизируются. Для восстановленных покрытий характерны пиковые скачки  $f$  (до 1,5 раз). Скачки сил трения вызваны наличием в восстановленном слое отдельных зерен окислов и карбидов металлов, входящих в состав наносимых материалов.

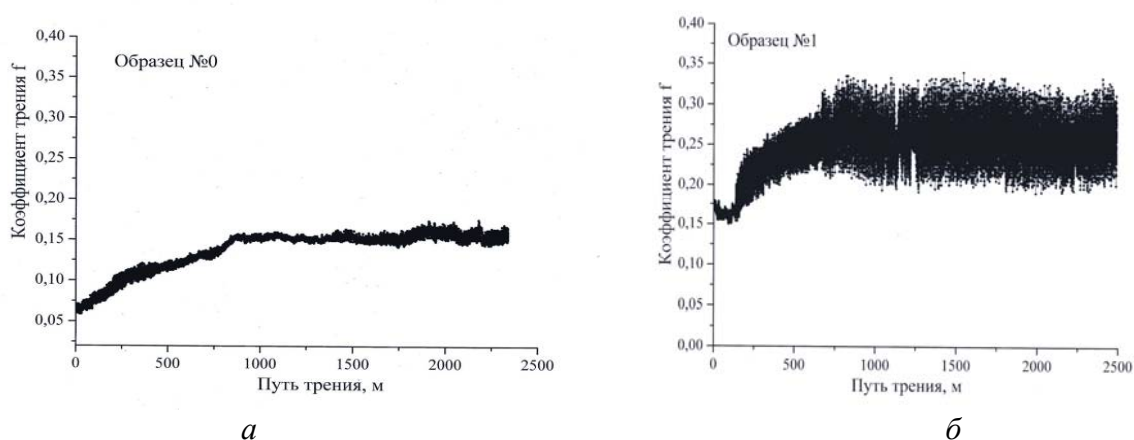


Рис. 3. Зависимость коэффициента трения от пути трения: а –основа, б-восстановленный слой

Наличие зерен, разделенных порами, подтверждается металлографическими, рентгеноструктурными и электроннолучевыми исследованиями. Так на рис.4 показано распределение легирующего элемента Cr по приграничной области границы восстановления. Содержание концентрации примеси колеблется в несколько раз в пределах шага пор-колодцев. Такая же картина наблюдается практически для всех составляющих элементов покрытия.

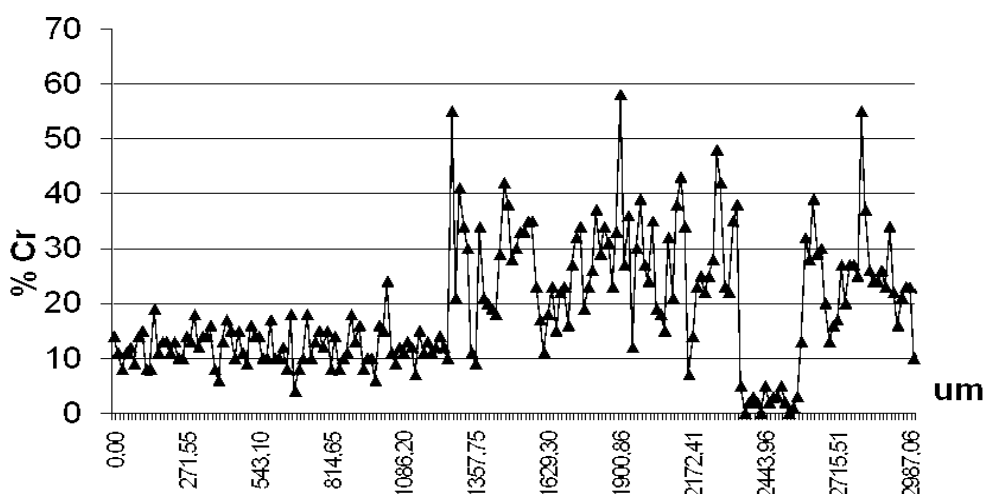


Рис. 4. Распределение Cr по сечению восстановления.

Примеси совместно с железом в виде конгломерации окислов и карбидов создают на поверхности абразивную структуру, которая ведет к значительному износу антифрикционного покрытия вкладыша (таблица). Этот факт необходимо учитывать при расчете долговечности пары коленвал-вкладыш. Неравномерность износа, вызванного наличием зерен твердых фаз, проявляется на пиковом поведении коэффициента трения при износе.

### Выводы

1. Износ восстановленного покрытия существенно ниже износа основы.
2. Для восстановленной пары идет значительный износ антифрикционного вкладыша.
3. С точки зрения повышения ресурса пары трения существуют оптимальные технологические режимы.

## КОМПОЗИЦИОННОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА $\text{Al}_2\text{O}_3$ ПЛАКИРОВАННОГО Ni, ПОЛУЧЕННОЕ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Яснов В. В.<sup>1</sup>, Линевич А. В.<sup>1</sup>, Коледа В. В.<sup>2</sup>, Бобровский В. В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ГНУ ИТА НАН Беларуси, г.Витебск, Беларусь,  
[yasnov-v@mail.ru](mailto:yasnov-v@mail.ru)

<sup>2</sup>ГНУ ИПМ НАН Беларуси, г.Минск, Беларусь

Эксплуатационные свойства восстанавливаемых изделий определяются как свойствами напыляемого покрытия, так и изменениями в структуре основного материала в процессе восстановления. Важная роль при этом принадлежит технологиям, позволяющим придать особые свойства поверхностным слоям [1]. В данной работе представлены результаты исследования покрытий  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Ni}$ , полученных методом газодинамического напыления на подложку из стали 30 ХГСА.

Для напыления использовался порошок оксида алюминия, плакированный никелем методом химического осаждения (рис. 1).

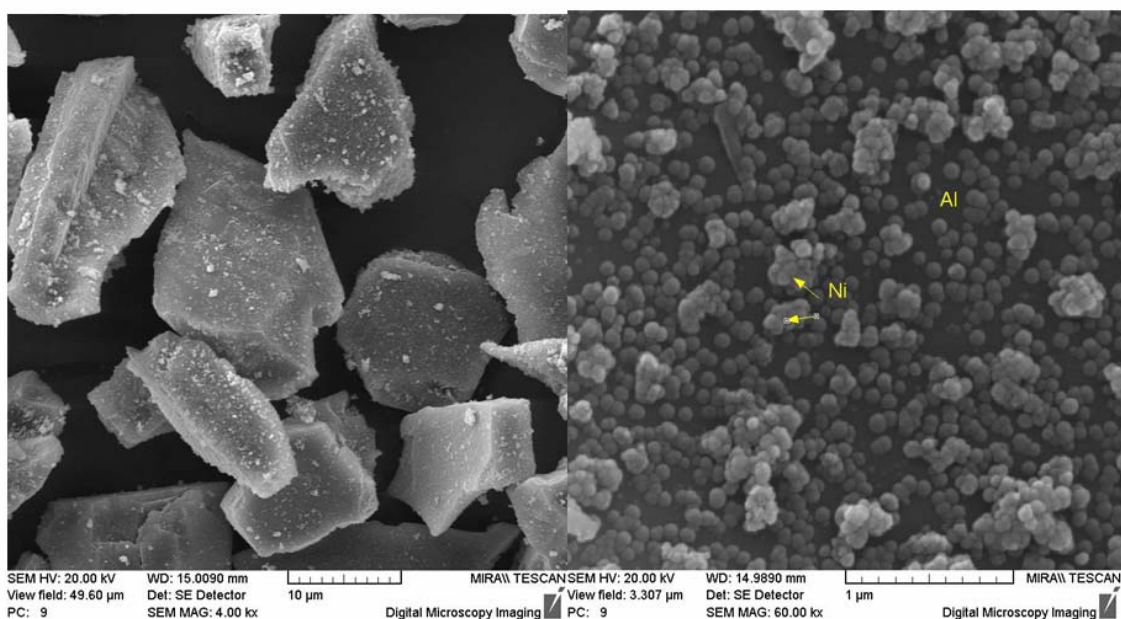
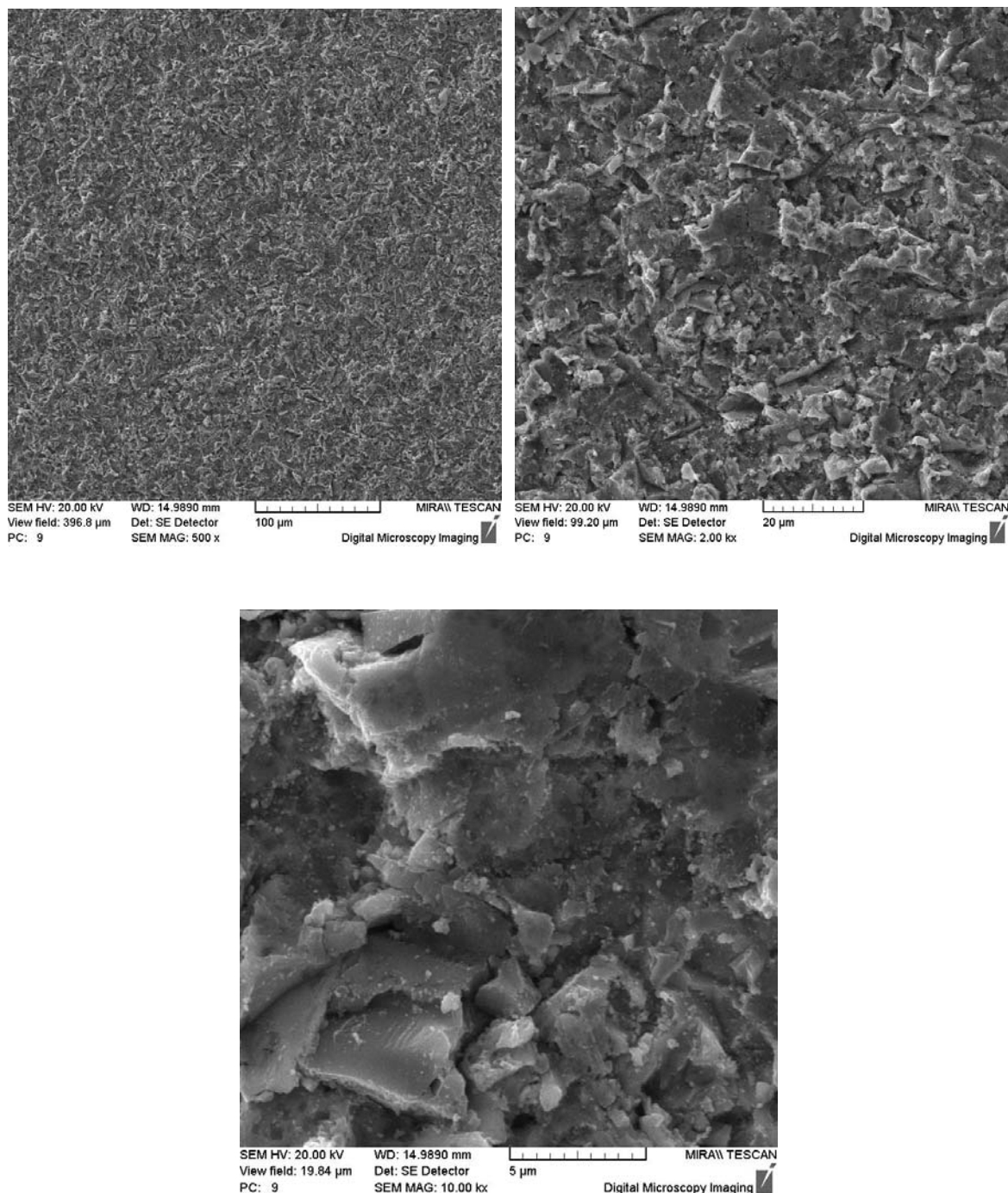


Рис. 1. Морфология поверхности порошка оксида алюминия, плакированного никелем.

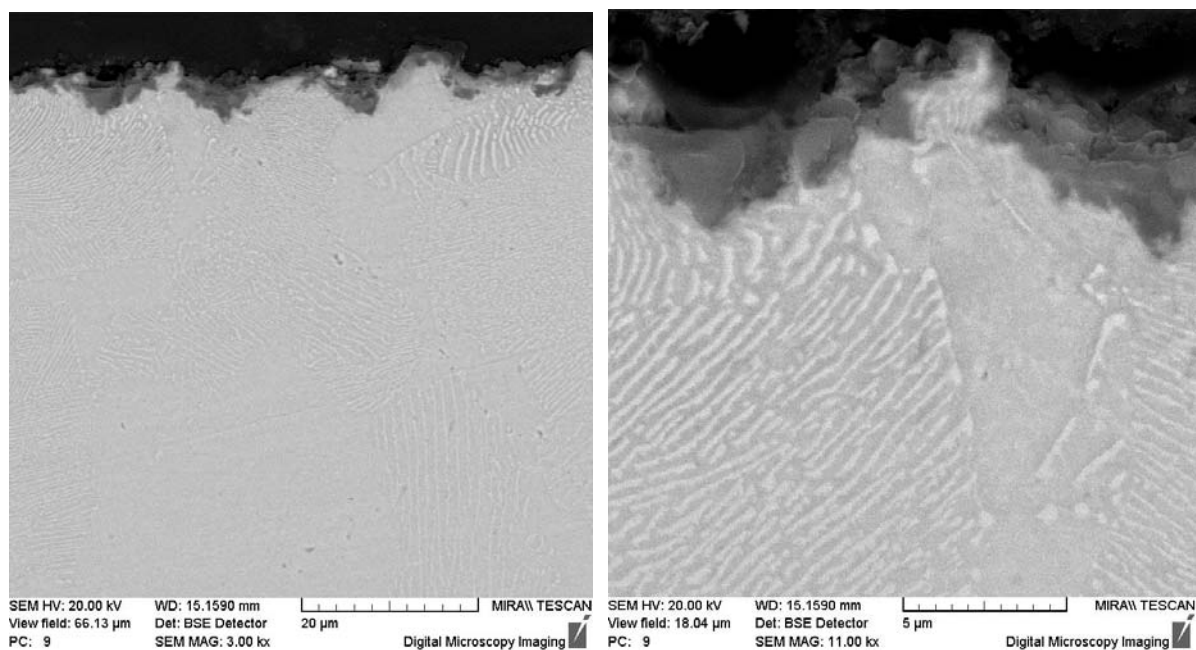
На снимках отчетливо видно, что на кристаллических частицах оксида алюминия находятся аморфные частицы никеля. Однако полного плакирования оксида алюминия никелем не произошло. Следует отметить, что осаждение никеля происходит равномерно по всей поверхности оксида алюминия. Первые зародыши никеля имеют приблизительно одинаковые размеры, порядка 100 нм. Затем происходит слияние мелких частиц никеля в крупные образования.

На рис. 2 представлены снимки морфологии поверхности полученного покрытия.



**Рис. 2.** Морфология поверхности покрытия, полученного с использованием плакированного никелем порошка окиси алюминия, на стали 30ХГСА.

Как следует из полученных данных, формируемые покрытия имеют ярко выраженный рельеф поверхности. Распределение элементов по поверхности равномерное. Было проведено исследование поперечных шлифов сформированного покрытия. На рис.3 представлены снимки микроструктуры поперечного сечения покрытий. Для выявления структуры шлифы были протравлены в растворе кислот. Как следует из полученных результатов, покрытия не полностью покрывают стальную основу. Полученные результаты хорошо согласуются с данными, полученными по распределению элементов по поверхности в покрытии на стальной пластине.



**Рис. 3.** Микроструктура поперечного сечения покрытия.

Несмотря на то, что покрытие из никеля на окиси алюминия не сплошное и образовано частицами размером 0,1-0,3 мкм, с расстоянием между частицами примерно такого же размера, газодинамическим методом удастся создать на поверхности стали 30ХГСА довольно однородное покрытие  $Al_2O_3-Ni$  с ярко выраженным рельефом. Исследование поперечных шлифов позволило установить неоднородность роста первых слоев покрытия по толщине, но вместе с тем достаточно хорошее перемешивание материала покрытия и подложки. При этом микроструктура основы существенно не меняется.

### Список литературы

1. Яснoв В.В., Рубаник В.В., Платонов С.И. Газодинамическое нанесение покрытий // Международный симпозиум “Перспективные материалы и технологии”, Витебск, 25-29 мая 2009 г. : сборник тезисов / УО “ВГТУ” ; гл.ред. В.В. Рубаник. – Витебск, 2009. – С. 219.

# АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

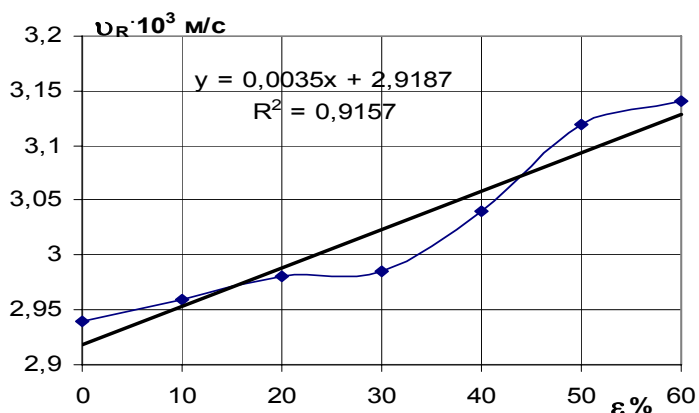
Зеленев В. М.<sup>1</sup>, Кустов А. И.<sup>1</sup>, Мигель И. А.

<sup>1</sup>) Воронежский государственный педагогический университет, Россия  
Военный авиационный инженерный университет, г.Воронеж, Россия  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

Одна из актуальных задач современного материаловедения – анализ влияния внешних воздействий на структуру и свойства металлических материалов. Существенно повысить эффективность и надёжность решения этой задачи позволяют методы акустомикроскопической дефектоскопии [1,2]. Базовые методы внешних воздействий – деформационные, диффузионные, термические и др.

Целью настоящей работы являлось наблюдение и анализ структуры металлических материалов, а также определение значений их физико-механических параметров методами акустомикроскопической дефектоскопии (АМД) после таких воздействий как наклёп, диффузия (при нитроцементации, азотировании) и закалка.

В наших более ранних работах [3,4] было показано, что степень деформации сталей различного назначения может быть рассчитана с помощью метода акустической визуализации, а также с использованием характерных  $V(Z)$ -кривых. Полученная в рамках последнего метода зависимость представлена на рис.1. Она показывает, что без разрушения образца по измеренной акустически  $v_R$  надёжно определяется степень деформации  $\varepsilon\%$  материала.



**Рис. 1.** Зависимость скорости ПАВ в стали от степени её деформации

Данный метод ценен вдвойне, так как позволяет производить мониторинг свойств в зависимости от времени или уровня внешних воздействий. Пример выявления влияния температур отжига на свойства керамического материала (ЦТС-19) представлен на рис.2. Для полученной зависимости восстановлен тренд (с достаточно высоким коэффициентом аппроксимации 0,914), уравнение которого позволяет использовать для поиска экстремальных значений  $T^\circ$  стандартные оптимизационные функции MS

Excel.

Зависимости ряда характеристик акустических волн, а значит и материалов, в которых они распространяются, от времени выдержки ( $\tau$ ) в газовой среде представлены на рис.3 и 4. Причём, для зависимости уровня затухания АВ от  $\tau$  применена информационная технология оптимизации.

На рис.5 представлена зависимость  $\Delta V/V^\circ$  от  $\tau$  вместе с соответствующим трендом, уравнением и коэффициентом аппроксимации. Разместив в текущей ячейке значение  $\tau$ , а в целевой – уравнение тренда и применив встроенную функцию “Поиск решения” получим значение времени, при котором искомая величина ( $\Delta V/V^\circ$ ) является экстремальной.

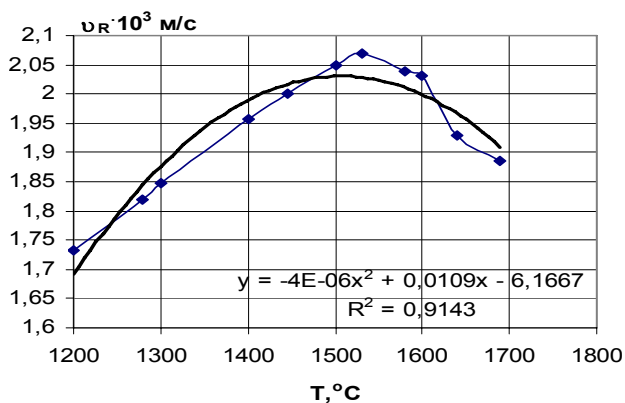


Рис. 2. Зависимость скорости ПАВ от температур отжига для керамики ЦТС-19

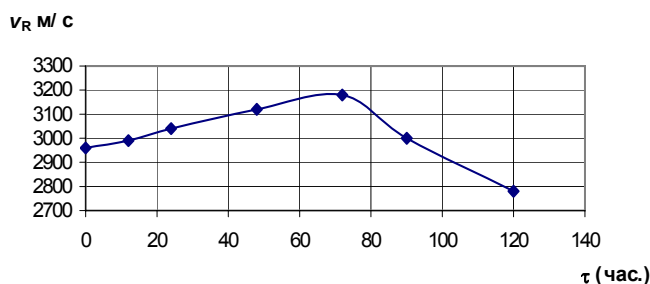


Рис. 3. Зависимость скорости  $v_R$  в стали 40 ХН в зависимости от времени выдержки ( $\tau$ ) в водороде.

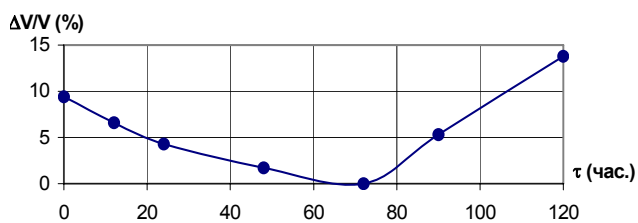


Рис. 4. Изменение величины затухания ПАВ в стали 40ХН от времени ( $\tau$ ) выдержки в водороде.

Именно этот метод позволяет находить экстремумы наблюдаемых величин, а значит оценивать по их ансамблю предельность состояния материала или конструкции.

В практических расчетах процессов химико-термической обработки (ХТО) необходимо знать значения параметров, входящих в уравнения, описывающие её отдельные стадии. К таким параметрам относятся коэффициенты диффузии и массопереноса, активность диффундирующего элемента в диффузионной зоне, потенциал и активность насыщающей среды. Коэффициент диффузии – это основной параметр, характеризующий кинетику диффузионного насыщения. Обычно коэффициент диффузии определяют по экспериментальному распределению концентрации элемента по толщине слоя  $c(x, \tau)$ , либо анализируя количество диффундирующего вещества в образцы в зависимости от времени. Коэффициент диффузии для практических расчетов можно определить для стационарных условий химико-термической обработки по толщине диффузионного слоя. Если принять, что толщине диффузионного слоя соответствует вполне определенная концентрация диффундирующего элемента  $c_T$ , то:

$$c_T(x, \tau) / c_{\text{пов}} = 1 - \operatorname{erf}(x_\tau / (2 \cdot \sqrt{D \cdot \tau})) = \text{const}.$$

Следовательно, выражение под знаком функции  $\operatorname{erf}$  является постоянной, а значит,

$$x_\tau^2 = Dk\tau \quad \text{и} \quad D = x_\tau^2 / k \cdot \tau.$$

Это выражение является оценочным, поскольку не всегда можно металлографическим анализом точно определить величину слоя и пренебречь временем насыщения поверхности стали до стационарной концентрации  $c_{\text{пов}}$ .

В качестве параметров диффузионного процесса нами были выбраны значения скорости ПАВ ( $v_R$ ), уровень затухания этих волн ( $\Delta V/V\%$ ). По их значениям получали зависимости толщины слоя с измененными свойствами от концентрации вещества-диффузанта, от температуры и времени проведения процесса. В более ранних работах нами неоднократно приводились характерные для металлических материалов  $V(Z)$ -кривые, поэтому обратим внимание лишь на результаты использования таких зависимостей.

В ходе экспериментов была получена серия значений  $v_R$  на различном расстоянии ( $h$ ) от поверхности образцов стали 18ХГТ, подвергнутых процессу цементации. Каждая из точек получена усреднением значений 7–11 измерений. Аппроксимация полученной кривой осуществляется логарифмической зависимостью с коэффициентом  $\sim 0,9108$ . Со

значения 600–620 мкм  $\nu_R$  достигает своего максимального значения, характерного для сердцевины объекта исследования. Если считать глубиной слоя диффузии (в зависимости от выбранных критериев 0,5 или 0,8 от значений  $\nu_R$  в материале без диффузии) соответствующее расстояние  $h_0$ , то расчет его значения с помощью САМ эффективен, надежен и учитывает локальные изменения физических параметров. Толщина диффузионного слоя параллельно оценивалась по другому акустомикроскопическому параметру –  $\Delta V/V\%$ . Полученные данные подтверждены кривыми, демонстрирующими уменьшение затухания АВ с глубиной диффузионного слоя.

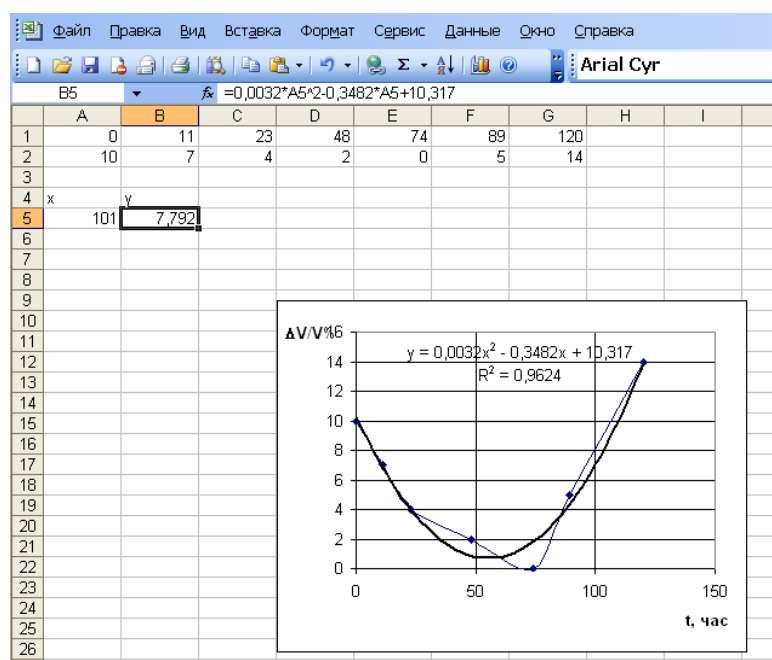


Рис. 5. Получение уравнения тренда для анализа экспериментальной зависимости

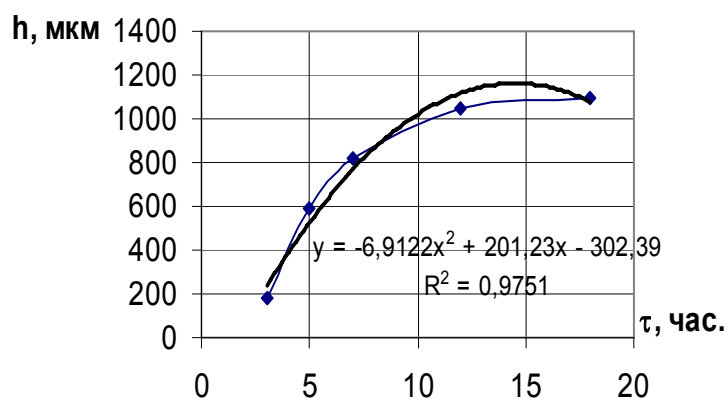


Рис. 6. Экспериментальная зависимость глубины диффузионного слоя от времени выдержки образцов.

#### Список литературы

1. Wilson R. G., Weglein R. D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261—3275.
2. Кустов А.И. // "Физика и химия стекла", 1998 - т.24 - №6 - с.817-824.
3. Kustov A.I., Migel I.A.// Materials of the V International scientific conference "Strength and fracture of materials and constructions", Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.
4. Кустов А.И., Мигель И.А.. // Материаловедение, №2 (155), 2010, с.9 – 14.

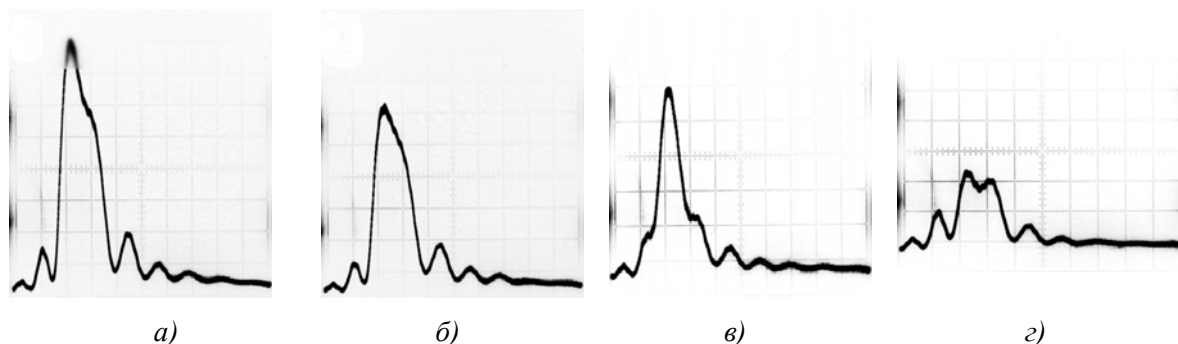
# АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ДЕФЕКТОСКОПИЯ КАК СОВОКУПНОСТЬ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЙ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Кустов А. И.<sup>1</sup>, Мигель И. А.

<sup>1)</sup> Воронежский государственный педагогический университет, Россия  
Военный авиационный инженерный университет, г.Воронеж, Россия  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

Задача оценки прочности материалов всегда актуальна. Получаемая о прочностных свойствах информация более объективна и достоверна при использовании комплексных исследований, включающих анализ и структуры и свойств на различных масштабных уровнях. В настоящее время для оценки физико-механических свойств материалов всё более широко используются методы акустомикроскопической дефектоскопии (АМД) [1,2], представляющие совокупность исследовательских методов.

Известно, что методы АМД позволяют рассчитывать значения скорости поверхностных акустических волн (ПАВ) в твердотельных материалах [3]. Этот физический параметр тесно связан с величинами, характеризующими внешние воздействия на материал, а также с такими важными характеристиками объектов исследования как упругие модули, коэффициент поглощения акустических волн, степень анизотропности структуры и проч. [4]. На рис.1 представлена серия  $V(Z)$ -кривых, которая демонстрирует, что разработанная методика позволяет выявлять микротрещины шириной даже менее разрешающей способности прибора (САМ). В нашем случае этот параметр составлял 0,3 мкм. Как видно из рисунка, изменение высоты главного максимума может достигать 50–70%.



**Рис. 1.** Трансформация  $V(Z)$ -кривой в районе микротрещины в Ge  $\langle 111 \rangle$  ( $v_R = 2,87 \cdot 10^3$  м/с,  $\Delta Z_N = 13,25$  мкм,  $(\Delta V/V\%)_{\max} = 68\%$ , масштаб по вертикали 1 дел.= 0,25 В, по горизонтали – 1 дел.=11 мкм; расстояние от центра а) 40 мкм, б) 20 мкм, в) 10 мкм, г) 0 мкм).

Прежде чем образуются микротрещины, изменяющие состояние материала идвигающие его к предельному, возникает предстоящее состояние, которое ещё обратимо. Его выявление проводилось по величине дисперсии значений  $v_R$  и  $\Delta V/V\%$  акустических волн. Пример дисперсии скорости ПАВ в стали приведён на рис.2. Повышение величины дисперсии приближает материал к предельному состоянию (ПС).

Важным параметром ПС являются экстремальные значения. Для их нахождения используют информационные технологии. Пример влияния числа циклов нагрузки на величину размера зерна приведён на рис.3. Для нахождения числа циклов, при котором размер зерна максимален, применяли функцию “Поиск решения”. Последовательность шагов оптимизации представлена на рис.4. Этот рисунок демонстрирует, что изменение размера зерна может достигать 45–65%, при этом интервал числа циклов воздействия составляет  $\sim 4 - 5$  тысяч. Эта информация дублируется в окне “Отчёта по результатам” (рис.5).

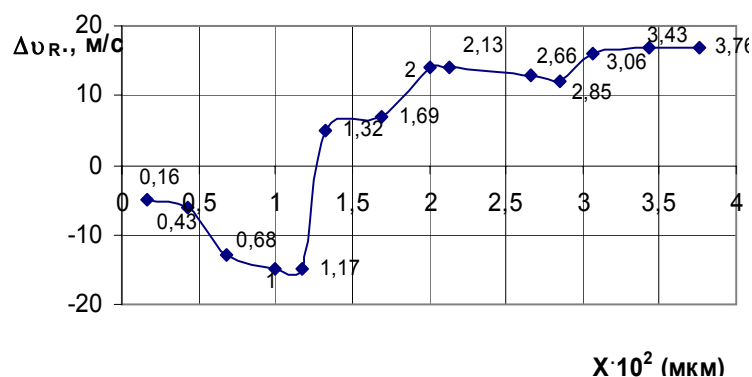


Рис. 2. Дисперсия  $\sigma_R$  в стали 18ХГТ с  $(d_3)^{-1/2} \sim 7$

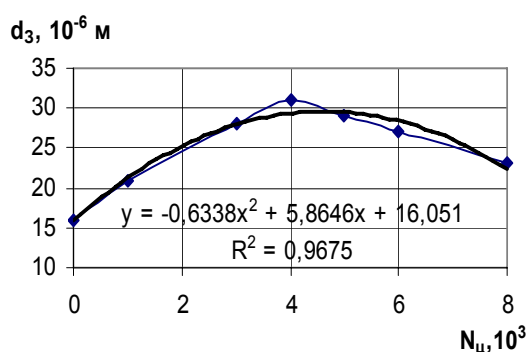


Рис. 3. Экспериментальное измерение среднего размера зерна стали 16ГС в зависимости от числа ( $N_u$ ) циклов нагрузки

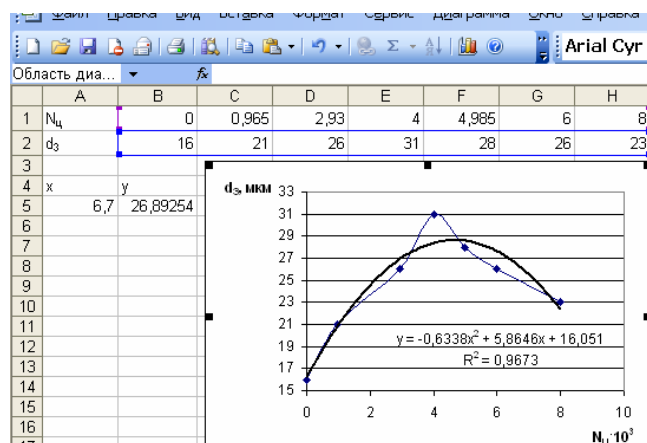
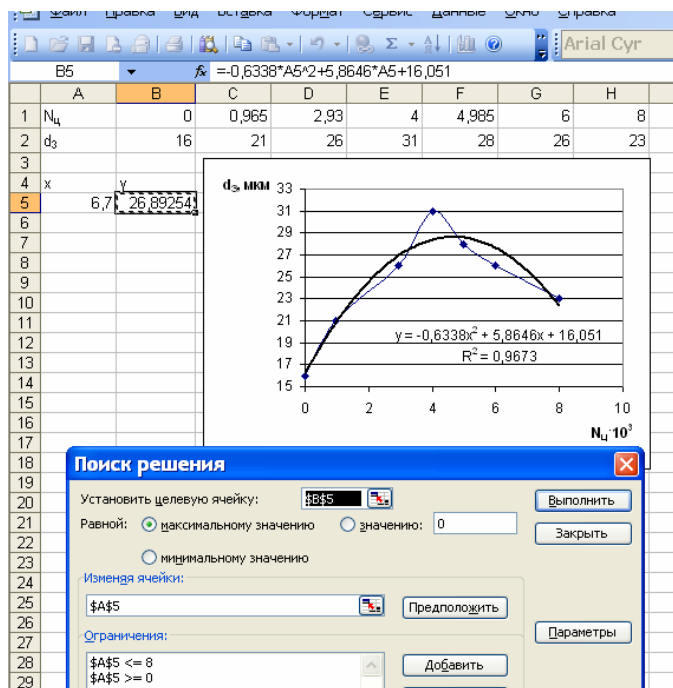
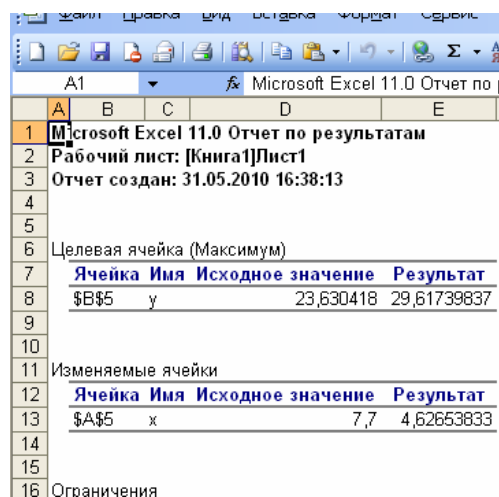


Рис. 4. Поиск максимального размера зерна стали в зависимости от числа ( $N_u$ ) циклов нагрузки



а



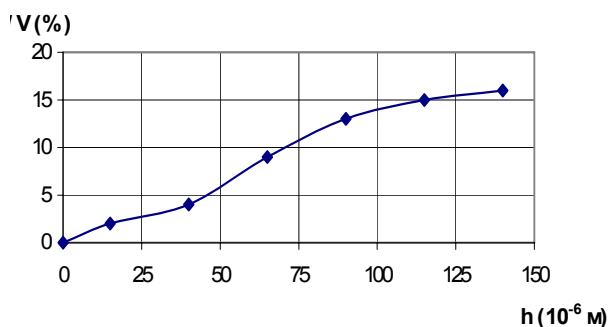
б

Рис. 5. Расчёт экстремального значения числа циклов, при котором  $d_3$  максимален

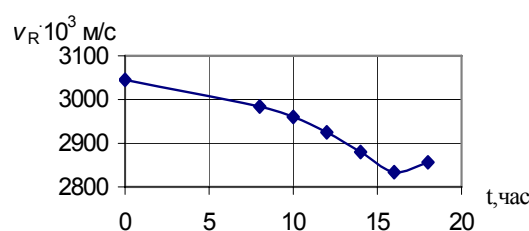
Оценив по акустическому изображению размер зерна, можно определить критическое значение предела прочности  $\sigma_{0,2}$ . Полученные тренды экспериментальных зависимостей величин позволяют находить экстремальные значения параметров воздействия на образец.

Методы АМД позволяют оценить как толщину приповерхностных слоёв, получаемых при внешних воздействиях (рис.6), а также рассчитать влияние диффузионных процессов (рис.7) на структуру материалов (в том числе от времени).

Таким образом, диагностика и контроль свойств материалов с использованием методов акустомикроскопической дефектоскопии позволяет существенно повысить эффективность выявления и характеристики предельных состояний материалов. Безусловно, исследования в этой области необходимо продолжить.



**Рис. 6.** Зависимость затухания акустических волн ( $\Delta V/V\%$ ) в стали 40ХН от глубины зондирования ( $h$ ).



**Рис. 7.** Зависимость скорости ПАВ в стали 30ХГТ от времени цементации

## Список литературы

1. Kustov A.I., Migel I.A. Investigation of physicomachanical characteristics of glasses by acoustic waves// Glass Physics and Chemistry, 1996, v.22, N 3., p.245-247
2. Wilson R.G., Weglein R.D. // Appl. Phys. 1994. V. 55. N 9. P. 3261 —3275.
3. Kustov A.I //Proceedings of VIII Inter. Conf. "Hydrogen Materials Science and Chemistry of Carbon Nanomaterials", Science Series, II. Physics and Chemistry, ed. Dm.Schur, vol. 72. 2004. p.203-215
4. Kustov A.I., Migel I.A. // Materials of the V International scientific conference "Strength and fracture of materials and constructions", Orenburg, 2008, vol.1, p.p.200-206.
5. Кустов А.И., Мигель И.А.. // Материаловедение, №2 (155), 2010, с.9 – 14.

## ЭФФЕКТИВНЫЕ ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ПЛАСТИН

**Саркисян С. О., Фарманян А. Ж.**

*Гюмрийский государственный педагогический институт им. М. Налбандяна,  
Гюмри, Армения, [afarmanyan@yahoo.com](mailto:afarmanyan@yahoo.com)*

В работе с использованием качественных результатов асимптотического метода интегрирования граничной задачи микрополярной упругой слоистой среды, формулируются гипотезы, на основе которых в зависимости от значений безразмерных физических параметров построены прикладные теории микрополярных трехслойных симметрично собранных пластин с независимыми полями перемещений и вращений; со стесненным вращением; «с малой сдвиговой жесткостью».

## Введение

В работе [1], на основе метода гипотез, который имеет асимптотическое подтверждение [2], в зависимости от значений физических безразмерных параметров, построены общие прикладные двумерные теории микрополярных упругих тонких пластин с независимыми полями перемещений и вращений; со стесненным вращением; “с малой сдвиговой жесткостью”. В построенных теориях микрополярных упругих пластин полностью учитываются поперечные сдвиговые и родственные им деформации.

## 1. Постановка задачи

Пусть имеется трехслойная пластинка, составленная из однородных изотропных микрополярных упругих слоев, симметрично расположенных относительно среднего слоя. Примем срединную плоскость среднего слоя за плоскость  $x_1x_2$ . Будем исходить для каждого из слоя пластинки из основных уравнений пространственной статической задачи линейной микрополярной теории упругости с независимыми полями перемещений и вращений [2]:

Уравнения равновесия:

$$\sigma_{mn,n}^{(s)} = 0, \quad \mu_{mn,n}^{(s)} + \varepsilon_{nmk} \cdot \sigma_{mk}^{(s)} = 0 \quad (1.1)$$

Физические соотношения:

$$\begin{aligned} \sigma_{mn}^{(s)} &= (\mu^{(s)} + \alpha^{(s)}) \gamma_{mn}^{(s)} + (\mu^{(s)} - \alpha^{(s)}) \gamma_{nm}^{(s)} + \lambda^{(s)} \cdot \gamma_{kk}^{(s)} \cdot \delta_{nm} \\ \mu_{mn}^{(s)} &= (\gamma^{(s)} + \varepsilon^{(s)}) \chi_{mn}^{(s)} + (\gamma^{(s)} - \varepsilon^{(s)}) \chi_{nm}^{(s)} + \beta^{(s)} \cdot \chi_{kk}^{(s)} \cdot \delta_{nm} \end{aligned} \quad (1.2)$$

Геометрические соотношения:

$$\gamma_{nm}^{(s)} = v_{m,n}^{(s)} - \varepsilon_{kmn} \cdot \omega_k^{(s)}, \quad \chi_{nm}^{(s)} = \omega_{m,n}^{(s)}. \quad (1.3)$$

Здесь  $\sigma_{mn}, \mu_{mn}$  – компоненты несимметричных тензоров силового и моментного тензоров напряжений;  $\gamma_{mn}, \chi_{mn}$  – компоненты тензоров деформаций и изгиб-кручений,  $v_n, \omega_n$  – компоненты векторов перемещения и независимого поворота точек тела;  $\lambda, \mu, \alpha, \beta, \gamma, \varepsilon$  – упругие постоянные материала слоя;  $s$  – номер слоя.

На лицевых плоскостях пакета для граничных условий будем считать заданными силовые и моментные напряжения, на боковой поверхности пластинки, они зависят от способа приложения внешней нагрузки или закрепления ее точек. Будем считать, что имеют место условия полного контакта

Будем исходить из следующей основной концепции: в статическом случае общее напряженно-деформированное состояние (НДС) тонкой трехслойной пластинки состоит из внутреннего НДС, охватывающего всю область трехмерной пластинки и пограничных слоев, локализирующихся вблизи боковой поверхности пакета пластинки. Построение общей двумерной модели микрополярных упругих трехслойных пластин тесно связано с построением внутренней задачи.

Считая, что метод гипотез, наряду с чрезвычайной наглядностью, очень быстро и относительно просто для инженерной практики приводит к окончательным результатам, будем построить модель микрополярной упругой многослойной пластинки на основе метода гипотез. Сами гипотезы будем формулировать на основе результата асимптотического анализа краевой задачи (1.1)–(1.3) в тонкой пространственной области пластинки [1,2].

При определении внутреннего НДС (так и краевого НДС) большую роль играют значения физических констант материала слоев пластинки, с этой точки зрения вводим следующие безразмерные физические параметры:

$$\frac{\mu^{(s)}}{\alpha^{(s)}}, \quad \frac{a^2 \mu^{(s)}}{\beta^{(s)}}, \quad \frac{a^2 \mu^{(s)}}{\gamma^{(s)}}, \quad \frac{a^2 \mu^{(s)}}{\varepsilon^{(s)}}. \quad (1.4)$$

## 2. Математическая модель микрополярных упругих симметрично собранных трехслойных тонких пластин

Рассмотрим случай, когда безразмерные физические параметры (1.4) многослойной пластинки принимают значения

$$\frac{\mu^{(s)}}{\alpha^{(s)}} \sim 1, \quad \frac{a^2 \mu^{(s)}}{\beta^{(s)}} \sim 1, \quad \frac{a^2 \mu^{(s)}}{\gamma^{(s)}} \sim 1, \quad \frac{a^2 \mu^{(s)}}{\varepsilon^{(s)}} \sim 1. \quad (2.1)$$

Качественные результаты исходного приближения асимптотического метода интегрирования краевой задачи (1.1)–(1.3) пластинки [1,2] позволяют в основу построения двумерной модели микрополярно-упругих трехслойных тонких пластин с независимыми полями перемещений и вращений формулировать следующие достаточно общие предположения (гипотезы):

а) в процессе деформации прямолинейные и нормальные к исходной плоскости пластинки волокна свободно поворачиваются как жесткое целое на некоторый угол, не изменяя при этом своей длины и не оставаясь перпендикулярным к деформированной исходной плоскости. Это означает, что перемещения  $v_i^{(s)}, v_3^{(s)}$  и свободные повороты  $\omega_i^{(s)}, \omega_3^{(s)}$  распределены по толщине пакета пластинки по линейному закону, следующим образом:

$$v_i^{(s)} = x_3 \psi_i(x_1, x_2), \quad v_3^{(s)} = w(x_1, x_2), \quad \omega_i^{(s)} = \Omega_i(x_1, x_2), \quad \omega_3^{(s)} = x_3 \cdot \iota(x_1, x_2) \quad (2.2)$$

где  $\psi_i$  – полные углы поворота, а  $\Omega_i$  – некоторые свободные повороты нормального элемента;  $w$  – перемещение точек исходной плоскости пластинки в направлении  $x_3$ ;  $\iota$  – интенсивность свободного поворота  $\omega_3$  вдоль оси  $x_3$  ( $i=1,2$ ).

Кинематические гипотезы (2.2) относительно перемещений, это по сути дела, представляют собой для всего пакета пластинки известные гипотезы Тимошенко в классической теории пластин. Кинематические гипотезы (2.2) в целом можем трактовать как обобщенные гипотезы Тимошенко в микрополярной теории трехслойных пластин;

б) нормальные силовые напряжения, действующие на площадках, параллельных площадкам исходной плоскости, пренебрежимо малы по сравнению с другими компонентами тензора силовых напряжений;

в) при определении деформаций, изгиба-кручений, силовых и моментных напряжений, для силовых напряжений  $\sigma_{3i}$  и моментного напряжения  $\mu_{33}$  сначала примем

$$\sigma_{3i}^{(s)} = \sigma_{3i}^{(s)}(x_1, x_2), \quad \mu_{33}^{(s)} = \mu_{33}^{(s)}(x_1, x_2) \quad (2.3)$$

После определения указанных величин, окончательно, значения  $\sigma_{3i}^{(s)}$  и  $\mu_{33}^{(s)}$  определим, соответственно, как сумму значения (2.3) и результата интегрирования либо первых двух уравнений из (1.1), либо шестого из (1.1) уравнения равновесия, для которых потребуем условия, чтобы усредненные по толщине каждого слоя пластинки величины были равны нулю.

Основная система уравнений общей теории изгибной деформации микрополярных упругих трехслойных тонких пластин с независимыми полями перемещений и вращений будет выражаться так:

Уравнения равновесия:

$$\begin{aligned}\frac{\partial N_{13}}{\partial x} + \frac{\partial N_{23}}{\partial y} &= -[p_3^+ - p_3^-] \\ \frac{\partial L_{11}}{\partial x} + \frac{\partial L_{21}}{\partial y} + N_{23} - N_{32} &= -[m_1^+ - m_1^-]; \quad \frac{\partial L_{12}}{\partial x} + \frac{\partial L_{22}}{\partial y} + N_{32} - N_{23} = -[m_2^+ - m_2^-] \\ N_{31} - \frac{\partial M_{11}}{\partial x} - \frac{\partial M_{21}}{\partial y} &= h[p_1^- + p_1^+]; \quad N_{32} - \frac{\partial M_{12}}{\partial x} - \frac{\partial M_{22}}{\partial y} = h[p_2^- + p_2^+] \\ L_{33} - \frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x} - \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial y} + M_{21} - M_{12} &= h[m_3^- + m_3^+]\end{aligned}$$

Физические соотношения:

$$\begin{aligned}N_{13} &= \left[ \sum_{s=1}^3 \frac{h_s}{h} (\mu_s + \alpha_s) \right] \Gamma_{13} + \left[ \sum_{s=1}^3 \frac{h_s}{h} (\mu_s - \alpha_s) \right] \Gamma_{31} \quad (1 \rightarrow 2); \\ N_{31} &= \left[ \sum_{s=1}^3 \frac{h_s}{h} (\mu_s + \alpha_s) \right] \Gamma_{31} + \left[ \sum_{s=1}^n \frac{h_s}{h} (\mu_s - \alpha_s) \right] \Gamma_{13} \quad (1 \rightarrow 2); \\ L_{12} &= \left[ \sum_{s=1}^3 \frac{h_s}{h} (\gamma_s + \varepsilon_s) \right] k_{12} + \left[ \sum_{s=1}^3 \frac{h_s}{h} (\gamma_s - \varepsilon_s) \right] k_{21} \quad (1 \leftrightarrow 2); \\ L_{11} &= \left[ \sum_{s=1}^3 2h_s (\beta_s + 2\gamma_s) \right] k_{11} + \left[ \sum_{s=1}^3 2h_s \beta_s \right] [k_{22} + \iota] \quad (1 \rightarrow 2); \\ L_{33} &= \left[ \sum_{s=1}^3 2h_s (\beta_s + 2\gamma_s) \right] \iota + \left[ \sum_{s=1}^3 2h_s \beta_s \right] [k_{11} + k_{22}]; \\ M_{11} &= \left[ \frac{2}{3} \sum_{s=1}^n (z_s^3 - z_{s-1}^3) \frac{E_s}{1 - \nu_s^2} \right] K_{11} + \left[ \sum_{s=1}^n \frac{2}{3} (z_s^3 - z_{s-1}^3) \frac{E_s \nu_s}{1 - \nu_s^2} \right] K_{22}; \quad (1 \rightarrow 2); \\ M_{21} &= \left[ \sum_{s=1}^3 \frac{2}{3} (z_s^3 - z_{s-1}^3) (\mu_s + \alpha_s) \right] K_{21} + \left[ \sum_{s=1}^{n3} \frac{2}{3} (z_s^3 - z_{s-1}^3) (\mu_s - \alpha_s) \right] K_{12} \quad (1 \leftrightarrow 2) \\ \Lambda_{13} &= \left[ \sum_{s=1}^3 \frac{2}{3} (z_s^3 - z_{s-1}^3) \frac{4\gamma_s \varepsilon_s}{\gamma_s + \varepsilon_s} \right] l_{13} \quad (1 \rightarrow 2).\end{aligned}$$

Геометрические соотношения:

$$\begin{aligned}\Gamma_{13} &= \frac{\partial w}{\partial x} + \Omega_2, \quad \Gamma_{23} = \frac{\partial w}{\partial y} - \Omega_1, \quad \Gamma_{31} = \Psi_1 - \Omega_2, \quad \Gamma_{32} = \Psi_2 + \Omega_1, \\ k_{11} &= \frac{\partial \Omega_1}{\partial x}, \quad k_{22} = \frac{\partial \Omega_2}{\partial y}, \quad k_{12} = \frac{\partial \Omega_2}{\partial x}, \quad k_{21} = \frac{\partial \Omega_1}{\partial y} \\ K_{11} &= \frac{\partial \Psi_1}{\partial x}, \quad K_{22} = \frac{\partial \Psi_2}{\partial y}, \quad K_{12} = \frac{\partial \Psi_2}{\partial x} - \iota, \quad K_{21} = \frac{\partial \Psi_1}{\partial y} + \iota, \quad l_{13} = \frac{\partial \iota}{\partial x}, \quad l_{23} = \frac{\partial \iota}{\partial y}.\end{aligned} \quad (2.6)$$

Здесь  $N_{i3}, N_{3i}$  — усилия;  $M_{ii}, M_{ij}, L_{ii}, L_{ij}, L_{33}$  — моменты от силовых и моментных напряжений;  $\Lambda_{i3}$  — гипермоменты от моментных напряжений  $\mu_i$  ( $i=1,2, i \neq j$ ).

К системе уравнений (2.4)–(2.6) микрополярных упругих трехслойных пластин граничные условия на граничном контуре срединной пластинки (при  $x_1 = 0$ ):

$$\begin{aligned}M_{11} &= M_{11}^* \text{ или } k_{11} = k_{11}^*, \quad M_{12} = M_{12}^* \text{ или } k_{12} = k_{12}^*, \quad N_{13} = N_{13}^* \text{ или } w = w^* \\ L_{11} &= L_{11}^* \text{ или } k_{11} = k_{11}^*, \quad L_{12} = L_{12}^* \text{ или } k_{12} = k_{12}^*, \quad \Lambda_{13} = \Lambda_{13}^* \text{ или } l_{13} = l_{13}^*.\end{aligned} \quad (2.7)$$

Отметим, что в математической модели (2.4)–(2.7) микрополярных упругих трехслойных пластин с независимыми полями перемещений и вращений, полностью учитывались поперечные сдвиговые и родственные им деформации.

Построены также модели трехслойных микрополярных пластин со стесненным вращением и «с малой сдвиговой жесткостью».

Отметим, что на основе построенных моделей решены различные задачи об определении НДС трехслойных микрополярных пластин и, в итоге, определены эффективные прочностные свойства микрополярных материалов.

Это система 12-го порядка с 6-ю граничными условиями на каждом крае срединной плоскости пластины. Она содержит 35 уравнений относительно 35-ти неизвестных функций:  $N_{i3}, N_{3i}, M_{ii}, M_{ij}, L_{ii}, L_{ij}, \Lambda_{i3}, L_{33}, \Gamma_{i3}, \Gamma_{3i}, K_{ii}, K_{ij}, k_{ii}, k_{ij}, l_{i3}, \psi_i, w, \Omega_i, \iota$ .

## Список литературы

1. Саркисян С.О. Общие модели микрополярных упругих тонких пластин//Вестник Пермского гос. тех. ун-та. Математическое моделирование систем и процессов. 2008. N 16. С.111-120.
2. Саркисян С.О. Краевые задачи тонких пластин в несимметричной теории упругости//ПММ. 2008. Т.72. Вып. 1. С. 129-147.

## ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРА ОХРУПЧИВАЮЩЕГО ДЕЙСТВИЯ ТРЕЩИНЫ ОТ ВЕЛИЧИНЫ НАГРУЗКИ И ТОЛЩИНЫ ОБРАЗЦА

Котречко С. А., Зимина Г. П., Сорока Е.Ф.

*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,*

*г. Киев, Украина*

[katerok@imp.kiev.ua](mailto:katerok@imp.kiev.ua)

Согласно современным представлениям физики разрушения, причиной хрупкого разрушения металлов являются зародышевые трещины (ЗТ), которые образуются в процессе пластической деформации. Инициирование хрупкого разрушения конструкционных сплавов связано со стохастическим процессом образования и потери устойчивости ЗТ в локальной области у вершины макротрещины («process zone», PZ) [1–4]. Условием достижения предельного состояния при хрупком разрушении металла является потеря устойчивости не менее одной ЗТ из ансамбля, содержащего  $N_a$  таких трещин [5]. Механическое состояние металла на макроуровне описывается следующим выражением:

$$P_{ms} = \frac{\sigma_f}{\sigma_{11}^{in}}, \quad (1)$$

где  $\sigma_f$  – макроскопическое напряжение хрупкого (квазихрупкого) разрушения металла, т. е. макронапряжение, при котором одна и более ЗТ может потерять устойчивость;  $\sigma_{11}^{in}$  – уровень растягивающих макронапряжений, действующих в металле при образовании ЗТ при заданной пластической деформации.

В этой зависимости параметр  $P_{ms}$  характеризует стабильность пластического состояния: при  $P_{ms} \leq 1$  ЗТ теряют устойчивость и металл хрупко разрушается.

В общем случае

$$\sigma_f = k_v k_e R_{MC}, \quad (2)$$

где  $R_{MC}$  – минимальное напряжение разрушения стандартного цилиндрического образца при одноосном растяжении в интервале температур вязко-хрупкого перехода;  $k_v$  – коэффициент, показывающий, во сколько раз значение локального напряжения  $\sigma_f$  ини-

циирования хрупкого разрушения в окрестности надреза или макротрещины превышает значение соответствующего напряжения разрушения при одноосном растяжении  $R_{MC}$ ;  $k_e$  – коэффициент, характеризующий влияние пластической деформации на уровень  $R_{MC}$ .

$$\sigma_{11}^{in} = j q_T q_v \sigma_y \left( \frac{e_f}{e_y} \right)^n, \quad (3)$$

где  $j$  – коэффициент перенапряжения, связанный с многоосностью напряженного состояния ( $j = \sigma_1 / \sigma_i$ ;  $\sigma_1$  – максимальное главное напряжение,  $\sigma_i$  – интенсивность напряжений);  $q_T$  и  $q_v$  – коэффициенты, позволяющие учесть увеличение предела текучести при снижении температуры и увеличении скорости нагружения;  $e_f$  – интенсивность пластической деформации в очаге инициирования разрушения в окрестности надреза;  $n$  – показатель деформационного упрочнения;  $\sigma_y$  – предел текучести в условиях одноосного растяжения при комнатной температуре;  $e_y$  – пластическая деформация на пределе текучести.

Подставляя (2) и (3) в (1) получим:

$$P_{ms} = \frac{k_v k_e R_{MC}}{j q_T q_v \sigma_y \left( e_f / e_y \right)^n}. \quad (4)$$

Это выражение на количественном уровне описывает влияние на состояние механической стабильности как механических свойств металла ( $\sigma_y(\sigma_{0.2})$ ,  $n$ ,  $R_{MC}$ ), определяемых при испытании на одноосное растяжение, так и его напряженно-деформированного состояния ( $j$ ,  $e$ ), а также температурно-скоростных условий нагружения ( $q_T$ ,  $q_v$ ).

$K_{ms}$  – значение параметра  $P_{ms}$  при одноосном статическом растяжении, однозначно задается механическими свойствами металла, которые определяются при этих испытаниях ( $\sigma_y(\sigma_{0.2})$ ,  $n$ ,  $R_{MC}$ ). Учитывая, что для типичных конструкционных сталей  $\sigma_y = \sigma_{0.2}$  (соответственно  $e_y = 0.2\%$ ) и при одноосном растяжении стандартного цилиндрического образца  $j = 1$  и  $k_v = 1$ , а минимальное напряжение хрупкого разрушения  $R_{MC}$  реализуется при критической деформации  $e_K \approx 2\%$  получаем:

$$K_{ms} = \frac{R_{MC}}{\sigma_{0.2} 10^n}. \quad (5)$$

С учетом выражения (5) зависимость (4) можно представить так:

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{q_\sigma q_T q_v q_e}, \quad (6)$$

где  $q_\sigma$  ( $q_\sigma = \frac{j}{k_v}$ ) – параметр, описывающий охрупчивающее действие, обусловленное локальным двух-, трехосным растяжением металла и неоднородным распределением напряжений и деформаций в окрестности концентратора;  $q_e$  ( $q_e = \frac{1}{k_e} \left( \frac{e_f}{e_K} \right)^n$ ) характеризует охрупчивающий эффект, вызванный локализацией пластической деформации в вершине надреза или магистральной трещины.

Для квазистатического нагружения ( $q_v = 1$ ) выражение для  $P_{ms}$  имеет вид:

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{\frac{j}{k_v k_e} \left( \frac{e_f}{e_K} \right)^n}, \quad (7)$$

( $q_T = 1$ , так как  $K_{ms}$  определено не для комнатной, а для любой текущей температуры).

В этом выражении числитель характеризует механические свойства металла, а знаменатель – охрупчивающее действие трещины, которое можно довольно просто определить экспериментально. В момент разрушения  $P_{ms} = 1$ , и, соответственно,

$$K_{ms} = \frac{j}{k_v k_e} \left( \frac{e_f}{e_K} \right)^n \quad [6].$$

Это означает, что из экспериментальной температурной зависимости

$K_{ms}$  стали всегда можно найти значение охрупчивающего действия трещины для наперед заданного значения температуры. В данной работе критическая температура определялась в точке пересечения температурных зависимостей вязкости разрушения  $K_{jc}$  стали и коэффициента интенсивности напряжений  $K_{jclim}$  при заданной величине

относительной нагрузки  $\frac{J}{\sigma_y} = 0.0365$ . Нагрузка выбиралась таким образом, чтобы она не превышала критическое значение усилия начала общей текучести.

$$K_{jclim} = \sqrt{\frac{E \sigma_{0.2}}{(1 - \nu^2) \sigma_y} \frac{J}{\sigma_y}} \quad (8)$$

В докладе использованы экспериментальные данные испытаний мелкомасштабных образцов-свидетелей с трещиной из реакторной стали 15X2НМФА и испытаний гладких образцов на одноосное растяжение. Температурная зависимость  $K_{jc}$  строилась по методике «Мастер-кривой».

На основе полученных данных показана зависимость параметра охрупчивающего действия трещины  $q_\sigma$  от величины нагрузки и толщины образца. Влияние величины нагрузки описывается зависимостью:

$$q_\sigma = q_0^{1T} + a \ln \left[ \frac{(J / \sigma_y)}{(J / \sigma_y)_0} \right], \quad (9)$$

где  $(J / \sigma_y)_0 = 0.0365$  - относительная нагрузка начала общей текучести;  $q_0^{1T}$  – значение параметра охрупчивающего действия трещины стандартного 1Т-СТ образца при этой нагрузке;  $a$  – коэффициент, зависящий от материала.

Влияние толщины образца описывает следующая зависимость:

$$q_\sigma = q_0^{1T} + b \ln \left( \frac{B}{B_0} \right), \quad (10)$$

где  $q_0^{1T}$  – значение  $q_\sigma$  – для стандартного 1Т-СТ образца;  $B_0 = 25.4$  мм – толщина стандартного 1Т-СТ образца;  $b$  – коэффициент, характеризующий материал.

Также найдены значения параметров  $a$  и  $b$  для реакторной стали 15X2НМФА различных поставок для разных вероятностей разрушения ( $P_f = 5\%, 50\%$  и  $95\%$ ).

## Список литературы

1. Котречко С.А. Локальный подход к анализу хрупкого разрушения и его физическая интерпретация // Проблемы прочности. - 2003. - №4. - С. 14-31.
2. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Меттус Г.С. К вопросу о вязком и хрупком состояниях

- поликристаллических металлов // Металлофизика. - 1990. - 12, №6. - С. 3-13.
3. Котречко С.А., МешковЮ.Я., Меттус Г.С., Никоненко Д.И. Механика и физика квазихрупкого разрушения металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщение 3. Вязкость металлов и сплавов // Проблемы прочности. - 2000. - №1. - С. 72-92.
  4. Котречко С.А. Критическое напряжение скола и «хрупкая» прочность поликристаллических металлов // Металлофизика. - 1992. - 14, №5. - С. 37-41.
  5. Котречко С.А. Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллических металлов // Металлофизика и новейшие технологии. - 1994. - 16, №10. - С. 37-49.
  6. Котречко С.А., МешковЮ.Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции. Киев. Наук. Думка, 2008, 295 с.

## ОБ ОДНОМ УРАВНЕНИИ СОСТОЯНИЯ И ЗАКОНЕ ГУКА, СЖИМАЕМОСТИ И КОЭФФИЦИЕНТЕ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

**Бертяев Б. И., Реут И. И.**

*Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия*

[enterfax@mail.ru](mailto:enterfax@mail.ru)

Предложено уравнение состояния позволяющее представить в явном виде сжимаемость и объёмный коэффициент термического расширения. Установлена связь модуля всестороннего сжатия с симметрией кристаллической решётки. Выполнен расчёт величин внутреннего давления в металлах с ОЦК и ГЦК решётками.

Уравнение состояния допускает возможность рассчитать такие величины, как объёмный коэффициент термического расширения  $\beta$  и модуль всестороннего сжатия  $K$  согласно определению:

$$\beta = 3\alpha = \frac{1}{V} \cdot \left( \frac{\partial V}{\partial T} \right)_P, \quad (1)$$

где  $\alpha$  – линейный коэффициент теплового расширения. Объёмная упругость или сжимаемость  $B$ :

$$B = \frac{1}{K} = -\frac{1}{V} \cdot \left( \frac{\partial V}{\partial P} \right)_T. \quad (2)$$

Из (1) и (2) следует связь вида:

$$\beta \cdot K = \frac{\partial P}{\partial T}. \quad (3)$$

Отсутствие возможности адекватного описания кристаллических систем в рамках решеточной модели служит достаточным основанием разработки теоретической модели уравнения состояния.

### 1. Уравнение состояния кристаллической системы

В работе [1] предложено уравнение состояния вида:

$$\frac{\Delta v}{v_0} = \zeta = \left( \exp \frac{Pv}{kT} - 1 \right)^{-1}, \quad (4)$$

где  $v_0$  – объём, занимаемый атомом при  $T = 0$ ,  $v = V/M$  – объём на атом при температуре  $T$ ,  $\zeta$  – относительная доля свободного объёма (ОДСО),  $k$  – постоянная Больцмана,  $P$  – внутреннее давление в системе. Из уравнения (4) можно получить сжимаемость  $B$  и объёмный коэффициент термического расширения  $\beta$ .

Если малое изменение относительной доли свободного объёма  $d\zeta$ , представить в виде:

$$d\zeta = \frac{\partial \zeta}{\partial P} dP + \frac{\partial \zeta}{\partial T} dT = BdP + \beta dT, \quad (5)$$

где

$$B = \frac{\upsilon}{kT} \left( \zeta + \zeta^2 \right) = \frac{1}{P} \left( \zeta + \zeta^2 \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{\zeta} \right) \quad (6)$$

– сжимаемость  
и

$$3\alpha = \beta = \frac{1}{T} \left( \zeta + \zeta^2 \right) \ln \left( 1 + \frac{1}{\zeta} \right) \quad (7)$$

– объемный коэффициент термического расширения.

При  $T = const$  из (5) следует:

$$d\zeta = BdP. \quad (8)$$

Полагая  $d\zeta = \varepsilon$  и  $dP = P'$ , получим уравнение

$$\varepsilon = B \cdot P', \quad (9)$$

известное как закон Гука. Здесь  $\varepsilon$  – деформация,  $P'$  – внешнее давление.

Из (6) и (7) следует

$$\beta K = \frac{P}{T}. \quad (10)$$

Уравнение (10) позволяет непосредственно рассчитать величину внутреннего давления в кристаллической системе, а уравнение (6) позволяет рассчитать величину  $\upsilon$ .

## 2. Применение модели к расчету объема $\upsilon$

Так как объем  $\upsilon$  для кристаллической решётки можно представить в виде:

$$\upsilon = Ad^3, \quad (11)$$

то задача состоит в том, чтобы рассчитать величину параметра  $A$  и сопоставить его значение с кристаллографическими данными. Здесь  $A$  – параметр, величину которого требуется определить,  $d$  – постоянная кристаллической решетки. Из кристаллографии известно, что для ОЦК решеток  $A = 0,5$ , для ГЦК –  $A = 0,25$ . По степени согласия величины  $A$  с кристаллографическими данными можно судить о достоверности предложенной модели.

Расчеты проводились для металлов с ОЦК и ГЦК решетками при температуре 300 К. Данные о величинах постоянной решетки  $d$ , модуле  $K$  и  $\alpha$  для металлов с ОЦК и ГЦК решетками брались из справочников [2, 3].

Результаты расчета объема  $\upsilon$ ,  $d^3$  и  $A$  представлены в табл. 1.

**Таблица 1.** Рассчитанные значения  $d^3$ , объема  $\upsilon$  и параметра  $A$  в металлах с ОЦК и ГЦК решетками

| Элемент<br>ОЦК | $d^3 \cdot 10^{29} \text{ м}^3$ | $\upsilon \cdot 10^{29} \text{ м}^3$ | $A_d$ | Элемент<br>ГЦК | $d^3 \cdot 10^{29} \text{ м}^3$ | $\upsilon \cdot 10^{29} \text{ м}^3$ | $A_d$ |
|----------------|---------------------------------|--------------------------------------|-------|----------------|---------------------------------|--------------------------------------|-------|
| Li             | 4,325                           | 3,128                                | 0,72  | Al             | 6,643                           | 1,593                                | 0,24  |
| Na             | 7,570                           | 4,409                                | 0,58  | Ag             | 6,843                           | 1,450                                | 0,21  |
| K              | 15,142                          | 6,930                                | 0,46  | Au             | 6,793                           | 1,280                                | 0,19  |
| $\alpha$ -Fe   | 2,364                           | 1,180                                | 0,50  | Cu             | 4,700                           | 1,250                                | 0,26  |
| Rb             | 17,770                          | 8,155                                | 0,47  | Ni             | 4,474                           | 1,176                                | 0,26  |
| Cs             | 22,140                          | 11,780                               | 0,53  | Pd             | 5,886                           | 1,400                                | 0,24  |
| Mo             | 3,126                           | 2,076                                | 0,66  | Pt             | 6,023                           | 1,310                                | 0,22  |
| W              | 3,155                           | 2,500                                | 0,79  | Pb             | 12,130                          | 1,900                                | 0,17  |

Из табл. 1 следует, что совокупность значений параметра  $A$  в ОЦК металлах лежат в интервале значений от 0,46 до 0,79, что в среднем составляет около 0,59. Это с хорошей степенью точности соответствует кристаллографическому значению, равному 0,5. Аналогично, для ГЦК металлов совокупность значений параметра  $A$  лежит в интервале от 0,17 до 0,26 и в среднем составляет значение, равное 0,22, что также хорошо соответствует ожидаемому значению, равному 0,25.

Несколько завышенные значения  $A$  у вольфрама и молибдена, что возможно связано с неточностью в экспериментальной оценке значений модуля  $K$  и коэффициента линейного расширения  $\alpha$ .

### 3. Расчёт внутреннего давления

Для расчёта внутреннего давления в металлах использовалось уравнение (10). Результаты расчёта представлены в табл. 2.

**Таблица 2.** Рассчитанные значения давления  $P$  в металлах с ОЦК и ГЦК решётками

| Элемент ОЦК  | $P, 10^3, \text{кг/см}^2$ | Элемент ГЦК | $P, 10^3, \text{кг/см}^2$ |
|--------------|---------------------------|-------------|---------------------------|
| Li           | 5,87                      | Al          | 14,80                     |
| Na           | 3,91                      | Ag          | 16,92                     |
| K            | 2,40                      | Au          | 20,43                     |
| Rb           | 1,96                      | Cu          | 15,20                     |
| Cs           | 1,39                      | Ni          | 21,71                     |
| $\alpha$ -Fe | 18,24                     | Pd          | 18,64                     |
| Mo           | 13,92                     | Pt          | 21,02                     |
| W            | 12,26                     | Pb          | 10,72                     |

Данные табл. 2 свидетельствуют о высоком уровне внутреннего давления в металлах. Самое низкое у Cs и самое высокое у Ni. Отметим, что для группы щелочных металлов давление снижается с ростом массы атома. Аналогичная тенденция наблюдается для Al, Cu, Ag и Au.

### Заключение

Термодинамический анализ металлов позволил выявить связь симметрии кристаллической решётки с её тепловыми и механическими свойствами. Кристалл «растянут» внутренним давлением при любой температуре. Уровень давления при комнатной температуре оказывается значительным и колеблется от  $10^3 \text{ кг/см}^2$  до  $10^4 \text{ кг/см}^2$ . В этой связи встаёт вопрос о причинах механической устойчивости кристаллической системы. Чтобы «удержать» деформированный кристалл к нему необходимо приложить отрицательное Ван-дер-Ваальсовое давление. Эту роль может выполнять граница или поверхность кристалла.

### Список литературы

1. Бертяев Б.И., Реут И.И. Об уравнении состояния, сжимаемости и внутреннем давлении в металлах с ОЦК, ГЦК и ГПУ решётками. // Вестник СамГТУ. Серия: Физико-математические науки. Вып. №2(17). 2008. с. 215-223.
2. Таблицы физических величин: Справочник / Под ред. И.К. Кикоина. М.: Атомиздат, 1976. 1008 с.
3. Физические величины: Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлизова. М.: Энергоатомиздат, 1991. 1231 с.

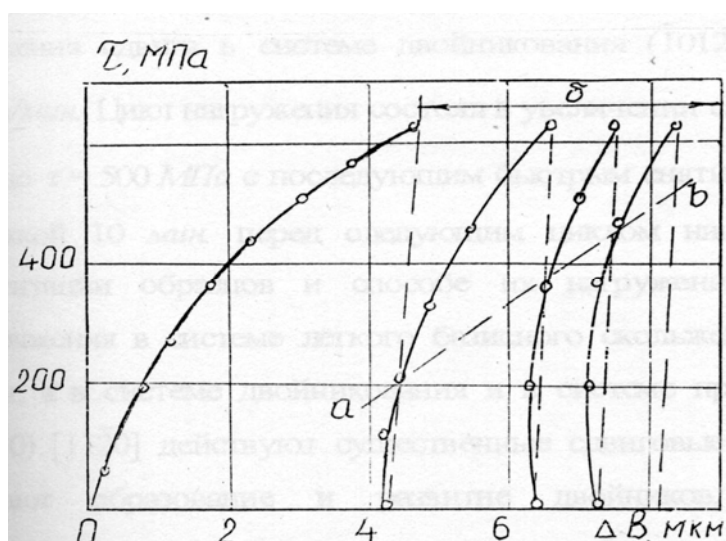
# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ БЕРИЛЛИЯ И ЕГО СПЛАВОВ С МЕДЬЮ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.

Босин М. Е., Гомозов Е. П.

Харьковский гуманитарно-педагогический институт, Украина,  
[bosin@yandex.ru](mailto:bosin@yandex.ru)

Исследовались монокристаллические образцы Ве чистотой 99,999% и монокристаллы сплавов Ве +0,23%Cu и Ве +1,34%Cu. Образцы имели размеры  $20 \times 4 \times 3 \text{ мм}^3$  с продольной осью  $[\bar{1}100]$  и нагружались циклически  $4^x$  точечным изгибом вокруг оси  $[11\bar{2}0]$  с постоянной скоростью увеличения напряжения сдвига в системе двойникования  $(\bar{1}012)[10\bar{1}1]$ , равной  $\tau \approx 0,4 \text{ МПа/мин}$ . Цикл нагружения состоял в увеличении сдвигового напряжения от  $\tau = 0$  до  $\tau = 500 \text{ МПа}$  с последующим быстрым снятием нагрузки до  $\tau = 0$  и выдержкой 10 мин. перед следующим циклом нагружения. При выбранной ориентации образцов и способе их нагружения сдвиговые компоненты напряжения в системе лёгкого базисного скольжения  $(0001)[11\bar{2}0]$  отсутствуют, а в системе двойникования и в системе призматического скольжения  $(10\bar{1}0)[\bar{1}2\bar{1}0]$  действуют существенные сдвиговые напряжения, которые вызывают образование и развитие двойников, а также интенсивное призматическое скольжение в матрице вблизи границ двойника; базисное скольжение наблюдается в теле двойника.

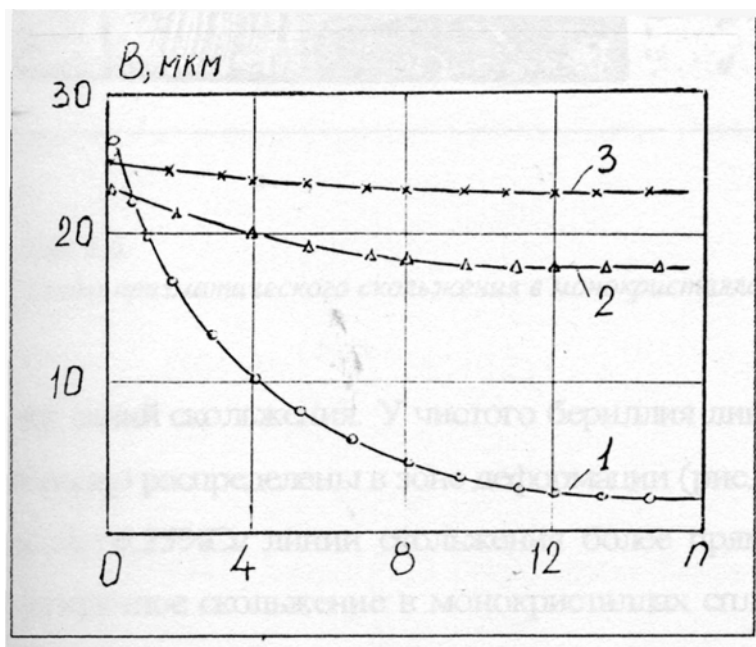
При пульсирующем режиме нагружения двойниковые границы ведут себя качественно так же, как это было в случае *Bi* [1]: в нескольких циклах повторных нагружений толщины двойников возрастают, с увеличением числа циклов смещения двойниковых границ затухают и после 8 – 15 циклов размеры двойников стабилизируются. Такая кривая для одного из двойников показана на рис.1. В каждом последующем цикле напряжения, необходимые для начала движения границ двойника, возрастают (линия *ab* на рис.1).



**Рис. 1.** Диаграмма напряжение – смещение двойниковых границ, полученная на двойнике системы  $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$  в монокристалле Ве (начальная толщина на плоскости базиса 33мкм).

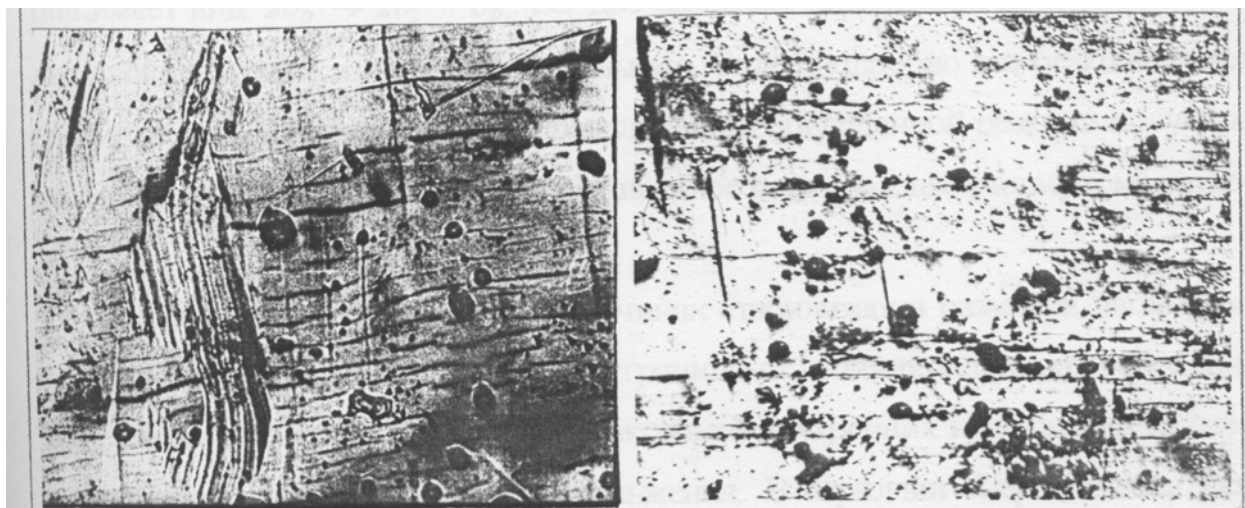
Так же, как и в случае  $\text{Bi}$ , описанное явление частичной потери упрочнения границами двойников при пульсации напряжений и восстановление упрочнения после 8–15 циклов наблюдается как при прямом двойниковании, так и при раздвойниковании. Причём, количественная мера эффекта  $\delta = \sum \beta_i / b_0$  при раздвойниковании значительно больше (примерно в 1,5–2 раза).

Легирование кристаллов бериллия медью приводит к уменьшению смещения границ при пульсации напряжений (к уменьшению величины  $\delta$ ). В кристаллах бериллия чистотой 99,99% пульсация напряжений в интервале  $0 \div 600 \text{ МПа}$  при деформации чистым изгибом сопровождается смещением двойниковых границ как в сторону матрицы, так и в сторону сдвойникового объёма в случае изменения знака напряжений. В кристалл  $\text{Be}+0,23\%\text{Cu}$  пульсацией напряжений можно достичь лишь небольшого раздвойникования. Двойниковые границы в кристаллах  $\text{Be}+1,34\%\text{Cu}$  устойчивы к пульсирующим напряжениям обоих знаков. На рис.2 показано влияние легирования на стабилизацию двойниковых границ в кристаллах бериллия. Описанное явление более чётко выражено при большей амплитуде пульсирующих напряжений, большей частоте пульсации, меньшем количестве примесей.



**Рис. 2.** Зависимость толщины двойника от числа циклов повторных нагрузок при раздвойниковании: 1 –  $\text{Be}$ , 2 –  $\text{Be}+0,23\%\text{Cu}$ , 3 –  $\text{Be}+1,34\%\text{Cu}$ ;  $\tau_0 = 500 \text{ МПа}$ .

Изучение характеристик базисного и призматического скольжения в монокристаллах чистого бериллия и сплавов системы  $\text{Be}-\text{Cu}$  показало, что критические напряжения сдвига при легировании резко возрастают [2,3]. При переходе от чистого бериллия к сплавам вклад поперечного скольжения винтовых компонент дислокаций из призматической плоскости в базисную в условиях комнатной температуры уменьшаются. Об этом свидетельствует, в частности, вид линий скольжения (рис.3). У чистого бериллия линии скольжения волнистые и однородно распределены в зоне деформации. У монокристаллов сплава  $\text{Be}+0,23\%\text{Cu}$  линии скольжения более прямые, протяжённые. Поперечное скольжение в монокристаллах сплавов затруднено из-за возрастания величины критического напряжения сдвига в базисной плоскости  $\tau_{(0001)}$  и приближением её к значению  $\tau_{(10\bar{1}0)}$ .



*a*

*б*

**Рис. 3.** Следы призматического скольжения в монокристаллах Ba (*a*) и Be+0,23%Cu (*б*), х 800.

Обратим внимание ещё раз на то, что суммарное смещение двойниковых границ при пульсации напряжений в случае раздвойникового оказывается существенно большим, чем в случае прямого двойникового. Это касается и средней скорости перемещения двойниковых границ. В случае прямого раздвойникового она равнялась  $V_n \approx 0,1 \text{ мкм/час}$ , а в случае раздвойникового  $V_p \approx 10 \text{ мкм/час}$ . Такое отличие (на два порядка!) может быть объяснено реакцией трансформации полных базисных дислокаций в двойникующие. Соответствующая реакция имеет вид:  $2b_b \rightarrow 2b_i + b_p$ , т.е. две базисные дислокации превращаются в две двойникующие и одну пирамидальную. Справедливость этой реакции требует экспериментального подтверждения.

Что касается причин стабилизации размеров двойников при повторных нагрузках, то речь, по-видимому, нужно вести о взаимодействии двойникующих дислокаций с призматическими при прямом двойниковании и двойникующих дислокаций с базисными при раздвойниковании. В обоих случаях должны образоваться сидячие дислокации (с иррациональными индексами), которые препятствуют движению двойникующих дислокаций. Слово за экспериментом.

### Список литературы

1. Bosin M.E. Twin boundaries motion in single crystals of pure bismuth and (Bi+3%Sn) alloy under alternationg cyclic loading. Functional Materials. – 1998. – Vol.5, No2 – P.191–193.
2. Conrad H., Perlmutter J. Conference International sur ka Metallurgie du Beryllium. Presse Universitaire de France. – 1995.
3. Авотин С.С. и др. Изучение призматического скольжения в сплавах бериллий-медь. Харьков: Изд. ФТИ АН УССР. – 1962.

# СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВАРНОГО ШВА ЛИСТОВ СПЛАВА 1561 СОЕДИНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Малофеев С. С., Никулин И. А.

*Белгородский государственный университет, Белгород, Россия*

[Malofeev@bsu.edu.ru](mailto:Malofeev@bsu.edu.ru)

[Nikulin\\_Ilya@bsu.edu.ru](mailto:Nikulin_Ilya@bsu.edu.ru)

## Введение

Алюминиевые сплавы используются в различных областях промышленности благодаря своей легкости, прочности и низкой стоимости. Широкое применение получили сплавы системы Al–Mg, к которым относится сплав марки 1561. Этот сплав обладает высокими коррозионными и механическими свойствами. Как правило, для изготовления неразъемных конструкций из сплава 1561 применяют аргодуговую сварку. Данный метод может снижать прочность сварного соединения из-за дефектов, образующихся в зоне сварного шва. Поэтому создание равнопрочных конструкций из сплава 1561 представляется весьма актуальной задачей. В настоящее время в мире развивается новый способ сварки – сварка трением с перемешиванием, разработанная в Британском институте сварки. Этот способ имеет большой потенциал в плане создания равнопрочных соединений из алюминиевых сплавов [1]. При таком способе сварки сварочный инструмент раскручивается и внедряется в стык листов таким образом, что шип с резьбой проникает в глубь материала и перемешивает его, в то время как прижим и вращение плечиков обеспечивает разогрев и размягчение материала вокруг погруженного шипа. Известно, что сварные швы, полученные данным методом, обладают рядом преимуществ по сравнению с традиционными видами сварки: отсутствие горячих трещин и пористости, для сварки не требуется среды инертных газов, низкие требования к качеству поверхности свариваемых элементов, высокая скорость сварки и др. [2]. Целью данной работы являлось получение бездефектного сварного соединения листов сплава 1561, не уступающего по прочности листовым полуфабрикатам.

## Материал и методы эксперимента

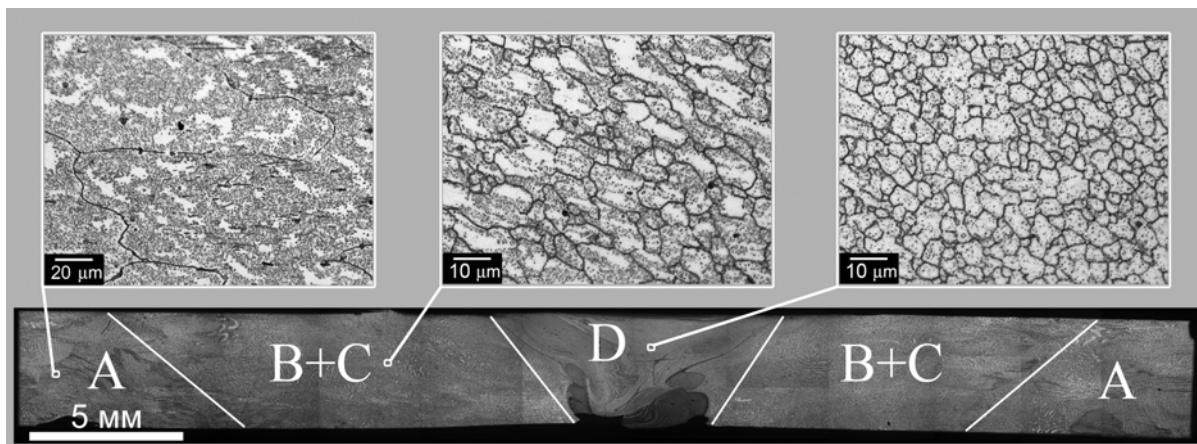
Сплав 1561 (Al–5,43%Mg–0,52%Mn–0,1%Zr–0,12%Si–0,014%Fe (по массе)) был гомогенизирован по следующей схеме: выдержка в течение 4 часов при 440 °С, затем нагрев до 500 °С и выдержка в течение 8 часов с последующим охлаждением на воздухе. Заготовки нагревали до 300 °С и прокатывали на холодных валках с промежуточными прогревами. Суммарная степень обжатия составила 0,66. Часть листов была отожжена при 400 °С в течение одного часа для снятия субструктурного упрочнения.

Прокатанные листы соединяли сваркой трением с перемешиванием, так чтобы направление сварки совпадало с направлением прокатки. Скорость вращения инструмента равнялась 1100 об/мин, скорость подачи инструмента вдоль шва – 75 мм/мин. Характеристики статической прочности и пластичности измеряли при растяжении плоских образцов, вырезанных из прокатанных, отожженных и сваренных листов. Направление растяжения было перпендикулярно направлению прокатки и сварки. Микротвердость и микроструктуру изучали на поперечном сечении прокатанных и сваренных листов.

## Результаты эксперимента и обсуждение

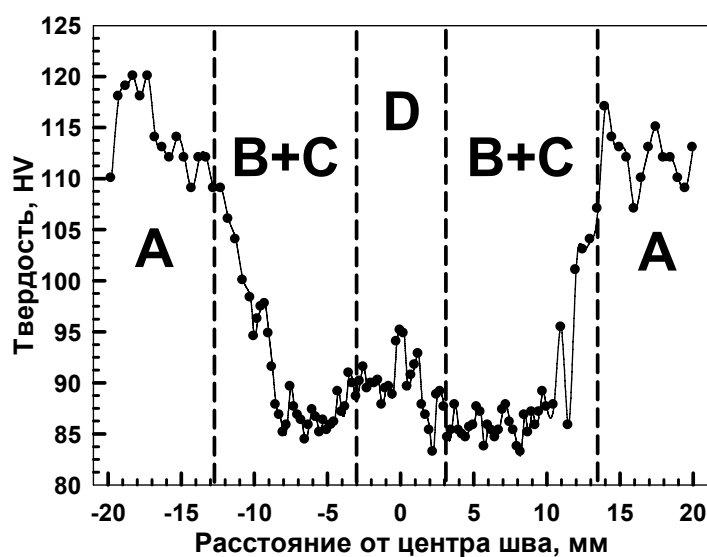
В результате прокатки в сплаве сохранялась крупнозернистая микроструктура со средним размером зерен около 100 мкм. Микротвердость прокатанных листов равная 134 HV и отожженных листов равная 88 HV свидетельствует о наклепанности микроструктуры после прокатки.

Сварка трением с перемешиванием приводит к свариванию сплава 1561 без образования в зоне сварного шва и прилегающей зоне пористости и горячих трещин (рис. 1). В зависимости от воздействия, оказываемого на материал, размер зерен сплава изменяется. В зоне перемешивания формировались равноосные зерна размером 6 мкм. В зоне термомеханического и теплового воздействия формируются зерна размером 10 мкм. Их размер примерно равен размеру зерен формирующихся в отожженных листах, который составлял 13 мкм.



**Рис. 1.** Поперечное сечение сварного шва. А – зона основного материала, не подвергнувшаяся воздействию процесса сварки; В+С – зона термомеханического и теплового воздействия; D – зона перемешивания.[2]

Сварка трением с перемешиванием оказывает значительное влияние на микротвердость сваренного материала. Зависимость микротвердости от расстояния до центра сварного шва показана на рисунке 2. Микротвердость основного материала составила около 112 HV. Микротвердость в зоне В+С при удалении от зоны основного материала постепенно уменьшалась и составила около 86 HV. Микротвердость материала в зоне D по сечению неодинакова и колеблется от 85 до 95 HV. Снижение микротвердости в зоне основного материала по сравнению с прокатанными листами связано с уменьшением эффекта субструктурного упрочнения из-за разогрева в процессе сварки.



**Рис. 2.** Микротвердость сварного шва.

Результаты испытаний на растяжение сварного шва, а также прокатанных и отожженных листов, которые включают в себя условный предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), предел прочности ( $\sigma_B$ ) и удлинение до разрыва ( $\delta$ ) представлены в табл. 1. Наибольшей прочностью и наименьшей пластичностью обладает сплав в прокатанном состоянии, что было связано с сильной наклепанностью микроструктуры. Отжиг прокатанного сплава приводит к снятию наклепа и формированию рекристаллизованной микроструктуры со средними размером зерен 13 мкм. Как результат происходит снижение условного предела текучести более чем в 2 раза, в то время как предел прочности снижается на 37 МПа. При этом пластичность сплава увеличивается. Результаты испытаний сварного соединения показывают, что сварка трением с перемешиванием повышает механические свойства сварного шва по сравнению с отожженным состоянием при сохранении пластичности. Условный предел текучести увеличивается примерно на 20%, а предел прочности на 10%. Формирование в зоне перемешивания микроструктуры с размером зерен равным 6 мкм, в соответствии с законом Холла–Петча, приводит к увеличению прочности сварного соединения по сравнению с отожженным материалом. Стоит отметить, что характеристики статической прочности коррелируют с микротвердостью измеренной на различных состояниях сплава.

**Таблица 1.** Механические характеристики прокатанных, отожженных листов и сварочного шва сплава 1561

|                       | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % |
|-----------------------|----------------------|------------------|--------------|
| Прокатанное состояние | 337                  | 367              | 7            |
| Отожженное состояние  | 155                  | 330              | 30           |
| Шов                   | 180                  | 350              | 30           |

### Заключение

Результаты работы показали, что листы сплава 1561 можно соединять сваркой трением с перемешиванием без образования дефектов свойственных традиционной сварке плавлением. При этом прочность сварного шва превосходит прочность отожженных листов при сохранении высокой пластичности. Результаты микроструктурных исследований показали, что повышенная прочность сварного шва обеспечена более мелкозернистой структурой формирующейся при сварке трением с перемешиванием.

*Работа выполнена на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием Белгородского государственного университета в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы (государственного контракта № П977).*

### Список литературы

1. Tomotake Hirata, Taizo Oguri, Hideki Hagino. Influence of stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy: Materials Science and Engineering A, 2007, v.456, 344-349.
2. P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff and P. J. Withers. Friction stir welding of aluminum alloys: International Materials Reviews, 2009, v.54, №2, 49-93.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ПОЛЕЙ НА СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23

Помельникова А. С., Кузьмина А. В., Шипко М. Н.

*МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, Россия*

[fraulein@list.ru](mailto:fraulein@list.ru)

подавляющая часть отказов деталей машин, механизмов, инструмента и технологической оснастки связана с разрушением поверхностных слоев. Причиной этому служит превышение эксплуатационных напряжений над прочностными характеристиками основного материала в определенных поверхностных зонах деталей. Дополнительными факторами, способствующими такому разрушению, служат многочисленные концентраторы напряжений, дефекты и неоднородность структуры поверхностного слоя.

В большинстве случаев детали, работающие на трение и износ, подвергают объемному термическому упрочнению. При такой обработке наблюдается различие в структуре и свойствах поверхностного слоя и сердцевины вследствие окисления поверхности, неравномерности температурного нагрева и охлаждения. В результате характеристики поверхностного слоя занижены. Практика показывает, что объемная термическая обработка в большинстве случаев не обеспечивает равномерность свойств на поверхности и в сердцевине детали.

Вышесказанное позволяет сделать вывод о том, что с целью повышения долговечности и борьбы против износа изделий во многих случаях достаточно производить упрочнение именно поверхностного слоя.

Для деталей, разрушение которых начинается с поверхности, разработано большое количество методов поверхностного упрочнения, основанных на нанесении покрытий или изменения состояния (модификации) поверхности.

При модификации поверхности деталей используют как традиционные методы термической, химико-термической и поверхностных обработок, так и современные методы воздействия на поверхность.

Одним из перспективных методов упрочнения поверхности является магнитное воздействие. Наиболее полно взаимодействие электромагнитного поля с металлами изучено применительно к технологиям обработки давлением. Вместе с тем, высокая технологичность магнитных методов делает их перспективными для создания на их основе разнообразных технологий обработки металлов и сплавов. К основоположникам магнитной обработки металлов можно отнести М.Л. Бернштейна. В своих работах [1, 2] он доказывает целесообразность применения обработки в магнитном поле для сталей, в результате которой исходная структура измельчается, а прочность и вязкость возрастают.

Известны различные виды обработки металлов с использованием магнитного воздействия: обработка в постоянном и переменном магнитном поле, магнитно-импульсная обработка и др. Из работ [1, 2] следует, что обработку в постоянном магнитном поле целесообразно применять при термомагнитной обработке сплавов, где важную роль играет непрерывность воздействия магнитного поля.

Магнитное упрочнение на основе метода магнитно-импульсной обработки (МИО) обладает рядом преимуществ по сравнению с методами на основе воздействия других видов энергий, в частности: сохранение геометрии обработанных деталей, отсутствие расходных материалов, простота технологической оснастки, экологическая чистота и низкая себестоимость обработки. Достоинством МИО является возможность реализации полей большой напряженности.

Основными факторами, определяющими воздействие МИО на металлические материалы, являются [3]: непосредственное магнитное воздействие (намагничивание, перемагничивание, магнитострикция); ток проводимости, индуцированный переменной во времени составляющей магнитного поля; силовое воздействие магнитного поля на индуцированный электрический ток; джоулево тепловыделение; электроннопластический эффект, обусловленный движением электронов и их взаимодействием с дислокациями, вызывающий снижение сопротивления деформированию и повышение пластичности металлов; упругие и пластические деформации. Микроструктура сплава улучшается [4]. Кроме того, вихревое магнитное поле обуславливает более равномерное охлаждение детали.

Основная часть работ [1–4 и др.] по исследованию воздействия магнитных полей на металлические материалы посвящена сплавам на основе железа – сталям различного назначения.

О воздействии МИО на ферромагнетики (в частности стали) известно [5], что на прочностные характеристики поверхности оказывает влияние изменение плотности дислокаций в результате перестройки доменной структуры. Что касается парамагнетиков, к которым относится титан и сплавы титана, то по некоторым моделям [6] вся совокупность физических закономерностей, характеризующих магнитоиндуцируемые эффекты в немагнитных кристаллах, объясняется в рамках понятия спин-зависимых электронных переходов во время и после магнитной обработки.

Работы по изучению влияния магнитно-импульсного воздействия на цветные сплавы немногочисленны. В связи с этим, особый интерес представляет исследование влияния магнитных импульсных полей на сплавы титана, являющиеся перспективными материалами практически для всех отраслей, как машиностроения, так и авиастроения, поскольку обладают набором уникальных свойств: высокой удельной прочностью, коррозионной стойкостью, термостойкостью, служебными свойствами.

В работе приведены результаты исследований влияния магнитной импульсной обработки на микроструктуру и прочностные характеристики образцов из титанового сплава BT23. Сплав BT23 является двухфазным титановым сплавом мартенситного класса. Обширная номенклатура полуфабрикатов позволяет изготавливать из данного сплава сварные, паяные и монолитные конструкции.

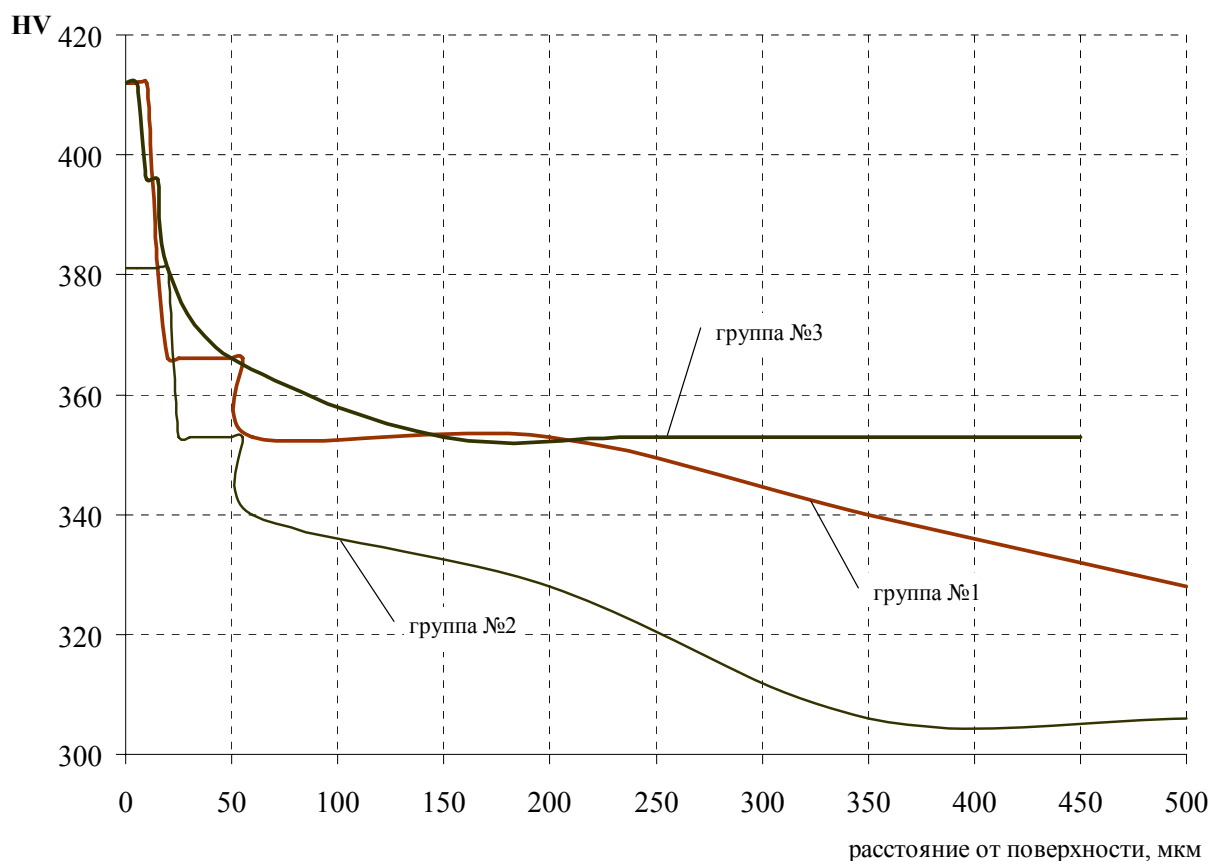
Обработку образцов размером 10x10x10 мм проводили в магнитно-импульсной установке. Обрабатывали 3 группы образцов, изменяя следующие основные параметры:

- напряженность магнитного поля;
- число импульсов;
- частоту повторения импульсов.

В работе использовали методы металлографического анализа, в качестве структурночувствительного параметра была выбрана микротвердость. Анализ микроструктуры проводили на микроскопе Neophot 2, микротвердость образцов измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Микроструктура поверхностного слоя образцов 1-3 группы имеет мелкозернистое строение. Результаты измерения микротвердости приведены на рис.2.

Как видно из рис. 2, наибольшая микротвердость на поверхности (HV412–HV415) у образцов групп 1 и 3, при этом микротвердость образцов группы 3 не претерпевает резкого падения при продвижении вглубь образца и сохраняется на достаточно высоком уровне по сравнению с двумя другими группами.



**Рис. 2.** Изменение микротвердости поверхностного слоя образцов групп 1–3

Полученные результаты свидетельствуют о целесообразности и перспективности применения магнитной импульсной обработки для поверхностного упрочнения деталей из титановых сплавов.

#### Список литературы

1. Бернштейн М.Л. Терромагнитная обработка стали. М.:Металлургия, 1986. - 96 с.
2. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. - М.: Машиностроение, 1987. – 256 с.
3. А.В. Алифанов, В.Н. Алехнович. Улучшение структуры и повышение прочности стальных изделий под воздействием сильного электромагнитного поля // Сборник материалов международной научной конференции «Перспективные материалы и технологии». – 2008. – С. 177 - 184.
4. А.В. Берман, К.М. Петров и др. Экспериментальные исследования магнитно-импульсной обработки деталей горного оборудования и породоразрушающего инструмента // Известия ТулГУ. Технические науки. Вып. 2: в 2ч. Тула: Изд-во ТулГУ, 2009. Ч. II, С. 12-16.
5. А.В. Полетаев, А.С. Помельникова, М.Н. Шипко, В.Ф. Воробьев. Влияние обработки в импульсном магнитном поле и коронном разряде на прочность сталей // МиТОМ. – 2000. - №4. – С. 34-37.
6. В.А. Макара, М.А. Васильев. Вызванные действием магнитного поля изменения примесного состава и микротвердости приповерхностных слоев кристаллов кремния // Физика и техника полупроводников. – 2008.- т.42, вып. 9. – С. 1061-1064

# ФОКУСИРУЮЩИЕСЯ И КРАУДИОННЫЕ СТОЛКНОВЕНИЯ АТОМОВ Cu В УПОРЯДОЧЕННОМ СПЛАВЕ CuAu СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1<sub>0</sub>

Медведев Н. Н.<sup>1</sup>, Старостенков М. Д.<sup>2</sup>, Пожидаева О. В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Бийский педагогический государственный университет, Бийск, Россия,  
[nnm42@rambler.ru](mailto:nnm42@rambler.ru)*

<sup>2</sup>*Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия,  
[genphys@mail.ru](mailto:genphys@mail.ru)*

Изучение радиационного воздействия на материалы является актуальным направлением исследований, тесно связанным с проблемой их прочности.

Фокусирующиеся и краудионные столкновения атомов в моноатомных кристаллах, возникающие как следствия высокоэнергетического внешнего воздействия, были подробно изучены в середине прошлого века [1, 2]. Тем не менее, и в настоящее время к ним имеется определенный интерес [3].

Сущность явления фокусировки атомных столкновений заключается в том, что движущаяся частица, таким образом передает свой импульс неподвижным атомам плотноупакованной цепочки, что он распространяется вдоль цепочки под углом  $\theta$  к оси цепочки с меньшим при каждом столкновении. Кроме фокусирующихся столкновений существуют и краудионные. Они тесно связаны друг с другом. Отличие в том, что при фокусирующихся передается только импульс, а при краудионных столкновениях передается и вещество – межузельный атом, с возникновением вакансии и краудиона см. обзор [2].

В указанных выше публикациях свойства атомных столкновений изучались, как уже отмечалось, в моноатомных кристаллах. Однако появившиеся, относительно недавно, упорядоченные сплавы со сверхструктурами, в которых легкие атомы плотноупакованных рядов окружены более массивными соседями, очевидно, должны иметь особенности при краудионных и фокусирующихся столкновениях атомов. В настоящей работе методом молекулярной динамики исследуются фокусирующиеся и краудионные столкновения в трехмерной модели упорядоченного сплава CuAu со сверхструктурой L1<sub>0</sub>. Для сравнения компьютерные эксперименты проводились также с моделью кристаллической решетки моноатомного Cu.

Взаимодействие между частицами модели упорядоченного сплава, размером  $54 \times 9 \times 12$  межатомных расстояний, задавалось парным потенциалом Морзе:

$$V_{AB}(r_{ij}) = D_{AB} \beta_{AB} \exp(-\alpha_{AB} r_{ij}) \cdot (\exp(-\alpha_{AB} r_{ij}) - 2), \quad (1)$$

параметры для которого были заимствованы из работы [4]. Модель кристаллической решетки, построенная таким образом, достаточно хорошо описывает свойства сплава CuAu со сверхструктурой L1<sub>0</sub> в широком диапазоне температур до температуры плавления включительно. Однако она не годится для описания столкновений атомов со скоростями, намного превышающими среднеквадратичную скорость при температуре плавления из-за малости минимальных расстояний на которые сближаются атомы при столкновениях, в диапазоне энергий от 50 до 400 эВ. Проблема была решена с помощью поправочного члена.

Поправочный член представляет собой отталкивающий парный потенциал типа Борна-Майера:

$$V(r) = K \exp\left(-\frac{17.2(r-D)}{D}\right), \quad (2)$$

где  $r$  – эффективный диаметр атомов (минимальном расстоянии сближения атомов при данной кинетической энергии), которые считаются твердыми шарами;  $D = 2.81 \text{ \AA}$  – расстояние до ближайшего атома, находящегося в равновесии;  $K = 0.105 \text{ эВ}$  коэффициент, который был подобран таким образом, чтобы отношения  $\alpha = D/r$  при различных кинетических энергиях атомов меди были приблизительно равны отношениям приведенным в [2].

На исследуемые ячейки накладывались периодические граничные условия. Начальные скорости атомов модельной решетки за исключением одного задавались равной нулю. При достижении возмущения границы ячейки, скорости атомов обнулялись.

Визуализация эффектов осуществлялась в плоскости (111). Вектор скорости исходного атома, т.е. атома, с которого начиналась цепочка столкновений, имел в направлении плотноупакованного ряда наибольшую составляющую, образуя с ним угол  $\theta_0$ , благодаря малой нормальной составляющей к плоскости (111), величина которой влияла на получаемые результаты. Малые составляющие скорости нормальные к основному направлению и лежащие в плоскости (111) существенного влияния на результаты не оказывали.

Характер столкновений определяется параметром фокусировки  $\Lambda = \theta_n / \theta_{n-1}$ , ( $n$  – номер столкновения). Как для моноатомного кристалла Cu так и для упорядоченного сплава значения параметра  $\Lambda$  зависели от энергии атома, с которого начиналась цепь столкновений. Если его энергия не превышала 100 эВ,  $\Lambda$  был меньше единицы при любом  $\theta_0$ .

Если первый атом имел энергию в диапазоне от, приблизительно, 100 эВ до 130–135 эВ, то параметр  $\Lambda$  мог быть как меньше единицы, так и больше ее. Т.е. могли иметь место как фокусирующиеся, так и краудионные столкновения.

В диапазоне энергий первого атома от 135 эВ до 400 эВ., дефокусировка наблюдалась при достаточно малых углах, столкновения атомов при этом были всегда краудионными, даже при нулевом значении угла  $\theta_0$ , см. рис.1.1.

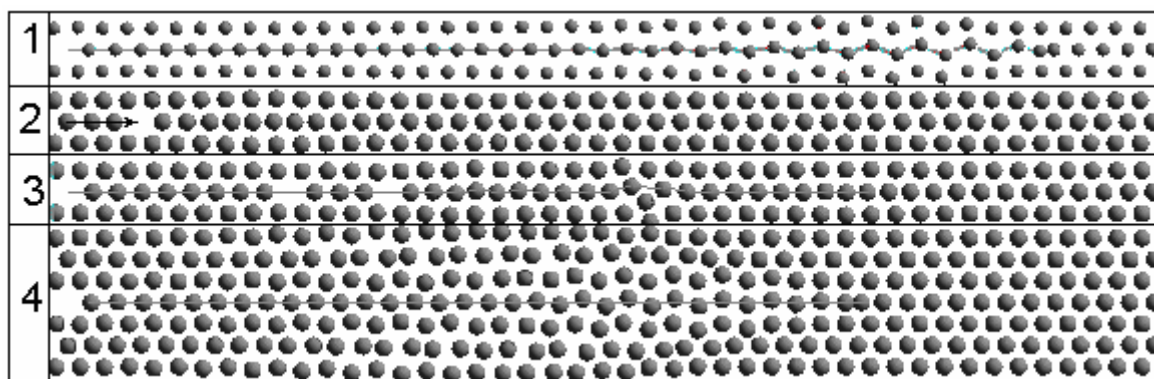
В наших компьютерных экспериментах фокусирующиеся и краудионные столкновения происходили при условии  $D/r = \alpha < 1.75$ , т.е. верхняя граница параметра была несколько ниже той, что была дана R.H. Silsbee в [1].

В диапазоне энергий от 135 до 240 эВ. в кристалле Cu имел место эффект «увлечения» вакансий движущимся краудионом см. рис.1.2. Этот эффект объясняется тем, что первый атом при данных кинетических энергиях взаимодействует не только со вторым атомом, но и со следующим, в результате чего имеет место отскок начального атома. Этот эффект имел место в кристалле упорядоченного биатомного сплава CuAu, в диапазоне энергий от 138 до 180 эВ.

Энергии выше 400 эВ атомам не сообщались, поскольку это приводило к локальному разрушению модельной решетки.

Общность поведения атомных столкновений в кристаллических решетках моноатомного Cu и упорядоченного сплава CuAu заканчивалась при достижении значений энергии начального атома величины равной, приблизительно, 350 эВ.

В диапазоне энергий от 350 до 400 эВ., в биатомном упорядоченном сплаве CuAu наблюдались эффекты не свойственные кристаллу моноатомного Cu. При значении угла  $\theta_0$  порядка 0,044–0,05 радиан, на месте первого и следующего за ним соседа появлялась пара вакансий, вместо одиночной как это происходило в кристалле моноатомного Cu. Соответственно в плотноупакованном ряду появлялись два краудиона. С уменьшением угла  $\theta_0$  вакансии разъединялись и удалялись друг от друга на некоторое расстояние, которое увеличивалось по мере уменьшения угла  $\theta_0$ , при этом существовала довольно высокая вероятность возникновения третьей вакансии, см. рис. 1.3.



**Рис. 1.** Сечение плоскостью (111) трехмерной ячейки, моделирующей кристалл упорядоченного сплава CuAu со сверхструктурой  $L1_0$ , (плоскость, занятая атомами Cu)

Линией обозначено направление атомных столкновений. 1. Дефокусировка столкновений; энергия первого атома  $E = 400$  эВ,  $\theta_0 = 0,00029$  рад. 2. «Увлечение» вакансии краудионом, перемещение вакансии показано стрелкой  $E \approx 138$  эВ.,  $\theta_0 = 0$  рад. 3. Результат краудионных столкновений в CuAu – три вакансии и три краудиона,  $E = 400$  эВ.,  $\theta_0 = 0,008$ . 4. Деформация кристаллической структуры в результате дефокусировки ( $E = 400$  эВ,  $\theta_0 = 0,012$  рад.).

При энергиях первого атома выше 400 эВ. даже при достаточно малых углах наблюдалась дефокусировка, приводящая к существенной деформации структуры кристаллической решетки см. рис.1.4.

В заключении следует отметить, что компьютерные эксперименты, проведенные методом молекулярной динамики при значениях параметра  $D/r = \alpha < 1.75$  для моноатомной кристаллической решетки Cu, дали результаты, совпадающие с полученными в [1]. При большем значении  $\alpha$  атомные столкновения атомов Cu в упорядоченном биатомном сплаве CuAu порождают от двух до трех вакансий, расстояния между которыми зависят от угла  $\theta_0$  и могут варьироваться от одного до нескольких десятков межатомных расстояний. В моноатомном кристалле краудионные столкновения порождают только одну вакансию. Обнаружен эффект «увлечения» вакансии краудионом в некотором диапазоне энергий начального атома.

### Список литературы

1. Silsbee, R.H. // Journal of Applied Physics, v. 28, p. 1246 (1957).
2. Гарбер Р.И. Федоренко А.И. // УФН, т. 83, вып. 3, с. 185 (1964).
3. Iskandarov A.M., Medvedev N.N., Zakharov P.V., Dmitriev S.V. // Computational Materials Science, v 47, p. 429 (2009).
4. Горлов Н.В. Моделирование на ЭВМ плоских дефектов в упорядоченных сплавах типа  $A_3B$  и  $A_3B(C)$ . Дисс. на соискание уч. степ. к. ф.-м. н. Томск. 1987. 214 с.

# ВЫЧИСЛЕНИЕ ГРАДИЕНТА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЖЕСТКОМ НАГРУЖЕНИИ В ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ ДЛЯ ПЛОСКОГО СЛУЧАЯ

Иванов Б. Ф., Кадашевич Ю. И., Помыткин С. П.

Технологический университет растительных полимеров,  
Санкт-Петербург, Россия,  
[sppom@yandex.ru](mailto:sppom@yandex.ru)

В работах [1, 2] была предложена эндохронная теория неупругости, учитывающая большие деформации и повороты. Важную роль в этой теории играет градиент деформации [3], его структура и значение компонентов. Решается задача плоского жесткого нагружения, когда заданы постоянные ненулевые скорости деформаций

$$D = \begin{pmatrix} D_{11} & D_{12} & 0 \\ D_{12} & D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}.$$

Тензор скоростей деформации  $D$  определяется классической формулой  $D = (L + L^T)/2$ , где  $L = \dot{F} F^{-1}$  – скорость градиента деформации  $F$ . Пусть градиент деформации задан в форме (верхний индекс  $T$  обозначает операцию транспонирования)

$$F = \begin{pmatrix} a_1 & mb & 0 \\ b & a_2 & 0 \\ 0 & 0 & a_3 \end{pmatrix}.$$

Тогда, вычисляя последовательно  $F^{-1}$  (который всегда существует по условиям кинематики материальной точки),  $\dot{F}$ ,  $L$  и  $D$ , получим дифференциальные уравнения

$$\dot{a}_1 a_2 - \dot{a}_2 a_1 = \Delta \cdot (D_{11} - D_{22}), \quad (1)$$

$$\dot{a}_1 a_2 + \dot{a}_2 a_1 - 2mb\dot{b} = \Delta \cdot (D_{11} + D_{22}), \quad (2)$$

$$\dot{b}(a_2 + m a_1) - b \left( \dot{a}_2 + m \dot{a}_1 \right) = 2 \cdot \Delta \cdot D_{12}, \quad (3)$$

где  $\Delta = a_1 a_2 - mb^2$ . Четвертое уравнение системы – тривиальное:  $\dot{a}_3/a_3 = D_{33} = 0$ .

Система решается при естественных начальных условиях:  $a_1(0) = 1$ ,  $a_2(0) = 1$ ,  $a_3(0) = 1$ ,  $b(0) = b_0 \neq 0$  и  $m = const$ .

Соотношение (2) можно записать в виде  $\dot{\Delta} = \Delta \cdot (D_{11} + D_{22})$ , откуда

$$\Delta = \Delta_0 \cdot \exp((D_{11} + D_{22}) t), \quad (4)$$

где  $\Delta_0 = 1 - mb_0^2$ .

Обозначим  $(D_{11} + D_{22})/2 = q$  и будем искать решение (1), (3), (4) в виде:  $a_1(t) = \exp(q t) \cdot u(t)$ ,  $a_2(t) = \exp(q t) \cdot v(t)$ ,  $b(t) = \exp(q t) \cdot w(t)$  при начальных условиях  $u(0) = v(0) = 1$  и  $w(0) = b_0$ . Подставляя это в уравнения (1), (3) и (4), получим, что

$$\begin{cases} \dot{u}v - v\dot{u} = \Delta_0 \cdot (D_{11} - D_{22}) \\ \dot{w}(v + mu) - w \left( \dot{v} + m\dot{u} \right) = 2 \cdot \Delta_0 \cdot D_{12} \\ uv - mw^2 = \Delta_0 \end{cases}. \quad (5)$$

Введем обозначения  $u/w = \xi$  и  $v/w = \eta$ . Тогда соотношения (5) примут вид

$$\begin{cases} \left(\frac{\xi}{\eta}\right)^{\bullet} = \frac{1}{\eta^2}(\xi\eta - m)(D_{11} - D_{22}) \\ (\eta + m\xi)^{\bullet} = (\xi\eta - m)2D_{12} \end{cases} \quad (6)$$

с начальными условиями:  $\xi(0) = \xi_0 = 1/b_0$  и  $\eta(0) = \eta_0 = 1/b_0$ .

Пусть  $D_{11} - D_{22} \neq 0$ . Разделим второе уравнение в (6) на первое и получим, что

$$\frac{d(\eta + m\xi)}{d\left(\frac{\xi}{\eta}\right)} = \frac{2D_{12}}{D_{11} - D_{22}} \cdot \eta^2.$$

Это уравнение можно свести к уравнению с разделяющимися переменными

$$\frac{d(\eta + m\xi)}{(\eta + m\xi)^2} = \frac{d\left(\frac{\xi}{\eta}\right)}{\left(1 + m\frac{\xi}{\eta}\right)^2} \cdot \frac{2D_{12}}{D_{11} - D_{22}}.$$

Его решение:  $\frac{1 - M\eta}{\eta + m\xi} = \frac{b_0 - M}{1 + m}$ , где  $M = \frac{2D_{12}}{m(D_{11} - D_{22})}$ . Отсюда следует, что

$$\eta = \frac{1 + m - m(b_0 - M)\xi}{b_0 + mM}. \quad (7)$$

Подставляя (7) в (6), можно получить дифференциальное уравнение

$$\dot{\omega} = \left[ \omega - \frac{m(1 - B\omega)^2}{A^2} \right] \cdot (D_{11} - D_{22}), \quad (8)$$

где  $A = \frac{1 + m}{b_0 + mM}$ ,  $B = \frac{m(M - b_0)}{b_0 + mM}$ ,  $\eta = A + B\xi$ ,  $\omega = \xi/\eta$ . Раскрывая (8), получим

$$\dot{\omega} = (A_0\omega^2 + (1 + B_0)\omega + C_0) \cdot (D_{11} - D_{22}). \quad (9)$$

Здесь

$$\begin{aligned} A_0 &= -m^3(M_0 - d_0)^2, & B_0 &= 2m^2(M_0 - d_0) \cdot (mM_0 + d_0), \\ C_0 &= -m(d_0 - mM_0)^2, & d_0 &= \frac{b_0}{1 + m}, & M_0 &= \frac{M}{1 + m}. \end{aligned}$$

Чтобы решить дифференциальное уравнение (9), разложим правую часть на множители. Для этого приравняем правую часть к нулю и решим квадратное уравнение. Его корни таковы

$$\omega_{1,2} = \frac{1 + B_0 \mp \sqrt{1 + 2B_0}}{2m^3(M_0 - d_0)^2}. \quad (10)$$

В частности, если  $M_0 = 0$ , то есть если  $D_{12} = 0$ , то

$$\omega_{1,2} = \frac{1 - 2m^2d_0^2 \pm \sqrt{1 - 4m^2d_0^2}}{2m^3d_0^2}.$$

И если  $d_0 = 1/(2m)$ , то  $\omega_1 = 1/m$ . Тогда уравнение (9) принимает вид

$$\dot{\omega} = -\frac{m}{4} \cdot \left(1 - \frac{1}{m}\right)^2 (D_{11} - D_{22}),$$

и его решение имеет наиболее простую форму

$$\omega = \frac{1}{m} \left[ 1 + \frac{4(m-1)}{4 + (m-1)(D_{11} - D_{22})t} \right].$$

Пусть решение уравнение (9) получено и  $\omega = \varphi(t)$ , тогда  $\xi = \eta \cdot \varphi(t)$  и, воспользовавшись (7), можно получить, что

$$\xi = \frac{\varphi(t)}{d_0 + m M_0 + \varphi(t)(d_0 - M_0)m} = \varphi(t) \psi(t) \quad \text{и} \quad \eta = \frac{1}{d_0 + m M_0 + \varphi(t)(d_0 - M_0)m} = \psi(t).$$

Для вычисления функции  $w(t)$  используем определения  $u = \xi w$ ,  $v = \eta w$  и (5<sub>3</sub>). Тогда  $\eta \xi w^2 - m w^2 = \Delta_0$  или  $(\varphi(t)\psi^2(t) - m) \cdot w^2 = \Delta_0$ , откуда следуют соотношения

$$w = \sqrt{\frac{\Delta_0}{\varphi(t)\psi^2(t) - m}}, \quad u = \varphi(t)\psi(t) \cdot \sqrt{\frac{\Delta_0}{\varphi(t)\psi^2(t) - m}}, \quad v = \psi(t) \sqrt{\frac{\Delta_0}{\varphi(t)\psi^2(t) - m}}.$$

1. Приведем решение для частного случая, когда  $D_{11} = 1$ ,  $D_{22} = 0$  и  $D_{12} = 0$ . Это соответствует одноосному растяжению в «жесткой» испытательной машине.

Если  $b_0 = 0.75$  и  $m = 2$ , то  $d_0 = 0.25$ ,  $\Delta_0 = -0.125$ . А затем последовательно:

$$\omega = \varphi(t) = \frac{8+t}{2(4+t)}, \quad \xi = \frac{4\varphi}{2\varphi+1}, \quad \eta = \frac{4}{2\varphi+1}, \quad w = \frac{2\varphi+1}{4(2\varphi-1)}, \quad u = \frac{\varphi}{2\varphi-1}, \quad v = \frac{1}{2\varphi-1},$$

$$a_1 = \frac{\varphi}{2\varphi-1} \cdot \exp\left(\frac{t}{2}\right), \quad a_2 = \frac{1}{2\varphi-1} \cdot \exp\left(\frac{t}{2}\right), \quad b = \frac{1}{2} \cdot \frac{2\varphi+1}{2\varphi-1} \cdot \exp\left(\frac{t}{2}\right).$$

2. Рассмотрим случай, когда  $D_{11} - D_{22} = 0$ . Из (6<sub>1</sub>) видно, что  $\xi = \eta$ , а из (6<sub>2</sub>) имеем

$$\frac{d\xi}{\xi^2 - m} = \frac{2D_{12}}{1+m} dt. \text{ Решение имеет следующий вид}$$

$$\xi = \sqrt{m} \left[ \frac{\exp(N) (\xi_0 - \sqrt{m}) + \xi_0 + \sqrt{m}}{-\exp(N) (\xi_0 - \sqrt{m}) + \xi_0 + \sqrt{m}} \right] = \varphi_2(t),$$

$$\text{причем} \quad N = \frac{4\sqrt{m} D_{12} t}{1+m}, \text{ если } \xi_0 > \sqrt{m} \quad \text{и} \quad N = -\frac{4\sqrt{m} D_{12} t}{1+m}, \text{ если } \xi_0 < \sqrt{m}.$$

Из (6<sub>3</sub>) находим  $w = \sqrt{\frac{\Delta_0}{\varphi_2^2(t) - m}} = \varphi_3(t)$ , тогда  $u = v = \xi w = \varphi_2(t) \cdot \varphi_3(t)$ . И, наконец,

$a_1 = a_2 = u = v$ ,  $b = w = \varphi_3(t)$ . В частности, если  $m = 4$ ,  $b_0 = 3$ , то

$$\xi = \frac{2(5 + \exp(1.6t))}{5 - \exp(1.6t)}, \quad 0 \leq t \leq t_0, \quad t_0 = \frac{\ln 5}{1.6} \sim 1.$$

3. На рисунке приведены графики для компонентов градиента деформации  $a_1(t)$ ,  $a_2(t)$  и  $b(t)$  в задаче чистого сдвига, когда  $D_{11} = 0$ ,  $D_{22} = 0$  и  $D_{12} = 1$ . В этом случае  $a_1 = a_2 = a$ . Компоненты вычислены для значений параметров  $m = 2$ ,  $b_0 = 0.75$ .

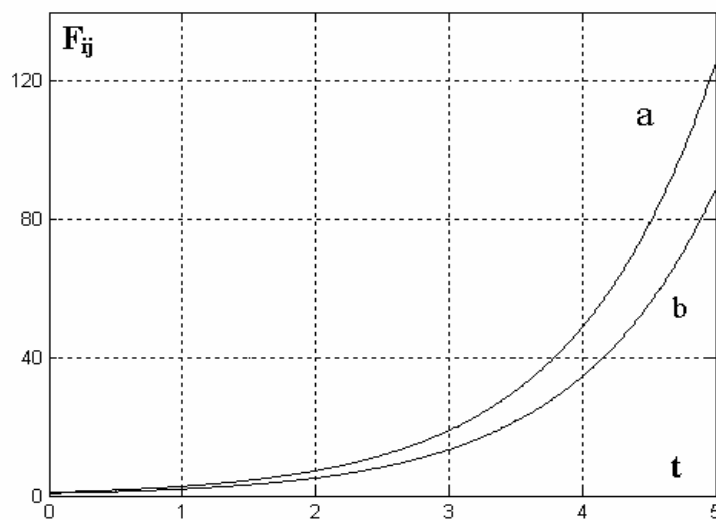
После того, как найдены все компоненты градиента деформаций  $F$ , записываются и решаются определяющие уравнения эндохронной теории неупругости для больших деформаций и поворотов [1, 2]

$$\alpha \tau \frac{\overset{\circ}{\sigma}}{2G} + |\dot{r}| \frac{\sigma}{2G} = \tau \overset{\circ}{r} + \frac{|\dot{r}|}{g + \alpha} r, \quad \overset{\circ}{\varepsilon} = \dot{\varepsilon} + \varepsilon \Omega - \Omega \varepsilon = D, \quad \overset{\circ}{\sigma} = \dot{\sigma} + \sigma \Omega - \Omega \sigma,$$

$$\Omega = \dot{R} R^T, \quad \dot{r} = \dot{\varepsilon} - (1 - \alpha) \frac{\dot{\sigma}}{2G}, \quad \dot{r} = D - (1 - \alpha) \frac{\dot{\sigma}}{2G}, \quad \tau = \tau(|r|, |\dot{r}|).$$

Здесь  $\sigma, \varepsilon, r$  – девиаторы тензора напряжений, тензора деформаций и вспомогательного параметрического тензора, соответственно,  $\alpha$  – параметр эндохронности ( $0 \leq \alpha \leq 1$ ),  $G$  – модуль сдвига,  $\tau$  – аналог деформационного предела текучести,  $g$  – аналог коэффициента упрочнения, знаком модуля обозначены вторые инварианты девиаторов тензоров,  $K$  – объемный модуль. Из полярного разложения градиента  $F = RU$  и, например, соотношения  $U^2 = F^T F$  определяются правый тензор удлинения  $U$  и ортогональный тензор поворота  $R$

$$R = \begin{pmatrix} \cos \beta & \sin \beta & 0 \\ -\sin \beta & \cos \beta & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}, \quad \text{причем} \quad \operatorname{tg} \beta = \frac{b(m-1)}{a_1 + a_2} \quad \text{и} \quad \varepsilon_{ii} = \frac{\sigma_{ii}}{K}.$$



*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 10-01-00705).*

*Авторы выражают благодарность Роману Владимировичу Пелюхову за проведение расчетов.*

### Список литературы

1. Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П. Анализ сложного нагружения при конечных деформациях по эндохронной теории неупругости // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Москва: КМК, 1998. Вып.59. С.72-76.
2. Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П. Эндохронная теория ползучести, учитывающая конечные деформации // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия "Физико-математические науки". 2004. N 26. С.83-85.
3. Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П. Вычисление ортогонального тензора поворота в задачах теории пластичности для конечных деформаций // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. Серия "Механика". Нижний Новгород. 2004. Вып.1(6). С.73-80.

## РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ОСАЖДЕННЫХ В ВАКУУМЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ И ЖЕЛЕЗА

Зубков А. И., Ильинский А. И., Зозуля Э. В., Бармин А. Е., Островерх А. А.

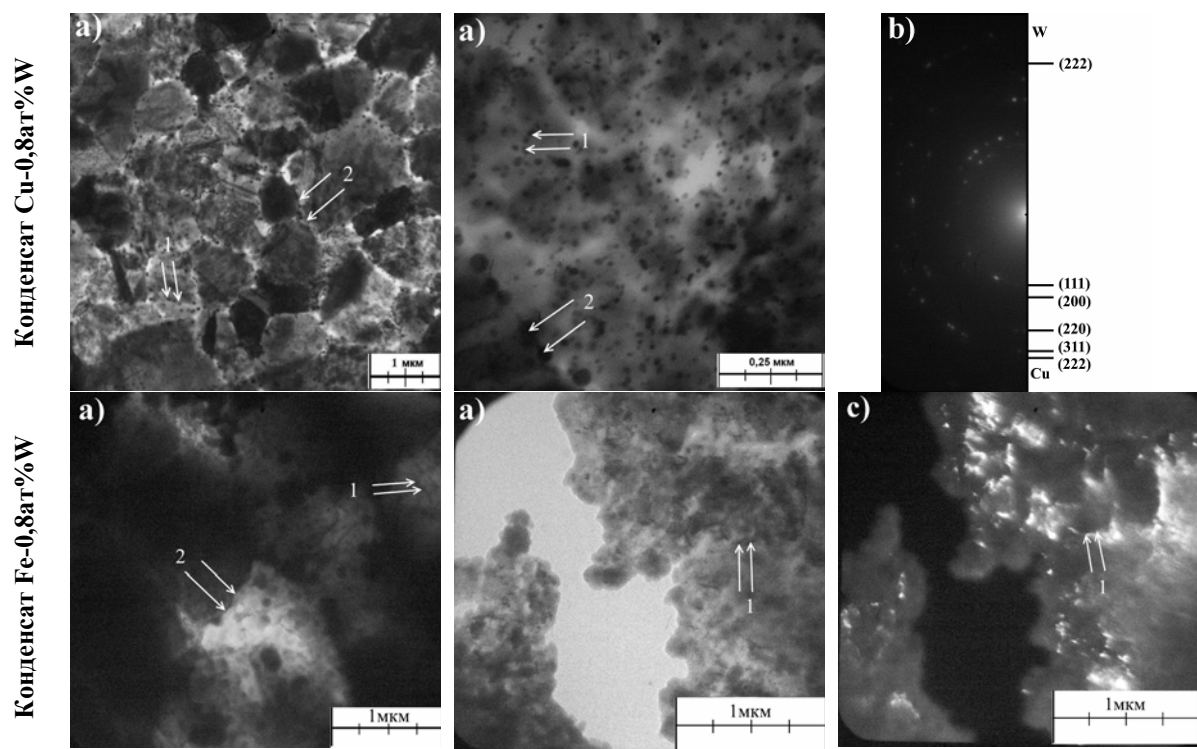
НТУ «ХПИ», г. Харьков, Украина,  
[anzubkov@km.ru](mailto:anzubkov@km.ru)

Полученные ранее [1] авторами настоящей работы экспериментальные данные, свидетельствуют о высокой термической стабильности структуры и физико-механических свойств нано- и субмикроструктурных фольг конденсатов бинарных систем Cu–Mo, W, Ta. Вместе с тем, информация о закономерностях рекристаллизационных процессов в таких материалах к настоящему времени практически отсутствует. В этой связи целью данной работы явилось исследование рекристаллизации матричных металлов, конденсированных в вакууме композитов на основе меди – Cu–Mo, W, Ta и железа – Fe–W. Важными особенностями данных материалов является, во-первых, отсутствие взаимной растворимости легирующих элементов в твёрдом состоянии в кристаллических решётках меди и железа в равновесных условиях. Во-вторых, дисперсность и неравновесное состояние структуры задаётся условиями получения, а не предшествующей деформацией. Изучали отделённые от подложек фольги толщиной до 50 мкм с содержанием легирующих элементов от ~0,1 до 1,5 ат.%, полученные электронно-лучевым испарением составляющих компонентов из различных источников, с последующим осаждением паровых смесей на неориентирующие подложки в вакууме  $\sim 10^{-3}$  Па. Объекты получали в различных технологических условиях. Варьирование состава и технологических параметров позволили получать конденсаты с широким спектром структурных состояний [2]. Отжиги проводили в различных режимах в области температур 400–1000 °С с временами от 0,5 до 40 часов в вакууме не выше  $\sim 10^{-2}$  Па. Элементный состав контролировали рентгеноспектральным методом. Структуру изучали оптической и просвечивающей электронной микроскопией. Объекты исследований представляли собой двухфазные системы с размерами зёрен меди и железа от 50 нм до 15 мкм. В объёме матричных металлов распределены частицы легирующих элементов степень дисперсности которых составляла примерно от 2 нм до 100 нм [3].

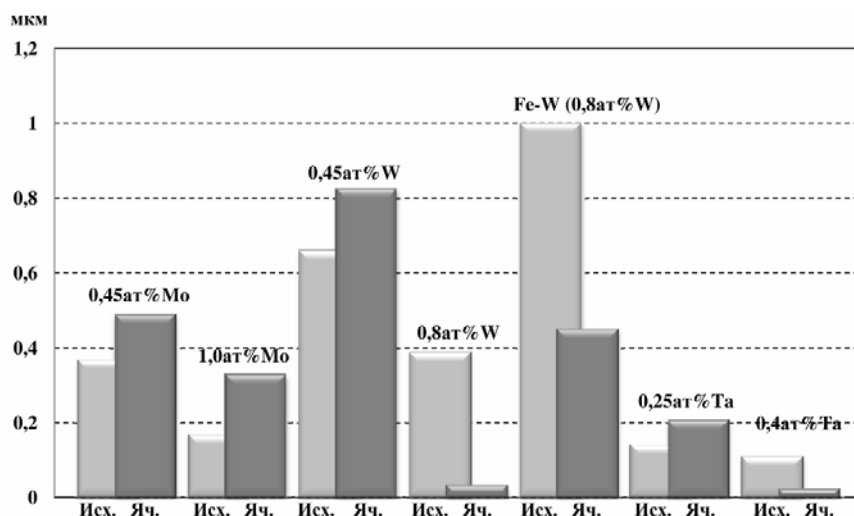
Характерная структура рекристаллизованных композитов представлена на рис.1. На изображениях наблюдается двойная сетка границ зёрен которая обусловлена эффектом наследственности обнаруженном ранее [1] на конденсированных композитах Cu–Mo, W, Ta, вызванном образованием сегрегаций Mo, W, Ta на границах зёрен меди при конденсации их паровых смесей [2]. В данной работе это явление обнаружено также в конденсатах Fe–W рис.1. Размеры ячеек ( $\Omega$ ) первичной сетки границ зёрен окаймлены цепочками частиц легирующих элементов и закономерным образом коррелируют с величиной зёрен матричных металлов в исходном неотожженном состоянии рис.2.

Проведенные в работе исследования и полученные ранее результаты показали, что температура начала роста зерна матричных металлов ( $T_p$ ) зависит от содержания легирующих элементов и значительно превышает аналогичную величину для промышленных и тем более наноструктурных сплавов на основе меди и железа рис.3, 4.

Размер зерна медной и железной матриц композитов отличающихся составом и отожженных в различных режимах начинает увеличиваться при достижении размера ( $D$ ) и расстояния между частицами  $l$  определённой величины. Эти данные при концентрации легирующих компонентов более примерно 1 ат.% хорошо совпадают с результатами работы Чина и Гранта [4].



**Рис. 1.** Структура рекристаллизованных композитов Cu–W и Fe–W, 1 – первичная сетка границ, 2 – граница рекристаллизованного зерна; а) – светлое поле, б) – электронограмма, с) – темное поле



**Рис. 2.** Сравнение размеров ячеек  $\Omega$  окаймленных частицами с величиной зёрен Cu и Fe до отжига.

Таким образом, из приведенных результатов следует, что зародыши рекристаллизованных зерен при миграции аккумулируют на своих границах легирующие элементы, находящиеся в объёме матричного металла в виде сегрегаций атомов [5] или высокодисперсных частиц, которые одновременно коагулируют увеличивая свой размер и расстояние между собой. При достижении величин  $D$  и  $l$  определённого значения мигрирующая граница отрывается от них, оставляя цепочки частиц, которые наблюдаются на электронно-микроскопических изображениях. Если концентрация легирующих элементов мала то движущаяся граница может перемещаться на относительно большие расстояния и средний размер ячейки ( $\Omega$ ) превышает величину  $L$  зерна матричного металла в неотожженном состоянии рис.2.

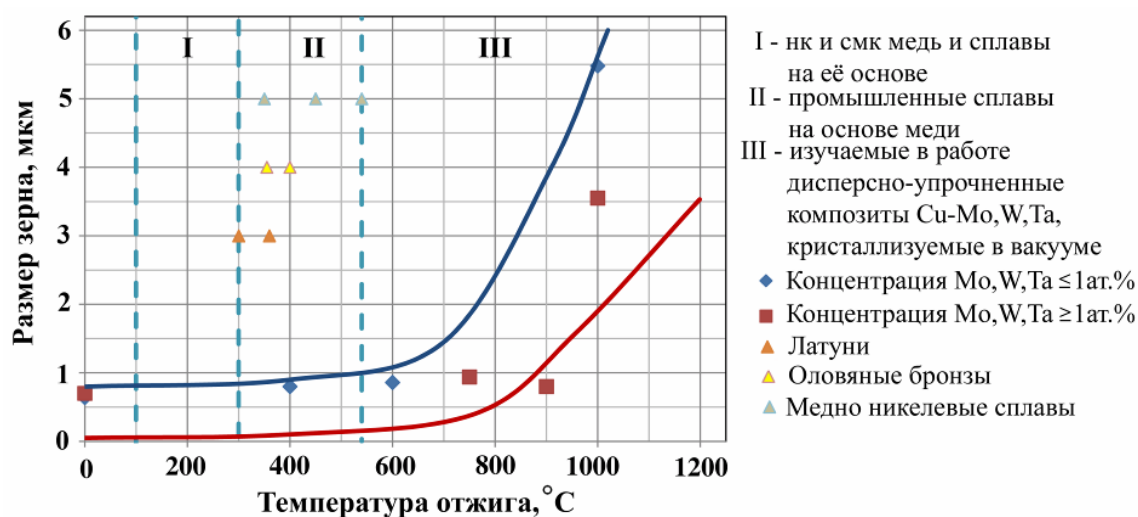


Рис. 3. Области температур начала рекристаллизации сплавов на основе меди.

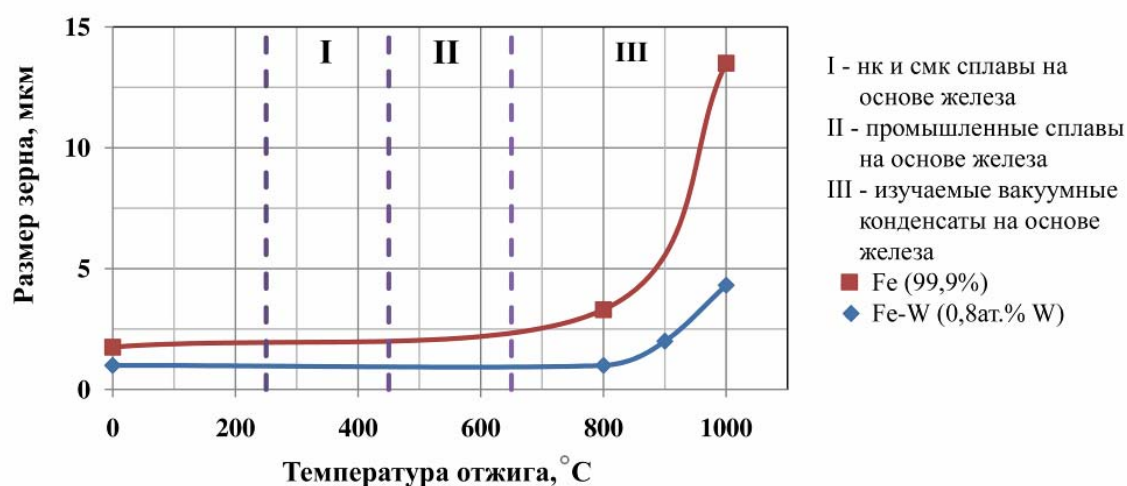


Рис. 4. Области температур начала рекристаллизации сплавов на основе железа

При увеличении концентрации легирующих элементов мигрирующая граница быстрее накапливает частицы второй фазы и момент отрыва от них наступает раньше чем эти ячейки достигнут размера зерна матричного металла в неотожженном состоянии, т.е. предполагаемый механизм является рекристаллизацией, контролируемой ростом частиц. Из-за специфики изучаемых материалов, например отсутствия растворимости легирующих элементов в матричных металлах в твёрдом состоянии указанные процессы в них протекают при гораздо более высоких температурах и с меньшими скоростями, чем в металлургических сплавах на основе меди и железа.

## Список литературы

1. Зубков А.И. Термическая стабильность нанокompозитов кристаллизующихся в вакууме // Вестник Тамбовского университета Т15, Вып.3, 2010г. с.846-848.
2. Зубков А.И., Охотская А.В. Диспергирование зёрненной структуры фольг нанокompозитов на основе меди «Актуальные проблемы прочности» 47 международной конференции. Новгород, 2008, ч.2 с.27-29.

3. Зубков А.И., Ильинский А.И., Подгорная О.А., Севрук В.И., Сокол-Прусский Я.Г. О возможности старения быстрозакаленных сплавов Cu-Mo// Физика металлов и металловедение. Свердловск, 1990 №10. с.197-199.
4. Chin L.L., Grant N.S.-"Powder Met." 1967, v.10, №10, p344-357,il.
5. Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Бармин А.Е., Зеленская Г.И. О реализации наноструктур путём легирования при осаждении в вакууме / Вестник Тамбовского университета Т15, Вып.3, 2010г. с.844-845.

## **ПОЛЗУЧЕСТЬ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ**

**Кипелова А. Ю., Однобокова М. В.**

*Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия*  
[kipelova@bsu.edu.ru](mailto:kipelova@bsu.edu.ru)

### **Введение**

Сталь мартенситного класса с 9%Cr, сертифицированная ASME как P9 [1, 2], была разработана в начале 30-х годов XX века; с середины 50-х годов модификации этой стали начали применять в качестве конструкционных материалов авиационных двигателей и паровых турбин, производимых в бывшем СССР [3,4]. Высокие свойства сталей типа P9 были обеспечены дислокационной структурой троостомартенсита, которая формировалась в результате закалки на воздухе (нормализации) и среднего отпуска. Новая эра в истории сталей, содержащих 9%Cr, началась в 1985 году, когда была разработана сталь ASME P91 [1,6-8], в которой за счет дополнительного, по сравнению со сталью P9, введения 0,2%V-0,08%Nb, была обеспечена устойчивость дислокационной структуры троостомартенсита как при отпуске, так и в процессе ползучести. Это позволило поднять рабочую температуру этой стали до 600°C и создать энергоблоки работающие при суперсверхкритических параметрах пара. В настоящее время основным путем повышения температуры эксплуатации этих сталей остается разработка новых принципов легирования. В данной работе используется иной подход повышения температуры эксплуатации жаропрочных сталей, основанный на оптимизации режимов термической обработки.

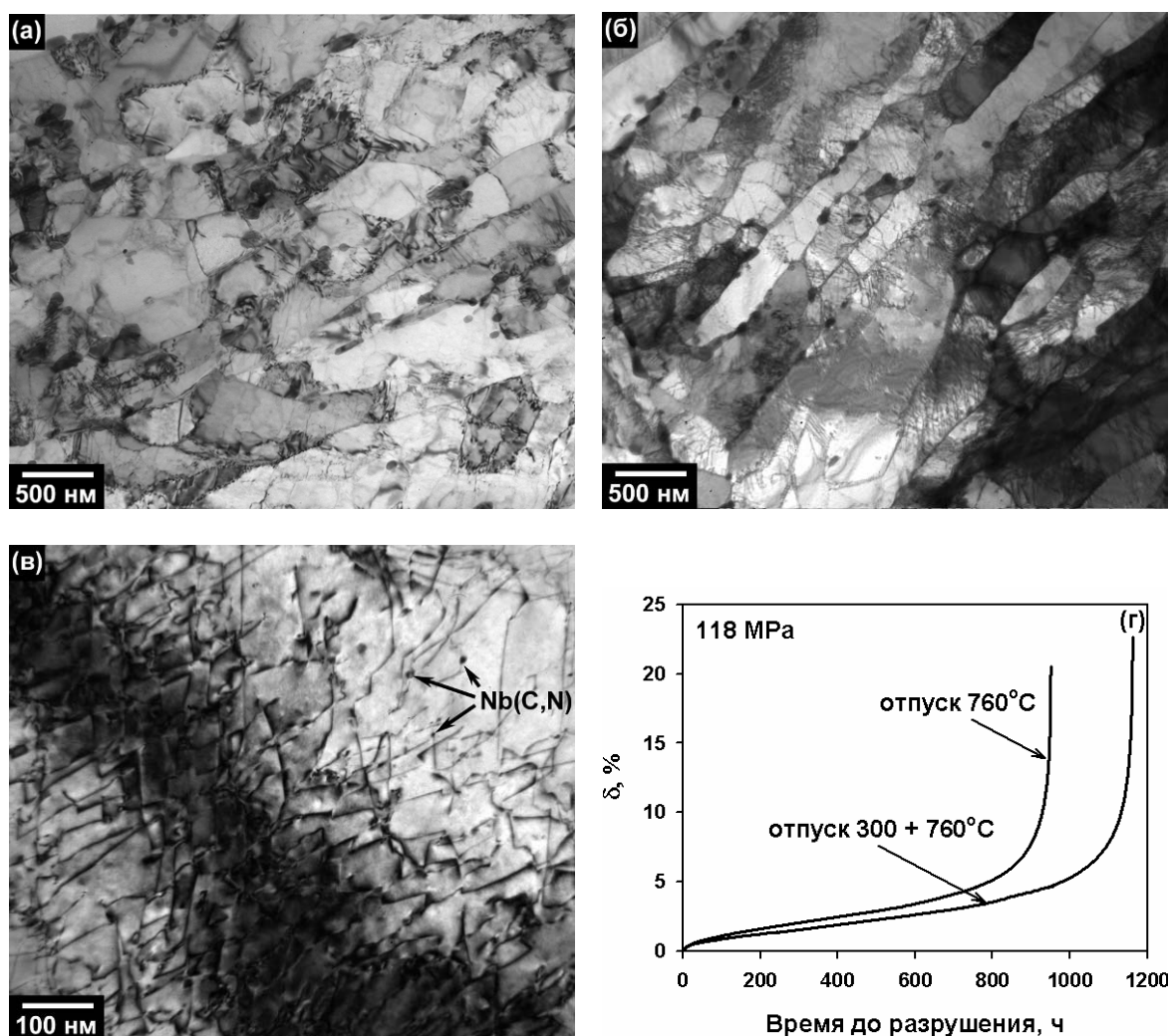
Цель настоящей работы – исследование ползучести стали 10X9B1M1ФБР (усовершенствованная версия стали P91) после термической обработки по стандартному и подобранному, оптимальному режимам.

### **Методика проведения исследований**

Исследовали жаропрочную сталь 10X9B1M1ФБР следующего химического состава, % (масс.): 0,13 C, 9,5 Cr, 0,95 W, 1,04 Mo, 0,2 V, 0,06 Nb, 0,05 N, 0,005 B, 0,03 Mn, 0,01 Ni, 0,12 Si, 0,01 P, 0,01 S, остальное – Fe. Часть образцов подвергали нормализации от 1060°C и отпуску при 760°C в течение 3 часов (стандартная термическая обработка), а другую часть подвергали нормализации от 1060°C и двухступенчатому отпуску: первая ступень – 300°, 3 ч, вторая – 760°C, 3 ч (термическая обработка по подобранному режиму). Анализ тонкой структуры осуществляли с использованием просвечивающего электронного микроскопа Jeol "JEM-2100" с ускоряющим напряжением 200 кВ. Испытания на ползучесть проводили при 650°C и напряжении 118 МПа с использованием машины рычажного типа ATS2330 на плоских образцах с базой 25 мм и сечением 7 · 3 мм<sup>2</sup>, изготовленных согласно стандарту ASTM E139-00.

### Микроструктура и ползучесть стали после различных термических обработок

Микроструктура стали 10Х9В1М1ФБР после стандартной термической обработки (рисунок 1, *а*) и термической обработки по оптимальному режиму (рисунок 1, *б* и *в*) содержит карбиды  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , карбонитриды  $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$  и  $\text{V}(\text{C},\text{N})$ . Карбиды  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  имеют некогерентные границы и располагаются цепочками по границам исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и мартенситных реек (средний размер – 120 нм) (рисунок 1, *а* и *б*). Карбонитриды  $\text{V}(\text{C},\text{N})$ , в виде частиц пластинчатой формы длиной 37 и толщиной 18 нм, располагаются однородно по объему стали. Помимо крупных карбонитридов типа  $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$  размером от 20 до 100 нм (после стандартной термической обработки), электронно-микроскопическое исследование выявило вторичные карбонитриды круглой формы типа  $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$  размером 6 нм (рисунок 1, *в*), выделившиеся во время отпуска при 300°C (термическая обработка по оптимальному режиму). Поперечный размер реек пакетного мартенсита после термической обработки по оптимальному режиму немного ниже, а плотность дислокаций выше по сравнению с состоянием стандартно термически обработанным.



**Рис. 1.** Микроструктура стали 10Х9В1М1ФБР после термической обработки по стандартному (*а*) и оптимальному (*б*, *в*) режимам и кривые ползучести стали 10Х9В1М1ФБР при температуре 650°C и напряжении 118МПа (*г*)

Результаты испытания на ползучесть показали, что термическая обработка по оптимальному режиму увеличивает время до разрушения на 20% (рисунок 1, з), а скорость установившейся ползучести уменьшает на 20%. Это можно связать с тем, что выделившиеся во время отпуска при 300°C карбонитриды Nb(C,N) размером 6 нм, эффективно закрепляют дислокации (рисунок 1, в), тем самым, препятствуя их движению и упрочняя сталь.

#### **Выводы:**

1) Отпуск при температуре 300°C приводит к выделению мелкодисперсных карбонитридов Nb(C,N), которые эффективно упрочняют сталь.

2) Термическая обработка стали 10X9B1M1ФБР по оптимальному режиму позволяет на 20% увеличить время до разрушения при испытаниях на ползучесть при температуре 650°C по сравнению со сталью обработанной по стандартному режиму.

*Работа выполнена на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием Белгородского государственного университета, в рамках реализации ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы, государственного контракта № П524.*

#### **Список литературы**

1. Kaybyshev R.O., Skorobogatykh V.N., Shchenkova I.A. New martensitic steels for fossil power plant: Creep resistance // Physics of Metals and Metallography. – 2010. – Vol.109. – P. 186-200.
2. Landolt-Bornstein. Creep properties of heat resistant steels and superalloys Group VIII // Advanced Mat. Tech. 2003. Vol. 2B. P. 144-149.
3. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. М.: Металлургия. 1976. 216 стр.
4. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н., Морозова Г.И., Сорокина К.И., Яковлева Е.Ф. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия. 1978. 335 стр.
5. Helis L., Toda Y., Hara T., Miyazaki H., Abe F. Effect of cobalt on the microstructure of tempered martensitic 9Cr steel for ultra-supercritical power plants // Mater.Sci.Eng. 2009 Vol.A510-511 P.88-94.
6. Vaillant J.C., Vandenberghe B., Hahn B., Heuser H., Jochum C. T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants-properties and experience // Inter. J. Press. Vess. Pip. 2008. Vol. 85. P. 38-46.
7. Vismanathan R., Henry J.F., Tanzosh J., Stanko G. U.S. Program on materials technology for ultra-supercritical coal power plants // J. Mater. Eng. Perfor. 2005. Vol. 14. № 3. P. 281-292.
8. Abe F., Taneike M., Sawada K. Alloy design of creep resistant 9Cr steel using a dispersion of nano-sized carbonitrides // Inter. J. Press. Vess. Pip. 2007. Vol. 84. P. 3-12.

### **ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ И ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИХ**

**Прудникова О. Р., Щербаков Э. Д.**

*Белорусский национальный технический университет, Минск, РБ*

[e.o.r@mail.ru](mailto:e.o.r@mail.ru)

Традиционно широкое применение тонкостенные электросварные трубы находят при изготовлении изделий из труб, таких как детали газовых плит и холодильников, автомобилей и велосипедов, мебели, а также других бытовых и промышленных това-

ров. Эволюция представлений о качестве производимых товаров диктует необходимость обеспечения более высокого уровня свойств труб, как исходного материала.

Для производства тонкостенных электросварных труб используют тонколистовой прокат. При необходимости высоких степеней деформации в ходе изготовления изделий из труб основными требованиями, предъявляемыми к прокату, являются штампуемость и высокое качество поверхности после деформации (отсутствие полос скольжения), которое необходимо для нанесения защитного покрытия. Как правило, для таких деталей прочность проката имеет вторичное значение по сравнению с технологической пластичностью.

Поэтому в качестве материала для изготовления труб традиционно используют низкоуглеродистые качественные стали с содержанием углерода 0,07...0,10% (мас.), которые имеют относительно высокую пластичность и могут подвергаться значительной деформации. Сталь поставляют на трубные заводы в виде рулонов холоднокатаного металла толщиной 0,4–2,0 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 9045-93 следующих категорий вытяжки: ВОСВ, ВОСВ-Т, ОСВ, СВ (из стали 08Ю); ВГ (из стали 08кп, 08пс; допускается изготовление из стали марки 08Ю). Химический состав сталей приведен в таблице 1.

**Таблица 1.** Химический состав проката, согласно требованиям ГОСТ 9045-93 «Прокат тонколистовой холоднокатаный из низкоуглеродистой качественной стали для холодной штамповки»

| Марка стали | Массовая доля элементов. % |      |       |       |      |               |
|-------------|----------------------------|------|-------|-------|------|---------------|
|             | C                          | Mn   | S     | P     | Si   | Al            |
|             | не более                   |      |       |       |      |               |
| 08Ю         | 0,07                       | 0,35 | 0,025 | 0,020 | 0,03 | 0,02–<br>0,07 |
| 08пс        | 0,09                       | 0,45 | 0,030 | 0,025 | 0,04 |               |
| 08кп        | 0,10                       | 0,40 | 0,030 | 0,025 | 0,03 |               |

Однако обычные низкоуглеродистые стали обладают существенным недостатком – наличием эффекта текучести и склонностью к деформационному старению (1).

Первое проявляется в образовании при холодной деформации протяженных поверхностных дефектов – полос скольжения, а второе – в значительном падении пластичности (относительного удлинения) и увеличении прочности (временного сопротивления разрыву) проката. Причиной обоих явлений является закрепление дислокаций атмосферами Коттрелла, которые образуют атомы внедрения (interstitial), в первую очередь, углерод и азот (2). До недавнего времени единственным способом борьбы с этими явлениями было легирование алюминием, который связывает азот в оксиды и нитриды. Однако это не гарантирует полного устранения эффекта старения, поскольку для закрепления дислокаций достаточно  $(C + N) > 0,0002\%$  (мас) (3). В свою очередь, необходимость введения карбидо- и нитридообразующих элементов приводит к снижению вытяжных свойств проката. Мелкодисперсные частицы являются местами скопления и закрепления дислокаций, что дополнительно упрочняет сталь. Изделия из такого проката, трубы в частности, обладают довольно низким, по современным меркам, уровнем пластичности (4).

Согласно ГОСТ 10705-80 относительное удлинение основного металла труб (сталь 08Ю, 08пс) диаметром от 10 до 60 мм включительно без термической обработки и с термической обработкой сварного соединения должно соответствовать быть не менее 16%. А после термической обработки – не менее 25–30%. Увеличение наружного

диаметра термически обработанных труб при раздаче должно быть не менее 12%, а без термической обработки – не менее 6 %.

Авторами установлено, что сравнительно слабая, неравномерная по сечению холодная пластическая деформация при формовке трубной заготовки, сама по себе не очень сильно меняющая свойства материала, существенно ускоряет процессы выделения атомов внедрения возле дислокаций. Этот суммарный эффект деформации и старения («деформационное старение») резко ухудшает вязкость и пластичность металла труб. Деформационное старение развивается в течение 15–16 суток при комнатной температуре и в течение нескольких минут при 200—350 °С.

Таким образом, во-первых, изготовление труб из обычных низкоуглеродистых сталей без последующей термообработки, предотвращающей старение, может привести к массовому браку при обработке давлением. Во-вторых, отжиг представляется единственным вариантом повышения пластичности труб. Относительное удлинение при условии отжига должно достигать уровня лишь не менее 30% для стали 08Ю и не менее 25% для стали 08пс.

Значительная часть производимого в мире тонкого стального листа потребляется автомобилестроением. Уровень и темпы развития данной отрасли заставили ведущие мировые металлургические комбинаты создать ряд новых марок сталей для автомобилестроения со специфическим комплексом свойств. В отдельную группу выносят стали, которые подвергают значительной холодной пластической деформации в процессе изготовления изделия. Для этих сталей применено принципиально другое технологическое решение проблемы деформационного старения стали – удаление атомов внедрения из твердого раствора и создание сталей с весьма низким содержанием атомов внедрения - interstitial free (IF) (5). Впервые такое решение проблемы было предложено более 25 лет назад японскими специалистами. Производство таких сталей освоено во всех странах, имеющих развитую металлургическую и автомобильную промышленности. В России IF-стали выпускают предприятия ОАО «Северсталь», ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат», ОАО «Новолипецкий металлургический комбинат». Учитывая важную роль углерода в формировании механических и технологических свойств сталей, а также сложность удаления элементов внедрения из твердого раствора, металлургические предприятия выпускают ряд сталей с пониженным и нормируемым содержанием углерода. В общем случае такие стали обозначают следующим образом (указаны проценты по массе): LC – низкоуглеродистые 0,03...0,25 С, %; ELC – экстранизкоуглеродистые 0,005...0,02 С, %; ULC – ультранизкоуглеродистые 0,002...0,005 С, %; SULC – суперультранизкоуглеродистые С < 0,002 %. IF-стали имеют специфическую систему легирования, которую выбирают для обеспечения основной цели – отсутствия эффекта старения при сохранении высокой штампуемости и достаточной прочности. Необходимо отметить, что производители не указывают марки IF-сталей, а приводят только состав. Единой международной системы обозначений для IF-сталей в настоящее время нет. На российский и белорусский рынок в настоящее время в основном поставляются LC-стали. ELC, ULC, SULC-стали идут на экспорт. В таблице 2 приведен химсостав выборочных плавок таких сталей.

Использование сталей с пониженным содержанием примесей внедрения (LC-сталей) для изготовления труб позволяет значительно повысить комплекс их механических и технологических свойств. Необходимо сказать, что химсостав одной и той же марки стали, категории вытяжки, по одному и тому же ГОСТу, одного и того же производителя для разных сертификатов колеблется в довольно широких пределах. Соответственно и свойства труб могут отличаться. Например, целый ряд партий труб, изготовленных из проката 08пс категории вытяжки ВГ (согласно сертификату предприятия-изготовителя) не подвержен старению.

**Таблица 2.** Химический состав стали 08Ю, производимой различными металлургическими комбинатами, согласно требованиям ГОСТ 9045-93 «Прокат тонколистовой холоднокатаный из низкоуглеродистой качественной стали для холодной штамповки»

| Производитель    | Массовая доля элементов по химическому анализу, % |      |       |       |      |       |       |
|------------------|---------------------------------------------------|------|-------|-------|------|-------|-------|
|                  | C                                                 | Mg   | S     | P     | Si   | Al    | N2    |
| ОАО «НЛМК»       | 0,03                                              | 0,18 | 0,011 | 0,005 | 0,01 | 0,052 | 0,004 |
| ОАО «ММК»        | 0,05                                              | 0,28 | 0,024 | 0,009 | 0,01 | 0,053 | -     |
| ОАО «Северсталь» | 0,04                                              | 0,15 | 0,016 | 0,012 | 0,01 | 0,03  | 0,005 |

Трубы сразу после сварки имеют пластичность выше той, что установлена в ГОСТе для труб с термообработкой, т.е. отжиг не требуется. Так, для трубы Ø16x0,9мм из 08пс относительное удлинение может быть 43%, временное сопротивление 367Н/мм<sup>2</sup>. Увеличение наружного диаметра труб при раздаче до разрыва 50-60% при условии разрушения по основному металлу, а не по шву.

Таким образом, по сравнению с традиционными сталями новейшие материалы характеризуются значительно лучшим сочетанием высокой прочности и формовости. Изготовление труб даже из ЛС-сталей, более чистых по углероду, азоту, фосфору, обладает целым рядом несомненных преимуществ. Оно позволяет создать новую, более экономичную технологию производства. Применение новых сталей позволяет получать качественно новые трубы, что, несомненно, расширяет диапазон их применения.

## Список литературы

1. Франценюк, И.В., Франценюк, Л.И. Современное металлургическое производство. – И.В. Франценюк, Л.И. Франценюк - М: Металлургия, 2000. - 528 с.
2. Бабич, В.К., Гуль, Ю.П., Долженков, И.Е. Деформационное старение стали./В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков - М.: «Металлургия», 1972.- 320с.
3. Радионова, И.Г., Саррак, В.И., Суворова, С.О., Мухин, Ю.А., Шаповалов, А.П., Штремель, М.А. Условия предотвращения старения свтолистовой стали 08Ю после непрерывного отжига / И.Г. Радионова, В.И. Саррак, С.О. Суворова, Ю.А. Мухин, А.П. Шаповалов и М.А.Штремель // Сталь.-1986.-№1.-с.71-74.
4. Гусева, С.С., Гуренко, В.Д., Зварковский, Ю.Д Непрерывная термическая обработка автолистовой стали/ С.С. Гусева, В.Д. Гуренко, Ю.Д. Зварковский - М.: «Металлургия», 1979.- 224 с.
5. Лейрих, И.В. Тенденции развития и применения листовых сталей в автомобилестроении / И.В. Лейрих //Донецкий национальный технический университет. Научные труды.- 2007.- №9(122).

# **ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ТРУБ И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОТОВОЙ ТРУБЫ**

**Прудникова О. Р.**

*Белорусский национальный технический университет, Минск, РБ*  
[e.o.r@mail.ru](mailto:e.o.r@mail.ru)

В качестве материала для глубокой вытяжки промышленное применение получили низкоуглеродистые стали марок 08пс, 08Ю. Они обладают высокой степенью деформируемости, которая во многом зависит от величины и формы зерна, а также количества и дисперсности различных включений. Алюминий вводят для измельчения зерна. Он, являясь поверхностно активным элементом, снижает поверхностное натяжение на границах ферритных зерен, образует дисперсные оксиды и нитриды и при рекристаллизационном отжиге способствует получению мелких зерен оладеобразной формы, повышая способность стали к глубокой вытяжке.

Структура холоднокатаного отожженного металла, используемого для производства труб, представляет собой вытянутые зерна феррита с включениями перлита, цементита, оксидов и нитридов алюминия. Атомы внедрения (азот и углерод) выделились из твердого раствора и оставшиеся немногочисленные дислокации являются свободными, т.е. не закреплены.

При изготовлении тонкостенных электросварных труб возможны 2 технологические схемы: в первом случае при формовке сразу получают необходимый диаметр трубы и в процессе калибровки лишь добиваются точности размеров; во втором случае – формируется заготовка большего размера, чем готовая труба, а при редуцировании за счет обжатия получают трубу меньшего (необходимого) диаметра.

В процессе формовки трубной заготовки происходит деформация полосы металла (штрипса). Поскольку ось трубы и направление прокатки стали совпадают, то штрипс при формовке испытывает изгибающие напряжения поперёк волокон. Обычно наружный слой воспринимает растягивающие нагрузки, а внутренний – сжимающие. Средний слой является как бы переходной зоной. Возможны и иные варианты. Таким образом необходимо рассматривать зональную структуру поперечного сечения трубы. Деформационная картина зависит от диаметра и толщины стенки (типоразмера) трубы, ширины исходного штрипса и технологической схемы производства. При втором способе производства за счет дополнительного обжатия деформационная картина совсем иная, но в любом случае степень деформации там всегда больше.

Некоторые значения степеней деформации различных зон поперечного сечения трубы при производстве на трубоэлектросварочном стане ТЭСА 6-30 приведены в таблице 1.

Выбор технологической схемы производства остаётся всегда за производителем. На этот выбор влияет множество факторов, одним из которых является количество оснастки для производства одного типоразмера трубы и время на переналадку стана.

В результате деформации в металле труб образуются дислокации. Они образуют определенные распределения – дислокационные структуры (или субструктуры) (1). Из литературных источников известно о существовании типов этих субструктур. Классификационным признаком служат характер пространственного распределения дислокаций и наличие разориентировок микрообластей кристалла друг относительно друга. При умеренных степенях деформации возникают неразориентированные субструктуры, а при больших – разориентированные. Дислокационные субструктуры по мере развития деформации возникают не в случайном порядке, а в определенной последовательности, следуя друг за другом.

**Таблица 1.** Степени деформации различных зон поперечного сечения труб

| Способ изготовления трубы | Диаметр трубы х толщина стенки, мм | Степень деформации<br>( (+) – растяжение; (-) – сжатие), % |                     |                        |
|---------------------------|------------------------------------|------------------------------------------------------------|---------------------|------------------------|
|                           |                                    | наружного слоя трубы                                       | среднего слоя трубы | внутреннего слоя трубы |
| формовка                  | 25x1,5                             | +3,3                                                       | -2,9                | -9,1                   |
|                           | 25x1,2                             | +2,0                                                       | -2,9                | -7,8                   |
|                           | 25x1,0                             | +0,0                                                       | -4,0                | -8,0                   |
| формовка                  | 16x1,5                             | +1,5                                                       | -8,0                | -17,5                  |
|                           | 16x1,2                             | +4,7                                                       | -3,1                | -11,0                  |
|                           | 16x1,0                             | +1,5                                                       | -4,8                | -11,1                  |
| редуцирование             | 14x1,5                             | -11,1                                                      | -20,7               | -30,2                  |
|                           | 14x1,2                             | -8,4                                                       | -16,2               | -24,1                  |
|                           | 14x1,0                             | -11,1                                                      | -17,5               | -23,8                  |

Каждый тип дислокационной структуры существует в определенном интервале плотностей дислокаций. Для малолегированных сплавов последовательность формирования дислокационных структур следующая: хаос, клубки, ячейки без разориентировок, ячейки с разориентировками, фрагментированная, субструктура динамической рекристаллизации (2).

Формирование каждого типа субструктуры происходит не только и не столько под влиянием внешних приложенных напряжений (последние вызывают развитие скольжения и генерацию дислокаций в объеме материала), а в результате дислокационных перераспределений при взаимодействии между дислокациями. С увеличением плотности дислокаций расстояние между ними все уменьшается, силы междислокационного взаимодействия начинают формировать субструктуры соответствующего класса, возрастает роль коллективных явлений в системе дефектов-дислокаций. Они-то и приводят к формированию соответствующей субструктуры.

Движущей силой процесса перестройки дислокационных субструктур является стремление к относительному минимуму полной энергии дислокационной подсистемы. Она складывается из энергии отдельных дислокаций и энергии их взаимодействия (3).

Для труб, как уже говорилось выше, степень деформации в различных зонах может отличаться и весьма значительно. Следовательно, зоны могут иметь различные субструктуры. Трубы разных типоразмеров будут иметь в этом случае принципиальное качественное отличие – сочетание зон с различной субструктурой в различных пропорциях.

Известно, что переход от одной дислокационной субструктуры к другой приводит к значительному, иногда весьма резкому, изменению механических свойств металлов и сплавов. При этом изменяются механизмы торможения дислокаций, интенсивность деформационного упрочнения, закономерности распространения микротрещин и другие характеристики материала.

Из вышесказанного видно, что механические и технологические свойства труб – величины, зависящие от взаимодействия очень многих факторов. В качестве примера можно упомянуть о том, что при отжиге трубы 16x1,0 мм 08Ю при температуре 650-

700°C в структуре образуется зона столбчатых зерен на поверхности наряду с равноосными зернами в центральной зоне. Это можно объяснить критическими степенями деформации. Такой отжиг приводит к резкому падению пластичности.

Пластическая деформация помимо накопления дефектов вызывает ряд процессов в деформируемом металлическом материале. Тип и закономерности процессов зависят от природы деформируемого материала. Так, в стареющих сплавах происходит перераспределение дисперсных фаз и образование новых, изменение стехиометрического состава и кристаллической структуры имеющихся в них выделений и другие сложные процессы (4).

Применительно к трубам это выглядит так: деформация штрипса при формовке и редуцировании трубы вызывает вырывание закрепленных дислокаций, образование свежих дислокаций и перераспределение атомов внедрения, закрепляющих дислокации, т.е. деформационное старение труб.

Многие процессы, происходящие в металлах и сплавах при пластической деформации, хорошо изучены. Однако недостаточно изученной является природа взаимосвязи превращений дислокационной субструктуры с другими процессами, происходящими в сплавах. Все это определяет важность исследований закономерностей эволюции дислокационной структуры труб и сопутствующих процессов.

#### **Список литературы**

1. Новиков, И.И. Дефекты кристаллического строения металлов: Учеб. пособие для вузов/ И.И. Новиков -М.: Металлургия, 1983.- 232с.
2. Конева, Н.А. Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах/Н.А. Конева // Соросовский образовательный журнал.- 1996.- №6- с. 99-107.
3. Бернштейн, М.Л. Структура деформированных металлов/М.Л. Бернштейн - М.: «Металлургия», 1976.- 430с.
4. Бабич, В.К., Гуль, Ю.П., Долженков, И.Е. Деформационное старение стали./В.К. Бабич, Ю.П. Гуль, И.Е. Долженков - М.: «Металлургия», 1972-. 320с.

### **ХАРАКТЕР И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ В УСЛОВИЯХ АКТИВНОГО НАГРУЖЕНИЯ**

**Бадиян Е. Е., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шуринов Р. В.**

*Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, г. Харьков, Украина*  
[Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua](mailto:Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua)

В реальных поликристаллах, отличающихся исходной дефектной структурой, кристаллографической ориентацией зерен и наличием границ зерен (ГЗ) разного типа, вопрос о возникновении и развитии трещин при пластическом деформировании является достаточно сложным.

В настоящей работе изучены условия возникновения и закономерности развития трещин и характер разрушения двумерных поликристаллов алюминия со средним размером зерна  $\bar{d}$  от 1 до 20 мм, прошедших различную предварительную термомеханическую обработку и деформированных в условиях одноосного растяжения со скоростью деформирования  $\dot{\epsilon} \approx 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  при комнатной температуре. В двумерных поликристаллах из-за отсутствия стесненности в направлении, перпендикулярном поверхности образца, все структурные и ориентационные эффекты, предшествующие возникнове-

нию трещин, проявляются намного ярче, чем в трехмерных поликристаллах. Для изучения ориентационных структурных изменений *in situ*, происходящих в процессе деформации и разрушения образцов, использовалась оригинальная методика, основанная на дифракции света на квазипериодической структуре поверхности образца, возникающей в результате химического травления [1]. Для проведения полной аттестации границ зерен и определения кристаллографической ориентации зерен использовали метод Лауэ.

Экспериментально установлено, что разрушение двумерных поликристаллов алюминия в зависимости от исходной зеренной структуры может носить транскристаллитный, зернограницный или смешанный характер. В крупнокристаллических образцах ( $\bar{d} \geq 10$  мм) преимущественно происходит транскристаллитное разрушение: трещина возникает в теле зерна и при переходе через границу всегда меняет направление развития, которое определяется кристаллографией зерна. Установлено, что возникновение трещин в двумерных поликристаллах алюминия при транскристаллитном разрушении возможно в трёх случаях. В образце до деформирования должно быть одно из зерен с ориентацией оси растяжения, близкой к кристаллографическому направлению [311], а нормали к поверхности зерна – к направлению [411]. Если зерна с такой кристаллографической ориентацией в образце нет, то при деформировании происходят ориентационные изменения, приводящие к достижению такой ориентации в одном из зерен, в котором впоследствии и возникает трещина. Если невозможна реализация ни одного из указанных вариантов, возникновение и развитие трещины происходит в развитой ротационной структуре, которая возникает в процессе деформации. Определена вероятность транскристаллитного разрушения в зависимости от среднего размера зерна. Из полученной зависимости следует, что зернограницное разрушение происходит практически всегда в образцах с  $\bar{d} < 3$  мм. В промежуточном интервале размеров зерна  $3 < \bar{d} < 10$  мм возможно смешанное разрушение: трещина возникает в ГЗ, а при дальнейшем развитии может переходить в тело зерна.

Установлено, что зернограницное разрушение может иметь различные закономерности: 1 – трещина возникает в одной из ГЗ и последовательно переходит в другую ГЗ и т.д. до окончательного разрушения образца; 2 – трещины возникают в разных ГЗ, удаленных друг от друга, возможно одновременное развитие всех трещин, возможно и последовательное возникновение и развитие трещин в различных границах; 3 – трещины возникают последовательно в разных ГЗ и невозможно предсказать, какая из них приведет к разрушению. Показано, что зернограницное разрушение обусловлено наличием в образцах границ зерен общего типа, число которых растет с уменьшением размера зерна. Возможной причиной возникновения трещин в ГЗ можно считать наличие зернограницных пор. Такой вывод основывается на результатах исследования разуплотнения образцов с различной предысторией. Установлено, что максимальное разуплотнение имеет место в образцах с минимальным размером зерна и оно локализуется в процессе деформирования в области границ зерен.

Таким образом, полученные результаты показывают, что характер разрушения двумерных поликристаллов алюминия определяется не только исходной микродефектной структурой образца, но и особенностями её развития в процессе деформирования.

## Список литературы

1. Патент на изобретение № 89743, МПК (2009) G01B 11/16, Украина. Способ контроля ориентационных и структурных изменений в кристаллических материалах *in situ* в процессе внешнего воздействия / Бадиян Е. Е., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шуринов Р. В. – Заявл. 22.06.2009, номер заявки: а 2009 06455. Оpubл. 25.02.2010, бюл. № 4.

# ПРОЦЕССЫ СТАРЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Ливанова О. В., \*Белкин А. А., Филиппов Г. А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия  
\*ОАО «ЦТД «ДИАСКАН», г. Луховицы, Московская обл., Россия  
[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

В процессе длительной эксплуатации металл трубопроводов подвергаются воздействию рабочих давлений, их циклическим изменениям, коррозионному воздействию транспортируемых продуктов и грунтовых вод, наводороживанию. При этом происходит изменение структурного состояния, приводящее к снижению сопротивления хрупкому разрушению.

Одними из главных факторов снижения эксплуатационной стойкости трубопроводов являются деформационное старение, процессы коррозии, а также снижение параметров сопротивления разрушению. Коррозия приводит к уменьшению толщины стенки трубы и возникновению концентраторов напряжений. Насыщение металла водородом, вызывает образование внутренних дефектов типа микротрещин в местах воздействия локальных микронапряжений [1].

Объектом исследования были выбраны трубы магистральных нефтепроводов (МН) из стали типа 17ГС в исходном состоянии и после эксплуатации до 30 лет. Длительная эксплуатация практически не влияет на стандартные механические свойства, но приводит к снижению структурочувствительных характеристик, таких как работа зарождения Аз и распространения Ар трещины, ударная вязкость, хладостойкость, критическое раскрытие трещины COD. Усредненный уровень снижения данных характеристик представлен в таблице 1.

**Таблица 1.** Влияние 25 лет эксплуатации на свойства металла труб из стали типа 17ГС

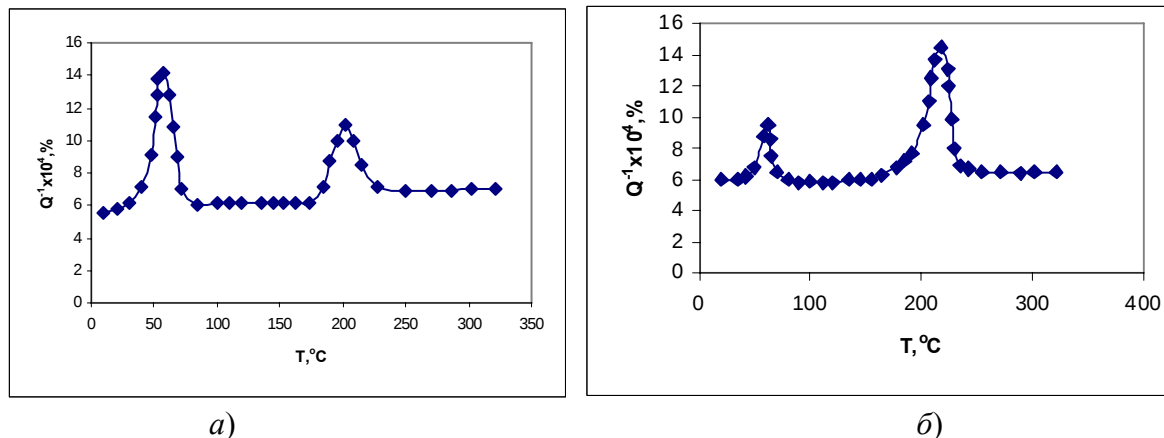
| Состояние           | σ <sub>В</sub> | σ <sub>В</sub> | δ, % | Аз                 | Ар | KCU <sup>-40</sup> | COD,<br>мм |
|---------------------|----------------|----------------|------|--------------------|----|--------------------|------------|
|                     | МПа            |                |      | Дж/см <sup>2</sup> |    |                    |            |
| Исходное состояние  | 564±63         | 404±43         | 26±3 | 17                 | 35 | 59,5               | 0,3        |
| 25 лет эксплуатации |                |                |      | 8,5                | 25 | 50                 | 0,2        |
| Снижение свойств, % | не выявлено    |                |      | 50                 | 30 | 15                 | 44         |

Эксплуатация трубопроводов создает условия для деформационного старения металла, приводящего к повышению локального сопротивления микропластической деформации и увеличению опасности появления в металле областей с «пиковыми» напряжениями. Вследствие этого уменьшается возможность релаксации локальных напряжений в вершине концентратора напряжений и повышается склонность стали к хрупкому разрушению. Склонность к деформационному старению определяли по приросту предела текучести после прекращения активной деформации и нагрева при 200°С. Для исследования были выбраны трубы из стали марки 17ГС с близким содержанием углерода (0,16–0,19%) и азота (0,006–0,008%). Оказалось, что склонность к деформационному старению металла труб из стали марки 17ГС с увеличением срока эксплуатации уменьшается. Так, после 15–30 лет эксплуатации прирост предела текучести снижается с 91 МПа до 77 МПа.

Склонность к деформационному старению стали зависит от содержания в твердом растворе атомов внедрения в несвязанном с дислокациями состоянии. Для изучения механизма процесса старения металла труб при длительной эксплуатации применяли метод измерения внутреннего трения, как наиболее чувствительный к локальным изменениям структурного состояния стали.

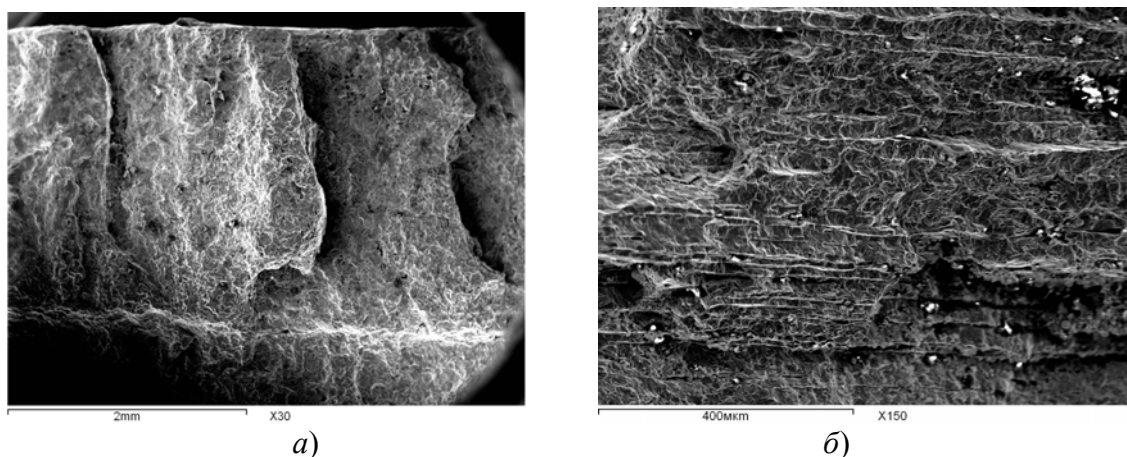
О содержании углерода и азота в твердом растворе можно судить по результатам измерения температурной зависимости внутреннего трения (ТЗВТ). Известно, что на кривой ТЗВТ стали, содержащей углерод и азот в свободном состоянии, вблизи 40–60°C наблюдается максимум Сноэка, обусловленный движением свободных атомов внедрения в поле напряжений. Чем больше свободных атомов углерода и азота в твердом растворе, тем выше максимум Сноэка.

После эксплуатации в течение 30 лет на кривой ТЗВТ образцов труб из стали 17ГС происходит уменьшение высоты пика Сноэка и увеличение высоты максимума при 200–250°C, который наблюдается только в том случае, когда металл подвергнут пластической деформации и последующему старению (рис. 1).



**Рис. 1.** Температурная зависимость внутреннего трения металла труб из стали 17ГС аварийного запаса (а) и после длительной эксплуатации в течение 30 лет (б)

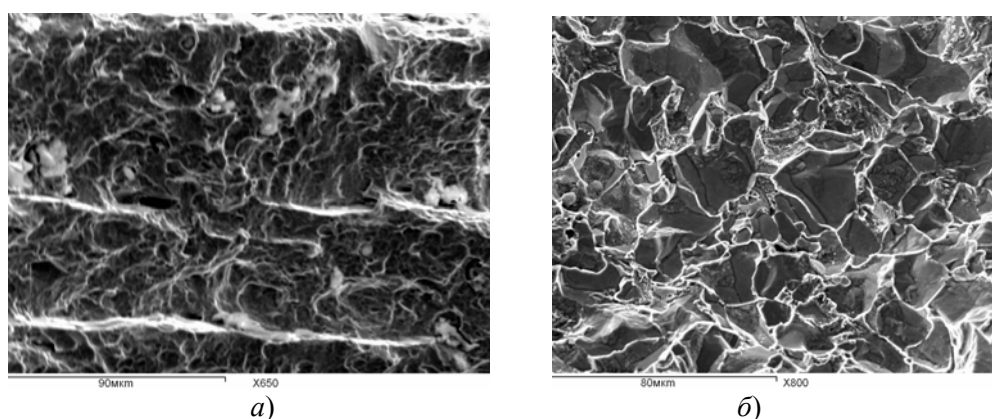
Как правило, зарождение трещин в трубах МН происходит по месту расположения концентраторов напряжений, а повреждение поверхности трубы сопровождается локальной пластической деформацией. Уменьшение толщины стенки трубы на глубину дефекта может повышать значение окружающих напряжений выше порогового напряжения КРН. Микрорельеф в области стабильной трещины ступенчатый, характерный для коррозионного растрескивания под напряжением (рис. 2, а). Он обусловлен слиянием зародышевых трещин КРН в магистральную. При этом отмечаются множественные бороздки параллельные фронту распространения трещины, соответствующие местам ее остановки (рис. 2, б).



**Рис. 2.** Коррозионно-усталостная трещина с поверхности трубы МН (а), усталостные бороздки в области стабильной трещины (б)

Установлено, что после инкубационного периода, под воздействием циклически изменяющихся рабочих давлений происходил первоначальный рост микротрещин КРН по механизму анодного растворения металла. При этом вокруг неметаллических включений под воздействием напряжений возникают микропоры, и распространение трещины происходит путем их слияния. Характер излома при этом вязкий чашечный (рис.3,а), а конец трещины затуплен. Иногда при эксплуатации трубы с нарушенной гидроизоляцией во влажном грунте создаются условия для образования атомарного водорода, его проникновения в металл и молизация на дефектах. В области распространения трещины наблюдаются участки хрупкого разрушения с множественными вторичными трещинами и фрагментами межзеренного разрушения (рис.3, б), трещина тонкая, имеет множественные разветвления, распространяется преимущественно по границам зерен, присутствует «блистеринг». Траектория распространения трещин КРН представляет собой ломаную линию, разрушение идет без следов пластической деформации. В зависимости от конкретных условий эксплуатации реализуется один из данных механизмов КРН. Иногда рост стабильной трещины КРН начинается по механизму анодного растворения, а по мере насыщения стали водородом механизм разрушения меняется.

Под воздействием циклически изменяющихся рабочих давлений происходит удаление продуктов коррозии из вершины трещины, и процесс разрушения протекает быстрее. В изломах аварийных труб имеются наряду с характерными признаками разрушения по механизму КРН [2], присутствуют признаки характерные для разрушения под воздействием циклических нагрузок – усталостные «бороздки».



**Рис. 3.** Микрорельеф поверхности разрушения труб МН в области стабильной трещины КРН: а) анодное растворение, б) водородное охрупчивание.

### Выводы

1. Длительная эксплуатация магистральных трубопроводов практически не влияет на стандартные механические свойства, но приводит к снижению структурочувствительных характеристик, таких как работа зарождения и распространения трещины, ударная вязкость, хладостойкость, критическое раскрытие трещины.

2. Дegradaция свойств металла труб происходит из-за возникновения локальных микронапряжений, развития процесса деформационного старения и накопления дефектов типа микротрещин.

### Список литературы

1. Плешивцев В.Г., Пак Ю.А, Филиппов Г.А., Чевская О.Н, Ливанова О.В. Факторы, влияющие на эксплуатационную надежность трубопроводов// Деформация и разрушение материалов. 2007. №1. С. 6-11
2. Клевцов В.Г., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007, 264 с.

# ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, СТРУКТУРУ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гетманова М. Е., \*Гриншпон А. С., Изотов В. И., Комков Н. А., Филиппов Г. А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

\*ОАО «ВМЗ»

[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

В настоящее время разрабатываются новые стали и технологии их обработки для производства перспективных железнодорожных колес с повышенной до 27–30 тс нагрузкой на ось. Такие стали должны обладать повышенными механическими эксплуатационными свойствами: твердость HB 360–390; ударная вязкость для обода колеса  $KCU^{+20}$  не менее 16 Дж/см<sup>2</sup>, ударная вязкость для диска колеса  $KCU^{+20}$  не менее 18 Дж/см<sup>2</sup>; относительное удлинение  $\delta = 8\%$ , относительное сужение  $\psi = 14\%$  (для обода и диска колеса). Для колес с повышенной нагрузкой на ось предложены новые марки сталей, в состав которых введены микролегирующие элементы, такие как Cr, V, Nb, а также новые технологические режимы выплавки, горячей деформационной обработки и термической обработки. В результате поисковых исследований был выбран путь формирования структурной основы для новых сталей – дополнительное упрочнение перлитной основы посредством дисперсионного (или твердорастворного) твердения.

В настоящей работе исследовали структуру и свойства лабораторных высокоуглеродистых ванадиевых сталей как основу для установления состава стали и разработки технологии производства железнодорожных колес с твердостью обода HB 360–390. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

| № стали | Массовая доля элементов, % |      |      |       |       |       |       |       |        |       |      |        |
|---------|----------------------------|------|------|-------|-------|-------|-------|-------|--------|-------|------|--------|
|         | C                          | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Ni    | Cu    | Al     | Ti    | V    | Nb     |
| 1       | 1,02                       | 0,43 | 1,14 | 0,005 | 0,008 | 0,025 | 0,039 | 0,014 | <0,005 | 0,008 | 0,40 | 0,055  |
| 2       | 0,84                       | 0,43 | 1,15 | 0,004 | 0,008 | 0,023 | 0,015 | 0,013 | <0,005 | 0,005 | 0,64 | 0,065  |
| 3       | 0,735                      | 0,42 | 0,87 | 0,005 | 0,008 | 0,025 | 0,020 | 0,014 | <0,005 | 0,003 | 0,78 | <0,010 |

Стали были выплавлены в лабораторной индукционной вакуумной печи и разлиты на слитки по 5 кг. Слитки прокованы при 1200<sup>0</sup>С на прутки размером 12х12 мм, из которых изготавливали образцы для комплексного исследования.

Известно [1], что в простой углеродистой стали свободный феррит исчезает из структуры при содержании углерода ~0,8 вес. %. Поэтому высокое содержание углерода (~1 вес. %) в стали №1 выбрано с целью исключения из структуры ванадиевой стали свободного феррита, снижающего твердость. В ванадиевой стали с содержанием V~0,3–0,5 вес.% заметная доля углерода связывается в карбид VC, поэтому для получения структуры с 100% перлита необходимо увеличить содержание углерода сверх 0,8%. В сталях №2 и №3 содержание ванадия доведено, соответственно, до 0,64 и 0,78%. Ранее было установлено, что твердость высокоуглеродистой стали, микролегированной ванадием возрастет с увеличением содержания ванадия и достигает максимума при V≈0,5 вес. %.

Для установления оптимальных режимов термической обработки для опытных ванадиевых сталей №1, 2, 3 были опробованы следующие варианты термической обработки образцов, имитирующие условия «прерывистой закалки» [2]. Для имитации закалки обода: нагрев 1000<sup>0</sup>С, 2 ч., перенос образцов в щелочную ванну с температурой

570<sup>0</sup>С, выдержка в ванне 10 мин., далее охлаждение на воздухе. Для имитации термообработки диска: нагрев 1000<sup>0</sup>С, 2 ч., перенос образцов в печь с температурой 500<sup>0</sup>С, выдержка 2 ч., далее охлаждение на воздухе.

Установлено, что термообработка, имитирующая закалку обода, приводит к твердости HB 400-430, что несколько выше требуемого значения. Режим, имитирующий термообработку диска, приводит к твердости HB 340-375. Для снижения твердости до требуемого уровня (HB 360-390) образцы были отпущены при 600<sup>0</sup>С, 2 ч.

Для оценки ударной вязкости опытных ванадиевых сталей образцы КСУ сечением 10x10 мм были термически обработаны по оптимальным режимам (с отпуском 600<sup>0</sup>С, 2 ч.) и испытаны при +20<sup>0</sup>С. Для оценки прочностных и пластических свойств опытных сталей были изготовлены образцы на растяжение Ø 5 мм и длиной 50 мм и после термической обработки испытаны со скоростью растяжения 0,2 см/мин. Результаты приведены в табл. 2.

**Таблица 2.** Механические свойства и твердость после различных режимов термической обработки опытных ванадиевых сталей в состояниях, имитирующих обод и диск

| № стали | Термическая обработка                                                                                               | HRC/HB   | КСУ <sup>+20</sup> ,<br>Дж/см <sup>2</sup> | σ <sub>в</sub>    | σ <sub>0,2г</sub> | δ    | ψ    |
|---------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------|--------------------------------------------|-------------------|-------------------|------|------|
|         |                                                                                                                     |          |                                            | Н/мм <sup>2</sup> |                   | %    |      |
| 1       | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. ванна 570 <sup>0</sup> С, 10 мин.<br>воздух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«обод») | 43,5/415 | 12; 14                                     | 1449              | 1082              | 12,6 | 31,7 |
|         | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. печь 500 <sup>0</sup> С, 2 ч. воз-<br>дух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«диск»)   | 36/332   | 12; 15                                     | 1159              | 701               | 11   | 17   |
| 2       | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. ванна 570 <sup>0</sup> С, 10 мин.<br>воздух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«обод») | 41/387   | 12; 14                                     | 1383              | 1065              | 15,2 | 40,1 |
|         | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. печь 500 <sup>0</sup> С, 2 ч. воз-<br>дух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«диск»)   | 31/293   | 12; 13                                     | 1086              | 638               | 14   | 28   |
| 3       | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. ванна 570 <sup>0</sup> С, 10 мин.<br>воздух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«обод») | 42/390   | 8; 12                                      | 1304              | 1045              | 16,9 | 46,7 |
|         | 1000 <sup>0</sup> С, 2 ч. печь 500 <sup>0</sup> С, 2 ч. воз-<br>дух + отпуск 600 <sup>0</sup> С, 2 ч.<br>(«диск»)   | 30/286   | 13; 14                                     | 990               | 660               | 19   | 47   |

У образцов всех трех сталей, имитирующих обод и диск, получены величины КСУ<sup>+20</sup> на уровне 12-15 Дж/см<sup>2</sup>. Предел прочности образцов, имитирующих обод, изготовленных из стали 1, превысил 1400 Н/мм<sup>2</sup>, при удовлетворительных значениях пластичности (δ ≈ 12,6%, ψ ≈ 31,7%). Пониженные прочностные свойства σ<sub>в</sub> ≈ 1300 Н/мм<sup>2</sup> показали образцы из сталей 2 и 3, имитирующие обод, при высоких значениях δ > 15% и ψ > 40%. В целом механические свойства опытных сталей 1, 2, 3, полученные на образцах, имитирующих состояние металла обода и диска колес, удовлетворяли заданным параметрам по прочности и пластичности, и не удовлетворяли по вязкости (величина КСУ<sup>+20</sup>).

Металлографически установлено, что в стали №1 с высоким содержанием углерода (~1%) после термообработки создается чисто перлитная структура.

В высокованадиевых сталях №2 и №3 часть углерода уходит в карбид VC. Поэтому превращение аустенита с пониженной концентрацией углерода приводит к появлению в структуре заметного количества свободного феррита. Изучение тонкой структуры показало, что более низкая твердость образцов, изготовленных из стали №2 и термически обработанных по режиму «диск», по сравнению с твердостью образцов, имитирующих обод, объясняется наличием свободного феррита.

тирующих «обод» (таблица 2), обусловлена, главным образом, большей величиной межпластиночного расстояния перлита ( $\sim 0,3$  мкм против  $\sim 0,1$  мкм).

Фрактографическими исследованиями установлено, что характер разрушения образцов сталей №1, 2, 3 хрупкий, рельеф изломов включает мелкие хрупкие фасетки с ручьистым узором, на поверхности которых располагаются частицы карбида ванадия VC, в виде скоплений вдоль периферии хрупких фасеток (границ зерна аустенита).

Таким образом, не растворившиеся при высокотемпературном нагреве под закалку частицы VC благоприятно влияют на размер зерна, препятствуя его аномальному росту. Однако, выявлено отрицательное влияние крупноразмерных частиц хрупкой фазы VC, которая инициирует хрупкое разрушение как в состоянии, имитирующем структуру обода, так и в состоянии, имитирующем структуру диска, и приводит к снижению ударной вязкости.

### **Выводы**

1. Исследована структура и свойства лабораторных высокоуглеродистых ванадиевых сталей как основа железнодорожных колес с твердостью обода HB 360-390.
2. Установлен верхний предел содержания углерода (не более 1 %) и ванадия (не более 0,6 %) в составе стали для колес с твердостью HB 360-390.
3. В стали, имеющей базовый состав:  $\sim 1\%C$ ;  $\sim 0,4\%V$  и  $1,1\%Mn$  (сталь №1), в структурном состоянии дисперсионно-упрочненного перлита получена твердость HB  $\sim 430$ . Отпуск при  $600^{\circ}C$  снижает твердость до HB 415, обеспечивая механические свойства:  $KCU^{+20} = 12-14$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\sigma_B = 1450$  Н/мм<sup>2</sup>;  $\delta = 12,6\%$ ;  $\psi = 31,7\%$ .

### **Список литературы**

1. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006, 311 с.
2. Попова Л.Е., Попов А.А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. Справочник термиста. 3-е изд. перераб. и доп. М.: Металлургия, 1991, 503 с.

## **ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ МЕТАЛЛА ПЕРЕД ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКОЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

**Исакаев Э. Х., Ильичев М. В., Тютяев А. С., Юсупов Д. И., Филиппов Г. А.\***

*ОИВТ РАН,*

*\*ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия,*

[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Одной из основных задач при воздействии низкотемпературной плазмы на поверхность является получение стабильных структур и свойств обрабатываемого материала. Известно, что степень упрочнения зависит не только от химического состава исходных материалов, но и характера микроструктуры, размера и взаимного расположением структурных составляющих, строения и протяженности переходных областей и т.д. На формирование свойств упрочненного слоя существенное влияние оказывает исходная температура металла, которая может являться параметром режима рассматриваемого технологического процесса и является важным фактором, изменяющим кинетику образования аустенита со смещением критических точек этого превращения. В результате нагрева в процессе плазменной обработки формируется структура, особенности которой обусловлены степенью завершенности процесса аустенизации, опреде-

ляемой скоростью и температурой нагрева, временем воздействия, исходной структурой. При достаточно высокой температуре нагрева или при относительно большом времени воздействия возможно формирование однородного аустенита. Уменьшение же названных факторов приводит к большой неоднородности аустенита в стали, особенно по углероду. Таким образом, влияние исходной температуры подложки сложно и его проявление может быть сопоставимо с мощностью плазменной струи, химическим составом и толщиной упрочняемого материала. Поэтому основной задачей настоящей работы являлось изучение влияния исходной температуры металла во взаимосвязи с параметрами термического цикла (скорости нагрева и охлаждения, температура нагрева) на структурные превращения в стали и исследование их влияния на механические свойства (твердость, прочность и др.).

Для плазменной обработки использовалось устройство [1], состоящее из плазматрона с расширяющимся каналом выходного электрода [2,3], анододержателя и преобразователя потока. В качестве плазмообразующего газа использовался азот. Образцы для обработки изготавливались из стали типа 60Г, химический состав которой приведен в табл.1.

**Таблица 1.** Химический состав образцов

| C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Ni    | Cu   | Al    | Ti    | V     |
|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|-------|-------|-------|
| 0,66 | 0,35 | 0,73 | 0,018 | 0,009 | 0,045 | 0,048 | 0,01 | 0,006 | 0,012 | 0,072 |

Температура образцов перед плазменной обработкой составляла  $-10, 0, 20, 55, 110$  и  $160^{\circ}\text{C}$ .

Были выбраны следующие параметры плазменной поверхностной обработки (мощность нагрева  $N = 44$  кВт, скорость обработки  $V = 240$  мм/мин, расход газа  $F = 1,8$  г/с), при котором в упрочненном слое образца при температуре  $20^{\circ}\text{C}$  формируются типичные для плазменной обработки структуры.

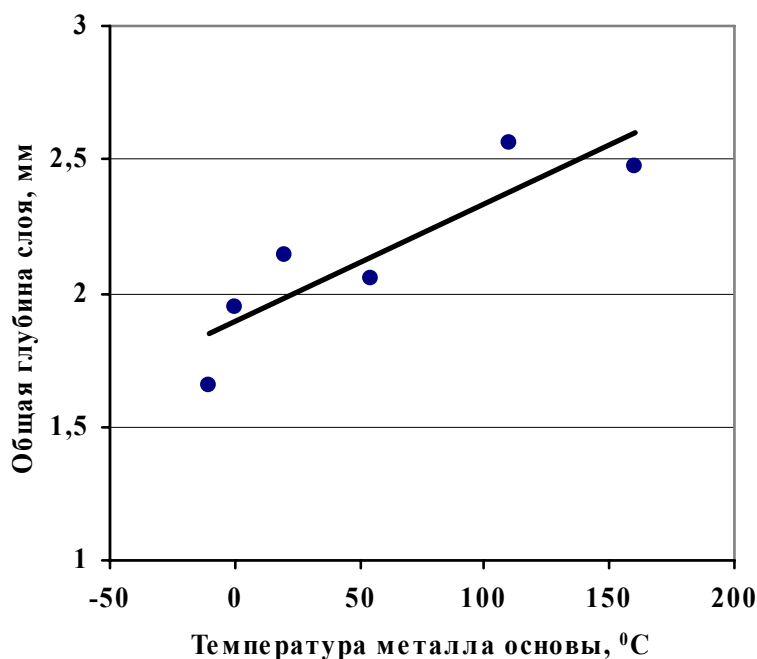
Исследование микроструктуры проводили методом оптической микроскопии на поперечных шлифах в области максимальной глубины упрочненного слоя, в которой также проводили замер микротвердости [4].

Фрактографические исследования проводили на растровом сканирующем микроскопе JEOL JSM-6610 LV, оснащенном системой энергодисперсионного микроанализа JNCA Energy Feature XT при увеличениях до 1000 крат.

Установлено, что с повышением температуры меняется общая глубина зоны термического влияния, так для образца с начальной температурой металла основы  $-10^{\circ}\text{C}$  глубина слоя составляет 1,65 мм, а при нагреве на  $160^{\circ}\text{C}$  – 2,47 мм (рис.1).

Глубина мартенситного слоя с повышением исходной температуры металла основы снижается с 1,2 мм для  $-10^{\circ}\text{C}$  до 0,19 мм для  $160^{\circ}\text{C}$ . Однако следует учесть, что смена структур по мере продвижения вглубь образца происходит крайне неравномерно: взаимное проникновение трооститной и троостомартенситной областей имеет форму чередующихся «языков», расположенных параллельно друг другу под углом к поверхности.

При температуре металла основы  $0-55^{\circ}\text{C}$  на поверхности виден слой нитридов. Его глубина составляет 3-5 мкм, слой фрагментарный. При температуре  $+20^{\circ}\text{C}$  данный слой наиболее равномерный, плотно прилегающий и присутствует практически по всей поверхности упрочненной зоны. Очевидно, на равномерность слоя влияет и геометрия поверхности, поскольку в углублениях поверхности толщина слоя выше. При исходной температуре металла  $110$  и  $160^{\circ}\text{C}$  нитридный слой полностью отсутствует. На всех исследованных образцах нитридный слой обнаружен только в тех местах, где под ним расположен слой азотистого аустенита.



**Рис. 1.** Зависимость глубины упрочненного слоя от исходной температуры металла основы перед плазменным поверхностным упрочнением

Слой азотистого аустенита имеет глубину 8–15 мкм. На образце с исходной температурой металла 20°C присутствует по всей упрочненной поверхности, является фрагментарным для температур 0, 55, 160°C и вообще отсутствует при температуре 110°C.

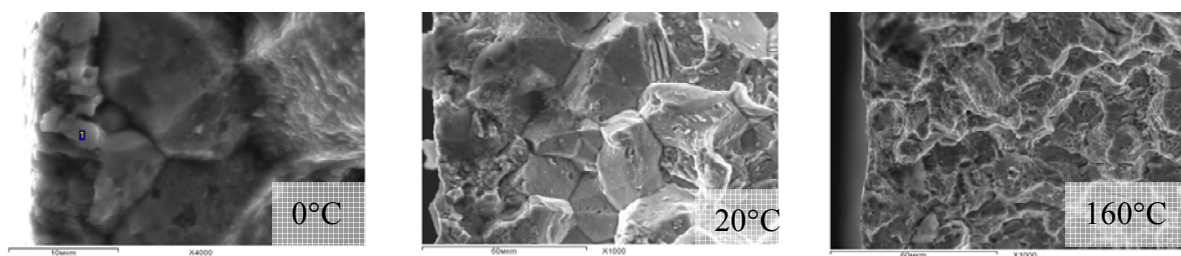
Расположенная глубже зона фермообразного мартенсита фрагментарна, также как и нитридный слой присутствует исключительно по месту обнаружения азотистого мартенсита. Максимальная глубина его составляет 20–25 мкм при температурах об-

разца 0°C и 160°C. При температуре 110°C слой фермообразного мартенсита отсутствует.

Для испытаний на статический изгиб металла упрочненной зоны изготавливались образцы с надрезом в направлении перпендикулярном упрочненному слою.

При начальной температуре –10 °C один образец разрушился при 1657 Н/мм<sup>2</sup>, другой при 1472 Н/мм<sup>2</sup> при этом первый разрушился хрупко, предел общей текучести второго составил 1134 Н/мм<sup>2</sup> и стрела практического прогиба  $f_{пл} = 0,8$  мм. У образцов с начальной температурой 0°C повышается как предел прочности, так и предел текучести до 1900 Н/мм<sup>2</sup>. При 20°C наблюдаются минимальные значения предела прочности  $\sigma_p$ , общей текучести  $\sigma_{от}$  и пластичности  $f_{пл}$ , при минимальном размере зерна [4]. Максимум значений  $\sigma_p$  и  $\sigma_{от}$  выявлен при исходной температуре 110°C несмотря на больший размер зерна. Можно полагать, что наблюдаемая закономерность связана не столько с размером зерна, сколько с особенностями структуры стали по глубине упрочненного слоя.

В изломах образцов после испытаний на изгиб микрорельеф поверхности разрушения меняется в зависимости от их исходной температуры. При температурах до 55°C непосредственно под упрочненной поверхностью присутствует слой с межзерненным характером разрушения глубиной примерно 5–15 мкм с повышенным (до 8%) содержанием азота и кислорода. После предварительного нагрева до 110°C этот слой становится фрагментарным, а при 160°C отсутствует. Далее идет область межзеренного разрушения. Максимальный размер зерен порядка 40 мкм отмечен для температуры образцов 110°C. По мере удаления от поверхности упрочнения размер зерна становится мельче. При 160°C на поверхности граней межзеренного разрушения возникают ямки отрыва, свидетельствующие о наличии выделений по границам зерен. Глубже расположены переходная область со смешанным характером разрушения и область хрупкого разрушения, соответствующая исходной структуре стали.



**Рис. 2.** Микрорельеф поверхности разрушения плазменно-упрочненных образцов после испытаний на статический изгиб при различных исходных температурах.

Минимальная глубина зоны межзеренного разрушения 350 мкм отмечена для температуры 110°C (табл.2), именно при этой температуре достигают максимума параметры сопротивления разрушению.

**Таблица 2.** Изменение характера разрушения в зависимости от температуры образцов

|                             | Исходная температура образцов, °С |     |      |     |     |
|-----------------------------|-----------------------------------|-----|------|-----|-----|
|                             | 0                                 | 20  | 55   | 110 | 160 |
| Межзеренное разрушение, мкм | 500                               | 440 | 440  | 350 | 515 |
| Хрупкое разрушение, мм      | 1,6                               | 1,7 | 1,83 | 2,1 | 2,4 |

### Выводы

1. При одинаковых параметрах плазменной обработки с повышением исходной температуры стали глубина упрочненного слоя увеличивается, а глубина мартенситного слоя уменьшается.
2. При начальной температуре выше 110°C в упрочненном слое происходит выделение вторичной фазы по границам зерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Грант № 09-08-00239).*

### Список литературы

1. Патент № 2069131 1996 г. Бюл.№32.
2. Григорьянц Р.Р., Исакаев Э.Х., Спектор Н.О., Тюфтяев А.С. Влияние угла раскрытия выходного электрода на характеристики плазмотрона.// Теплофизика высоких температур, 1996, т. 32, №4, с. 627-637.
3. Э.Х. Исакаев, О.А. Синкевич, А.С. Тюфтяев, В.Ф. Чиннов Исследование генератора низкотемпературной плазмы с расширяющимся каналом выходного электрода и некоторые его применения. //Теплофизика высоких температур, том 48, № 1, Январь-Февраль 2010, С. 105-134
4. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Юсупов Д.И., Филиппов Г.А. Плазменная обработка стали с различной исходной температурой. В сб. «Ресурсосберегающие технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки от нано- до макроуровня», Материалы 12-й международной научно-практической конференции, Санкт-Петербург, 13-16 апреля 2010 г., часть 2, С.158-161

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ И АНАЛИЗ КОНТАКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В ПРЯДИ КАНАТА ЛИНЕЙНОГО КАСАНИЯ

Калентьев Е. А., Тарасов В. В., Новиков В. Н.\*

*Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск, Россия*

*\* Ижевская Государственная Сельскохозяйственная Академия, г. Ижевск, Россия*

[EugeneDavis@mail.ru](mailto:EugeneDavis@mail.ru)

В работе [1] автор отмечал, что большую роль в работе канатов играют внутренние силы трения. Их влияние как диссипативных сил приводит к тому, что в отличие от идеальной упругой системы многие процессы в канате, связанные с относительным смещением его элементов, носят необратимый характер. Накопление необратимых процессов в канате приводит к остаточным нарушениям его структуры в виде расслоения, волнистости и т.д. Изучение этих явлений требует рассмотрения работы каната с учетом накопления всех изменений в нем в процессе эксплуатации.

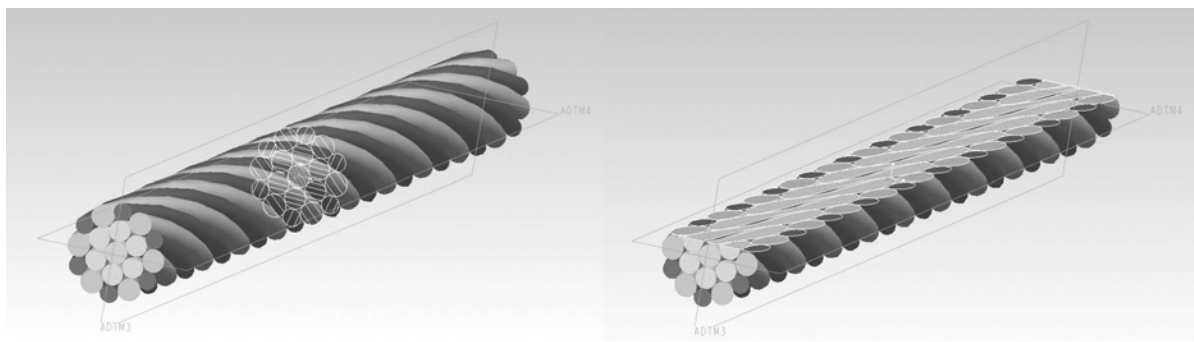
Подобная попытка была предпринята в работе [2]. В ней было показано, что особое значение для обеспечения безотказной работы канатов имеет прогнозирование долговечности и улучшение обслуживания каната. При этом следует отметить, что в настоящее время прогнозирование долговечности канатов в большинстве случаев осуществляется на основании эмпирического опыта. Наибольшие сложности возникают при прогнозировании и предотвращении внутренних дефектов каната, в частности, обрывов проволок. Понимание внутренних деградационных процессов, происходящих в канате, позволит определить и научно обосновать влияние различных внешних и внутренних факторов на долговечность каната. В этой связи установление закономерностей разрушения поверхности внутренних проволок шахтных канатов в зоне контактного взаимодействия и их влияние на долговечность каната представляется актуальной научной задачей.

В данной работе авторами была поставлена цель, определить общие параметры напряженно-деформированного состояния и контактного взаимодействия проволок в пряди каната линейного касания (далее прядь каната). К этим параметрам были отнесены: общая продольная деформация  $\epsilon$ , эквивалентные напряжения  $\sigma_{\text{экв}}$ , перемещения проволок  $l$  (дистанции скольжения) относительно друг друга и контактные давления  $p$  в зонах взаимодействия проволок. Рассмотрены следующие случаи статического нагружения: приложение продольной растягивающей силы  $T$  (вариант 1), момента  $M$  вызывающий скручивание пряди (вариант 2) и их комбинации (вариант 3).: Результаты находились методом конечных элементов с использованием программного комплекса Ansys. В работе решалась задача о расчете пряди каната как задача с контактным взаимодействием с учетом трения геометрически нелинейных проволок, находящихся в пространственном напряженном состоянии.

В качестве объекта исследования была выбрана прядь каната линейного касания двойной свивки типа ЛК-Р конструкции 6х19(1+6+6/6)+1 о.с. Канат 25-ГЛ-В-Л-О-Н-Т-1770 ГОСТ 2688-80. Для создания геометрии, пряди каната линейного касания, использовалась система САПР твердотельного трехмерного проектирования. На рис. 1 показаны результаты моделирования геометрии пряди каната линейного касания.

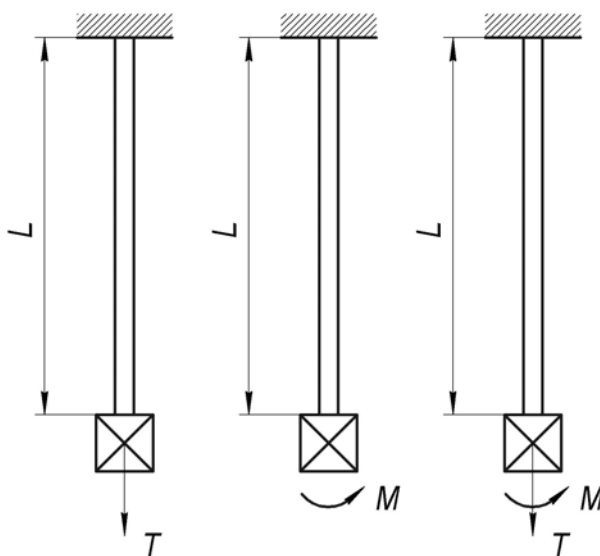
К основным проблемам численного анализа НДС стальных канатов линейного касания следует отнести сложную структуру и множественное пространственное контактное взаимодействие между элементами каната. Общее количество контактных регионов в данной пряди составляет – 42 контакта. Контактные задачи по своей природе являются нелинейными и требуют для расчета значительных вычислительных ресурсов. Для успешного решения задач контактного взаимодействия необходимо иметь

четкое представление о физической природе рассматриваемого явления. Кроме того, такая задача всегда должна решаться поэтапно.



**Рис. 1.** Модель пряди каната линейного касания

Сформулированы следующие граничные условия. Условия симметрии не вводились. Одна из торцевых поверхностей пряди каната была жестко закреплена по всем степеням свободы. Здесь и далее под торцевой поверхностью пряди каната подразумевается совокупность торцевых поверхностей составляющих её проволок. На противоположном торце пряди каната, который свободен, была создана удаленная точка (Remote Point) с жестким поведением поверхности к которой она присоединена. Затем к удаленной точке поочередно прикладывались нагрузки. На рисунке 2 показаны используемые расчетные схемы.

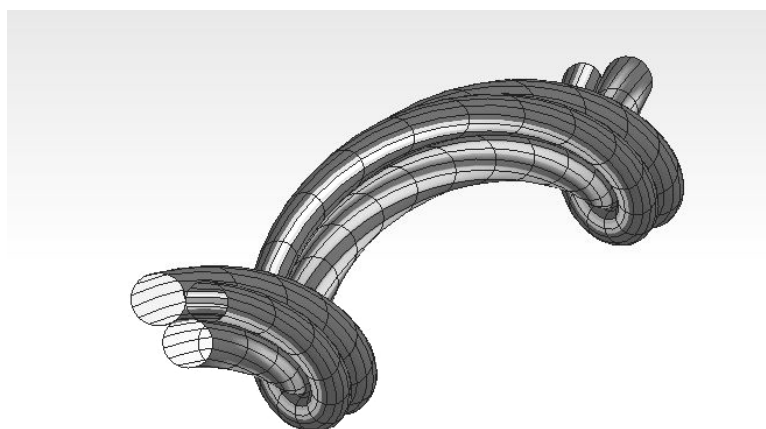


**Рис. 2.** Используемые расчетные схемы

Очевидно, что при различных вариантах нагружения пряди каната возникающее напряженно-деформированное состояние будет различно. В таблице приведены основные результаты проведенных расчетов. На рис. 3 представлено распределение контактных давлений по длине проволок для случая нагружения продольной силой и скручивающим моментом.

**Таблица.** Основные результаты расчета пряди каната

| № п/п | Нагрузка                                   | Слои проволок | Продольные перемещения $\varepsilon$ , мм | Эквивалентные напряжения $\sigma_{экв}$ , мПа | Контактные давления $p$ , мПа | Дистанции скольжения $l \cdot 10^{-3}$ , мм |
|-------|--------------------------------------------|---------------|-------------------------------------------|-----------------------------------------------|-------------------------------|---------------------------------------------|
| 1     | $T = 1000 \text{ Н}$<br>$M = 0$            | 0             | 0,034                                     | 58-80                                         | 0,3                           | 1,4                                         |
|       |                                            | 1             | 0,034                                     | 21-90                                         | 0,39                          | 1,2                                         |
|       |                                            | 2-1           | 0,034                                     | 12-121                                        | 4,8                           | 1,5                                         |
|       |                                            | 2-2           | 0,034                                     | 10-87                                         | 6,8                           | 1,8                                         |
| 2     | $T = 0$<br>$M = 1 \text{ Нм}$              | 0             | -0,041                                    | 70-84                                         | 0                             | 0                                           |
|       |                                            | 1             | -0,041                                    | 14-78                                         | 0,6                           | 0,7                                         |
|       |                                            | 2-1           | -0,041                                    | 10-97                                         | 0,5                           | 1,2                                         |
|       |                                            | 2-2           | -0,041                                    | 5-66                                          | 7,0                           | 1,5                                         |
| 3     | $T = 1000 \text{ Н}$<br>$M = 1 \text{ Нм}$ | 0             | 0,008                                     | 14-20                                         | 0,5                           | 0,7                                         |
|       |                                            | 1             | 0,008                                     | 12-30                                         | 0,6                           | 1,4                                         |
|       |                                            | 2-1           | 0,008                                     | 28-70                                         | 5,1                           | 1,6                                         |
|       |                                            | 2-2           | 0,008                                     | 12-33                                         | 6,8                           | 2,1                                         |



**Рис. 3.** Распределение контактных давлений

Во всех трех случаях максимальные контактные напряжения присутствуют в проволоках наружного слоя, дистанции скольжения распределены равномерно по длине проволок. Наличие значительных контактных давлений и скольжения проволок относительно друг друга дает основания полагать, что они инициируют разрушение поверхности проволок, в результате усталостного разрушения, износа при трении поверхностей проволок с образованием микротрещин, отслаивания металла проволок и других дефектов. Все это позволяет говорить о том, что контактные взаимодействия вносят существенный вклад в работу каната в целом и требуют дальнейшего изучения.

### Список литературы

1. Глушко М.Ф. Стальные подъемные канаты. - Киев, Техника, 1966. – 327с.
2. Талтыкин В.С. Обоснование метода повышения долговечности шахтных канатов с учетом контактного взаимодействия проволок: Автореф. дисс. канд. техн. наук: – Москва, 2009. – 23с.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Иванов А. М., Платонов А. А., Петрова Н. Д., Лукин Е. С.

Учреждение РАН «Институт физико-технических проблем Севера СО РАН»  
г. Якутск, Россия,  
[a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru](mailto:a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru)

## Введение

Упрочнение сталей при термомеханической обработке связано с различными факторами (увеличение плотности дислокаций, дислокационные барьеры, уменьшение размера зерна, размер частиц дисперсной фазы, полиморфное превращение предварительно деформированного металла), влияние которых может быть различным. Эти факторы увеличивают параметры, участвующие в поглощении энергии при механическом нагружении и повышении энергоемкости локальных объемов металла.

В данной работе рассмотрено упрочнение стали закалкой и интенсивной пластической деформацией, проанализирована кривая растяжения и влияние изменения плотности дислокаций на её свойства.

## Материал и методика эксперимента

Исследуемый материал: конструкционная низколегированная сталь 09Г2С в состоянии поставки и после различных видов обработки. Химический состав материала в %: 0,12 С, 0,008 N, 0,5–0,8 Si, 0,035 P, 0,04 S, 0,3 Cr, 1,3–1,7 Mn, 0,3 Ni, 0,3 Cu, 0,08 As, остальное Fe. Сталь 09Г2С имеет ферритно-перлитную структуру со средним размером зерна 18,5 мкм в исходном состоянии.

Проводилась закалка стали в воде и масле с различных температур, ковка, кручение, равноканальное угловое прессование (РКУП) объемных заготовок, а также комбинация закалки с механическим воздействием. Нагрев заготовок осуществлялся в кузнечном горне. Кручение заготовок в 2 оборота выполнялось в специальном приспособлении. Всесторонняя ковка проводилась в три цикла. Температура начала деформации кручением цилиндрических заготовок  $\varnothing 20 \times 220$  мм иковки объемных заготовок  $\varnothing 20 \times 60$  мм соответствует 1173 К, а окончания – 1023 К. Послековки и кручения заготовки подвергали закалке в воде от 1203 К. Затем заготовки были подвергнуты РКУП по маршруту «Вс» в  $n = 4$  прохода при температуре 673 К. Угол пересечения каналов использованной оснастки при РКУП составляет 120°.

Испытания на статическое растяжение пропорциональных плоских образцов типа I проводились на разрывной машине фирмы UTS TestSysteme GmbH» (Lammerweg 29.D-89079 Ulm) модели UTS 20k и универсальной испытательной машине «Instron-1195».

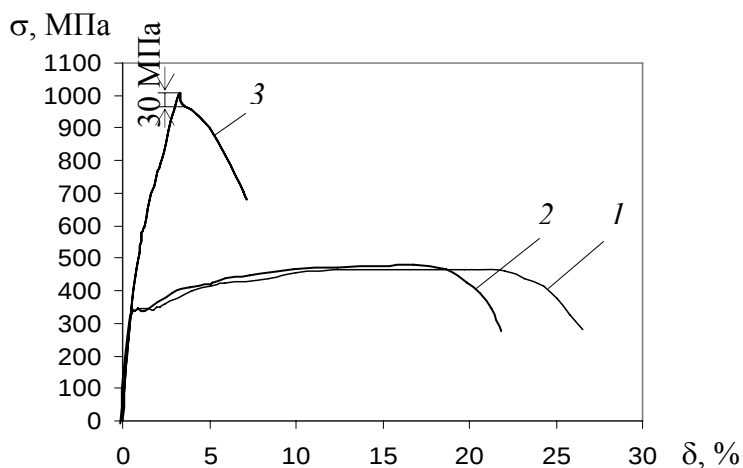
## Результаты исследований

Закалка в масле обеспечивает более высокое значение микротвердости (3,52 ГПа), чем в воде (3,37 ГПа) при одинаковой температуре закалки в 1203 К и одном и том же режиме РКУП (Вс, 673 К,  $n = 4$ ). В то же время повышение температуры закалки до 1423 К снижает микротвердость материала до 2,11 ГПа. Такая разница в значениях микротвердости объясняется формированием деформированной структуры с повышенным содержанием плотности дислокаций  $2,484 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$  в случае закалки в масле от 1203 К и РКУП (микротвердость 3,52 ГПа) по сравнению с другими режимами ( $1,342 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$  при закалке в воде от 1203 К и РКУП, что соответствует микротвердости 3,37 ГПа и  $1,303 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$  при закалке в масле от 1423 К и РКУП – 2,1 ГПа). В результате металлографических исследований было выявлено, что в исходно ферритно-перлитной стали 09Г2С после закалки в масле от 1423 К образовалась мартенситно–

ферритная микроструктура со средним размером зерна 300 нм. А дальнейшее РКУП закаленной стали приводит к постепенному росту выделения перлита и измельчению феррита. Более высокие показатели прочности ( $\sigma_T = 1164$  МПа,  $\sigma_B = 1231$  МПа) достигнуты при режиме обработки «закалка в воде от 1203 К + РКУП», тогда как при закалке в масле от такой же температуры и РКУП получено  $\sigma_T = 1163$  МПа,  $\sigma_B = 1178$  МПа, а при более высокой температуре закалки 1423 К в масле и вовсе  $\sigma_T = 1108$  МПа и  $\sigma_B = 1140$  МПа.

В результате кручения цилиндрической заготовки в 2 оборота средний размер зерна уменьшился до 12,5 мкм, а микротвердость с 1,62 ГПа увеличился до 1,97 ГПа. В свою очередь комбинированная термомеханическая обработка (кручение при 1173–1023 К в 2 оборота + закалка + РКУП ( $B_C$ , 673 К,  $n = 4$ )) обеспечило измельчение зерна до 4–5 мкм, увеличение микротвердости до 5,88 ГПа. После обработки заготовок по режимам «ковка» и «ковка + закалка + РКУП ( $B_C$ , 673 К,  $n = 4$ )» формируется мелкозеренная структура со средним размером зерна 3–5 мкм, микротвердость повышается до 3,37 и 5,88 ГПа, соответственно. Как видно, хотя при ковке достигается более высокая микротвердость, после последующего РКУП показатели микротвердости практически не отличаются.

Кручение заготовки при данных режимах практически не изменяет прочностные характеристики, но снижает пластичность в 1,2 раза (рис.1). При этом площадка теку-



**Рис. 1.** Диаграммы растяжения стали 09Г2С в различных состояниях: 1 – исходное состояние; 2 – после деформации кручения; 3 – после кручения, закалки и РКУП.

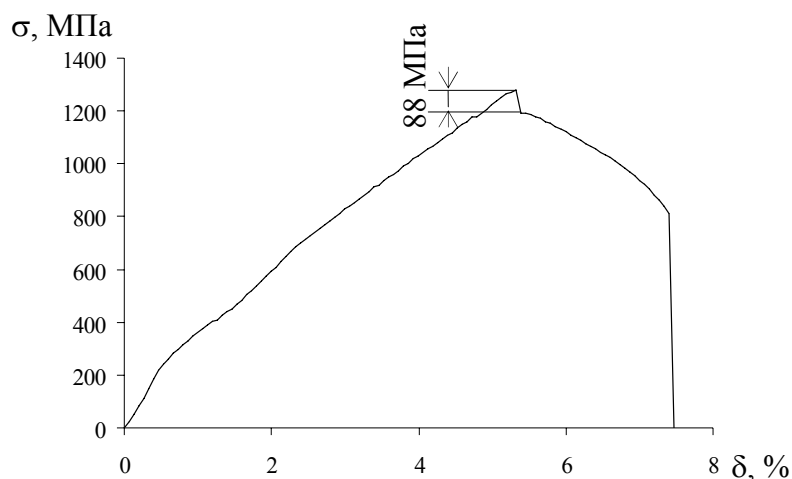
чести имеет более прерывистый характер по сравнению с исходным состоянием. Последующая после кручения закалка и РКУП в 4 прохода повышают прочность 09Г2С в  $\sim 3 \div 2,2$  раза, пластичность уменьшается в 4 раза. При этом предел текучести практически достигает предела прочности, равного 1003 МПа. Также более чем в 5 раз увеличилась область упругих деформаций стали 09Г2С и достигает 3,4 %. Вместе с тем существенно уменьшилась доля пластической де-

формации. Как видно, кривая растяжения имеет высокий зуб текучести материала.

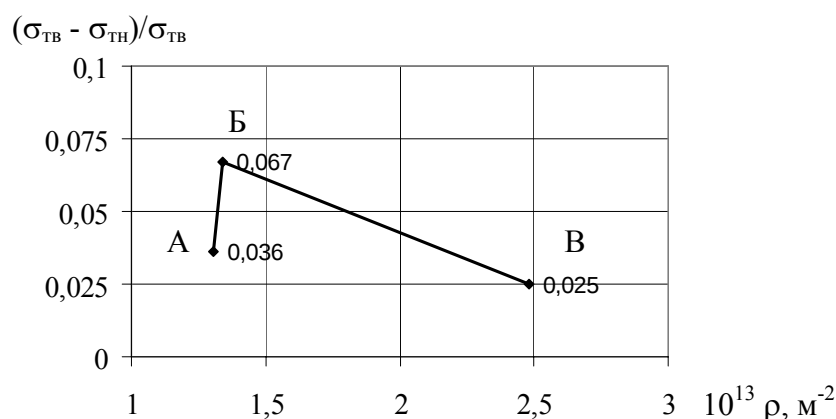
Что касается режимов, связанных со всесторонней ковкой, то высокий зуб текучести наблюдается при растяжении образцов послековки, а такжековки, закалки и РКУП.

Высокий зуб текучести наблюдается и на кривых растяжения образцов из стали 09Г2С, соответствующих режимам «закалка в воде + РКУП» (рис.2) и «закалка в масле + РКУП»).

Образование зуба текучести по теории Коттрелла связано с резким увеличением числа подвижных дислокаций в начале пластического течения. При этом в исходном образце число подвижных дислокаций должно быть малым и оно должно иметь возможность быстро увеличиться по тому или иному механизму в самом начале пластической деформации. Недостаток подвижных дислокаций в образце может быть связан с закреплением большинства имеющихся дислокаций. Высота зуба текучести зависит от числа подвижных дислокаций. Резкое увеличение числа подвижных дислокаций может быть вызвано разными причинами [1].



**Рис. 2.** Диаграмма растяжения образца из 09Г2С (закалка от 1203 К в воде + РКУП ( $B_C$ , 623 К,  $n = 4$ ) при 293 К.



**Рис. 3.** Зависимость высоты зуба текучести от плотности дислокаций (А – закалка в масле от 1423 К + РКУП ( $B_C$ , 623 К,  $n = 4$ ); Б – закалка в воде от 1203 К + РКУП ( $B_C$ , 623 К,  $n = 4$ ) и В – закалка в масле от 1203 К + РКУП ( $B_C$ , 623 К,  $n = 4$ )).

димо детальное изучение, в частности, влияния границ зерен и распространения полос Чернова-Людерса.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта №3.6.3.4. Программы №3.6.3 СО РАН и проекта №11.3. Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №11.*

### Список литературы

1. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1983. 352 с.

Увеличение прочности, связанное с измельчением зерна, осуществляется за счет увеличения доли межзеренных границ, являющихся препятствием на пути движения дислокаций, а также уменьшения средней длины свободного скольжения дислокаций внутри зерна, и увеличения числа дислокаций, заблокированных границей.

На рис. 3 представлена зависимость высоты зуба текучести от плотности дислокаций в образцах в различных состояниях, представленная в координатах « $((\sigma_{TB} - \sigma_{TH}) / \sigma_{TB}) - \rho$ ». С увеличением плотности дислокаций в исходном образце высота зуба текучести при растяжении увеличивается, затем в определенном диапазоне исходной плотности дислокаций происходит её уменьшение.

Для более полного объяснения необхо-

# ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ КОМПЛЕКСНОГО ДИФфуЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ БОРОМ И ХРОМОМ

<sup>1</sup>Гурьев А. М., <sup>1</sup>Иванов С. Г., <sup>1,2</sup>Грешилов А. Д., <sup>1</sup>Гурьев М. А., <sup>1,2</sup>Долгоров А. А.

<sup>1</sup>*Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова,  
г. Барнаул, Россия*

<sup>2</sup>*Восточно-Сибирский государственный технологический университет,  
г. Улан-Удэ, Россия  
[gurievam@mail.ru](mailto:gurievam@mail.ru)*

Несмотря на многочисленные исследования, проблема повышения износостойкости режущего инструмента в настоящее время остается актуальной в связи с постоянно возрастающими требованиями металлообрабатывающей промышленности, касающимися повышения скоростей резания, обработки все более широкого спектра материалов, обладающих достаточно высокой твердостью и прочностью. Одним из путей повышения износостойкости режущего инструмента является нанесение покрытий, наиболее простыми из них и нетребовательными к технологиям являются процессы диффузионного упрочнения. При этом лидерство в плане повышения износостойкости, теплостойкости и поверхностной твердости принадлежит диффузионным покрытиям на основе бора.

Процессы многокомпонентного насыщения позволяют сформировать многофазную структуру поверхностного слоя, обладающего комплексом полезных свойств. В этом случае ХТО можно рассматривать не как определенную операцию изготовления детали, а как метод получения принципиально нового конструкционного материала.

В настоящей работе проведены эксперименты по исследованию влияния состава насыщающей смеси и технологических параметров процесса насыщения на микроструктуру, фазовый состав и свойства боридных слоев. В качестве объекта исследования была выбрана инструментальная высоколегированная быстрорежущая сталь Р6М5. Проведены комплексные исследования структуры и свойств стали после борирования и совместного насыщения бором и хромом из насыщающей обмазки на основе карбида бора.

Изучали кинетику формирования окончательной структуры основного металла и диффузионных слоев. Процесс химико-термической обработки осуществлялся из насыщающих обмазок (паст) нанесенных на поверхность упрочняемых деталей и образцов. После проведения процессов диффузионного насыщения изучали структуру, фазовый и химический состав упрочненных слоев металлографическим и микрорентгеноспектральными методами. Металлографическое исследование проводили на оптическом и электронном микроскопах. Идентификация фазового состава и определение размеров и объемной доли выделений проводилось по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах. Для просмотра в микроскопе шлифы готовились методами химического и электрохимического травления. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили с помощью дифрактометра ДРОН-1,5. Механические свойства (твердость, прочность, пластичность, ударная вязкость) определяли по стандартным методикам. На универсальной испытательной машине «Instron» с максимальным усилием 50 кН определяли прочность и пластичность. Ударную вязкость определяли при испытании образцов без надреза на маятниковом копре типа 2130КМ-03. ДюрOMETрические исследования проводили на твердомере Роквелла ТР 5005 по шкале С согласно ГОСТ 9013-82 и на приборе ПМТ-3М по ГОСТ 9450-76.

Показана принципиальная возможность упрочнения высоколегированных вольфрам и молибденсодержащих быстрорежущих сталей методом комплексного диффузи-

онного насыщения поверхности бором и хромом из насыщающих обмазок на основе карбида бора. В результате анализа структуры исследуемых образцов установлено, что образуется диффузионный слой толщиной 25 – 50 мкм и переходная зона (рис.1). Слой имеет характерное для боридных слоев игольчатое строение, однако структура диффузионного слоя по сравнению с чистым борированием изменяется: боридные иглы становятся толще и имеют более закругленные концы. Между иглами заметно выделение других фаз, преимущественно карбоборидов сложного состава на основе хрома, молибдена и вольфрама.

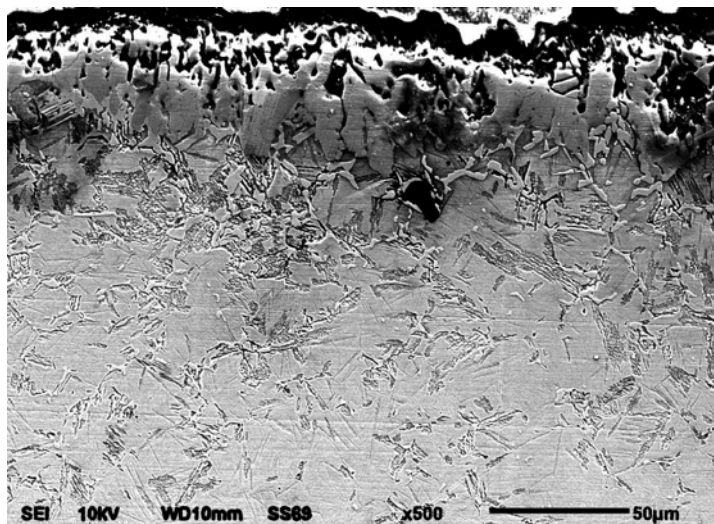


Рис. 1. Микроструктура боридного слоя

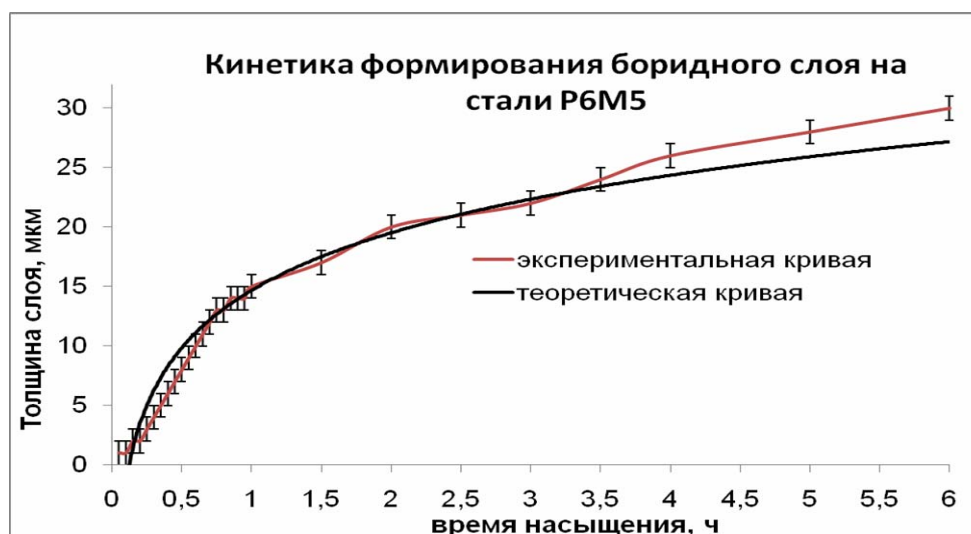
Установлено, что поверхностная структура в исследуемой стали фактически формируется тремя химическими элементами: железом, бором и углеродом. Железо является основным элементом, бор – основным легирующим элементом на поверхности, углерод присутствует в количестве, введенном в сталь.

В общем виде кинетика формирования боридного слоя представлена на рисунке 2, однако высокими эксплуатационными характеристиками обладают слои, полученные при времени насыщения, не превышающими 2,5–3 часов. При большем времени насыщения на поверхности боридного слоя начинает формироваться сплошной слой моноборида, в то время как слой высокодисперсных включений карбидов и карбоборидов растворяется, что ведет к снижению эксплуатационных показателей упрочненного изделия. При времени насыщения около 10 часов возможно получение диффузионных слоев толщиной до 70–80 мкм. Однако вследствие больших напряжений, возникающих в процессе упрочнения и высокой хрупкости диффузионного слоя, происходит его практически полное самоскалывание уже при охлаждении с температуры насыщения.

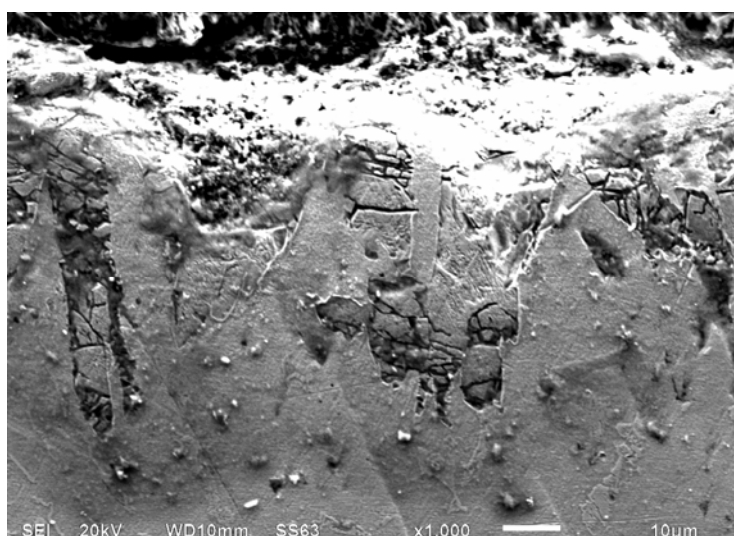
При борохромировании химический состав быстрорежущей стали претерпевает значительные изменения в направлении от поверхности вглубь. Так, содержание бора изменяется от 22,67% на поверхности до 7,35% на глубине 80 мкм, содержание вольфрама, молибдена и хрома изменяется соответственно в пределах 6,68 – 6,41; 5,10 – 5,32 и 7,25 – 4,27.

Проведенные в лабораторных условиях испытания на износостойкость показали 2,5 кратный рост ресурса работы упрочненного изделия по сравнению с закаленной сталью Р6М5 при нагрузке вплоть до 40 МПа/мм<sup>2</sup>. Однако при нагрузках, превышающих эту величину, происходит продавливание упрочненного слоя и снижение износостойкости до значений в 1,5 – 2 раза меньших, чем у не упрочненного изделия. Это связано с тем, что в процессе высокотемпературного диффузионного насыщения сердцевина подвергается разупрочнению, в результате чего под упрочненным слоем находит-

ся мягкий металл. Увеличение нагрузки выше установленного значения приводит к продавливанию слоя (рис.3), а мелкие осколки твердой фазы, образовавшиеся в результате разрушения зоны сплошных боридов, значительно ускоряют износ.



**Рис. 2.** Кинетика роста боридного слоя на быстрорежущей стали Р6М5



**Рис. 3.** Разрушение боридного слоя на быстрорежущей стали Р6М5

### Список литературы

1. Ворошнин Л. Г. Борирование промышленных сталей и чугунов. Минск: Беларусь, 1981, 205с.
2. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Кошелева Е.А., Власова О.А., Гурьев М.А. Исследование процессов диффузионного насыщения сталей из смесей на основе карбида бора. Современные наукоёмкие технологии - №3, 2008, С 55–56.
3. Гурьев М.А., Иванов С.Г., Кошелева Е.А., Нестеренко Е.А., Иванов А.Г., Гурьев А.М. Комплексное диффузионное упрочнение тяжело нагруженных деталей машин и инструмента. Ползуновский вестник - №1, 2010, С 64-71.
4. Гурьев А.М., Грешилов А.Д., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Долгоров А.А. Многокомпонентное диффузионное упрочнение поверхности деталей машин и инструмента из смесей на основе карбида бора. Обработка металлов - №2.- 2010.- С. 19-23.

## ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ГЛИНО-ДОЛОМИТОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ширинзаде И. Н.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,  
Баку, Азербайджан.  
[iradax@yandex.ru](mailto:iradax@yandex.ru)*

Устойчивая тенденция роста стоимости строительных материалов приводит к необходимости разработки наиболее энергоэкономических технологий. Экономия энергетических ресурсов также рассматривается в настоящее время развитыми странами, как важнейшая национальная экономическая проблема. На снижение стоимости строительных материалов влияет и использование вместо дорогостоящих сырьевых материалов низкосортного местного сырья. В связи с этим исследованы способы получения качественного композиционного материала из низкосортного сырья, обладающего достаточными прочностными характеристиками.

Для решения поставленной задачи предлагается способ получения керамического материала, включающий подготовку и смешение сырьевых компонентов, формование и термообработку с последующей гидравлической обработкой, где в качестве сырьевых компонентов используется глина Зыхского, Сумгаитчайского, Абшеронского месторождений и доломит Гобустанского месторождения (рис.1) [1].

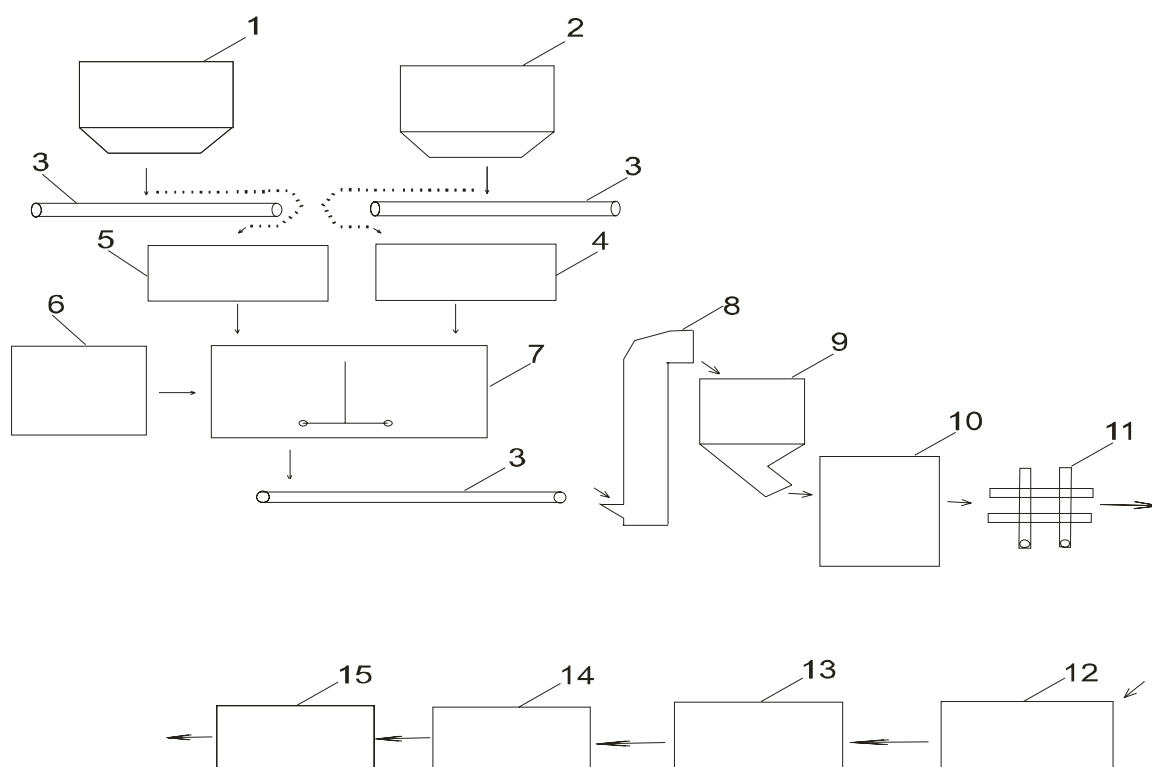
Для разработки параметры отделочного материала на основе глино-доломитовых композиций с размером 190x190x100 мм, формовали образцы из глино-доломитовых смесей в разных соотношениях (30:70; 50:50; 70:30). Глино-доломитовые композиции готовили предварительным раздельным помолом доломита и глины до тонкости измельчения 2–5% остатка на сите 02. Формование образцов производилось путем полусухого прессования под давлением 20 МПа. Влажность образцов составляла 10–13%. Образцы подвергались сушке в течение 5–6 часов при температуре 90–100<sup>0</sup>С и обжигали при 750<sup>0</sup>С (время обжига 3 часа), после чего образцы подвергались гидравлической обработке в течение 1 месяца. Испытания образцов проводились сразу после обжига, а также после влажного твердения.

Результаты показаны в табл.1, из которой видно, что все образцы на основе глино-доломитовых композиций набирают достаточную прочность сразу после обжига. Образцы после обжига подвергались влажностному твердению, которое способствовало увеличению прочности в 1,5–2,0 раза. Сопоставление прочностных показателей образцов до и после гидравлической обработки свидетельствует о том, что в образцах, обожженных при 750<sup>0</sup>С протекают твердофазные реакции с образованием минералов, способные гидратироваться и обеспечивать повышение прочности материала после гидравлической обработки.

Самые высокие первоначальные прочностные показатели наблюдались у образцов, содержащих 70% глины и 30% доломита, но повышение прочности после гидравлической обработки наблюдались у образцов, содержащих большое количество доломита (70% доломита).

Предлагаемая технология получения глино-доломитовых композиционных материалов позволяет получать искусственный каменный материал, соединяющий в себя свойства керамических и цементных камней с достаточно высокими прочностными показателями.

Для определения экономической эффективности рекомендуемых технологий, за базу были приняты отчетные показатели производства пустотелых кирпичей на заводе «DAN» в поселке Халдан Евлахского района.



**Рис. 1.** Технологическая схема получения облицовочного материала на основе глино – доломитовой композиции: 1 – бункер глины; 2 – бункер доломита; 3 – конвейер; 4 – мельница; 5 – глиноразрыхлитель; 6 – вода; 7 – смеситель; 8 – элеватор; 9 – расходный бункер; 10 – пресс, 11 – вагонетки; 12 – сушильные камеры; 13 – печь; 14 – водяной бассейн; 15 – камера влажной обработки.

**Таблица 1.** Прочностные показатели глино-доломитовых композиционных материалов

| Соотно-<br>шение<br>глина:<br>доломит | Прочность образцов на<br>основе Зыхской глины,<br>МПа |               |               | Прочность образцов на<br>основе Сумгайтчайской<br>глины, МПа |               |               | Прочность образцов на<br>основе Абшеронской<br>глины, МПа |               |               |
|---------------------------------------|-------------------------------------------------------|---------------|---------------|--------------------------------------------------------------|---------------|---------------|-----------------------------------------------------------|---------------|---------------|
|                                       | после<br>обжига                                       | ГТ-10<br>дней | ГТ-30<br>дней | после<br>обжига                                              | ГТ-10<br>дней | ГТ-30<br>дней | после<br>обжига                                           | ГТ-10<br>дней | ГТ-30<br>дней |
| 30:70                                 | 18                                                    | 35            | 37.5          | 18.8                                                         | 36            | 37.5          | 17.8                                                      | 34            | 37            |
| 40:60                                 | 23                                                    | 42            | 46            | 22                                                           | 38            | 44.5          | 22                                                        | 41            | 44            |
| 50:50                                 | 25                                                    | 40.5          | 43            | 26.5                                                         | 39            | 44            | 25                                                        | 41.5          | 45            |
| 60:40                                 | 27                                                    | 39            | 41.5          | 28.4                                                         | 40.7          | 43.5          | 27.4                                                      | 39.8          | 42.5          |
| 70:30                                 | 28                                                    | 38            | 40            | 30                                                           | 36.5          | 39            | 28                                                        | 37            | 39            |

**Примечание:** ГТ – гидравлические твердения

Анализ технико-экономических особенностей производства глино-доломитовых композиционных материалов показал, что основным источником экономического эффекта от внедрения разработанных технологий является снижение энергетических затрат. Ожидаемый экономический эффект составляет 90000 манат в год. При этом не учтены различные существенные преимущества разработанной технологии с существующей – такие как экологические показатели и устойчивость в агрессивных средах.

## МЕХАНИЗМ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП-СТАЛИ

Алексеева Л. Е., Буржанов А. А., Кравченко Я. П., Панкова М. Н., Филиппов Г. А.

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина",  
\*ОАО "Камов", г. Москва, Россия,  
[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Трип-стали типа 23X15H5CM3Г со структурой метастабильного аустенита, упрочняющаяся за счет фазового превращения  $\gamma$ -аустенита в  $\alpha$ -мартенсит деформации, имеют высокую пластичность, при холодной деформации. Они используются в виде холоднокатаной ленты толщиной 0,3-0,8мм для ответственных деталей (торсионов) втулок несущих винтов вертолетов, ресурс которых определяется сопротивлением стали усталостному разрушению.

Структура стали  $\gamma$ -аустенит +  $\alpha$ -мартенсит деформации. Однако, наряду с этими фазами в промышленной ленте после закалки может отмечаться присутствие  $\alpha$ -мартенсита охлаждения из-за неоднородности распределения легирующих элементов и повышения в результате этого мартенситной точки.

В отличие от конструкционных сталей, для которых условием повышения усталостной прочности является снижение уровня исходных внутренних микронапряжений (так как в процессе усталости из-за накопления дефектов растут микронапряжения), исходная структура трип-стали 23X15H5CM3Г в холоднокатаной ленте имеет высокие внутренние микронапряжения из-за наклепа аустенита и мартенсита деформации.

Так как поведение такой структуры в процессе развития усталости не исследовалось, в настоящей работе рентгеноструктурным методом исследовано влияние воздействия упругих циклических нагрузок при усталостных испытаниях на фазовый состав и структурное состояние стали в промышленных лентах с исходной структурой а)  $\gamma + \alpha_{\text{м.д.}}$  деформации ( $\alpha_{\text{м.д.}}$ ) и б)  $\gamma + \alpha_{\text{м.д.}} + \alpha_{\text{м.о.}}$  мартенсита охлаждения ( $\alpha_{\text{м.о.}}$ ), а также на уровень прочности.

Целью работы являлось:

- установление закономерностей изменения фазового состава и внутренних микронапряжений – среднего уровня, а также их локальной концентрации («пиков») [1], в процессе воздействия упругих циклических нагрузок на ленту с разной исходной структурой.

- установление механизма повышения ресурса ленты.

Усталостные испытания проводили на многоцикловую усталость на базе  $10^7$  циклов на машине МИР-С (отнулевое циклическое одноосное растяжение, асимметричный цикл). Образцы вырезали из промышленных лент с исходной структурой  $\gamma + \alpha_{\text{м.д.}}$  и  $\gamma + \alpha_{\text{м.д.}} + \alpha_{\text{м.о.}}$ . Кроме того проводили стендовые испытания, имитирующие условия эксплуатации. Рентгено съемка проводили с рабочей части образцов до и после испытаний.

### Результаты исследования

#### а) Исходная структура $\gamma + \alpha_{\text{м.д.}}$

Установлены закономерности поведения стали 23X15H5CM3Г в процессе усталостных испытаний:

- Прирост количества  $\alpha$ -мартенсита деформации, увеличение плотности дислокаций в аустените, релаксация микронапряжений как среднего их уровня, так и их локальной концентрации (неоднородности распределения) с увеличением числа циклов [1]. Это означает, что прирост количества  $\alpha_{\text{м.д.}}$  есть результат дополнительного фазового превращения исходного наклепанного аустенита  $\gamma \rightarrow \alpha_{\text{м.д.}}$  с образованием «свежего  $\alpha_{\text{м.д.}}$ ». Результаты анализа этих данных представлены на рис.1 и рис.2.

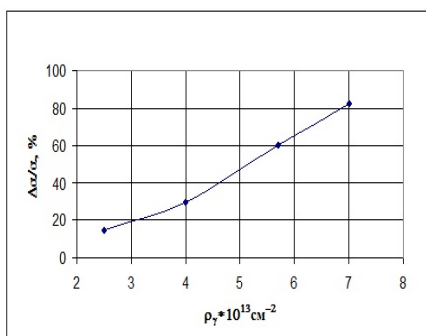


Рис.1.

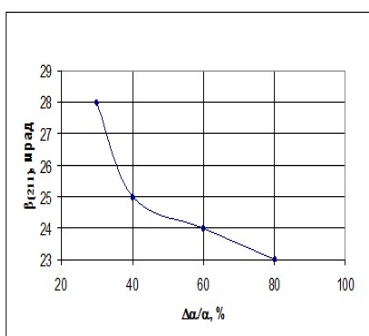


Рис.2, а

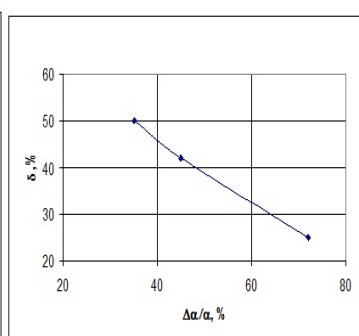


Рис.2, б

Из рис.1. следует, что относительный прирост  $\alpha_{м.д.}$  возрастает с увеличением плотности дислокаций в исходном наклепанном аустените. Из Рис.2. видно, что дополнительное фазовое  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение под влиянием упругих циклических нагрузок сопровождается релаксацией микронапряжений как среднего уровня, так и локальной концентрации путем микропластической деформации. Разрушение происходит при исчерпании исходного количества аустенита (в изломе 100%  $\alpha$ -мартенсита).

Повышение сопротивления усталостному разрушению определяется возможностью развития двух процессов – дополнительного фазового превращения  $\gamma \rightarrow \alpha_{м.д.}$  и релаксации микронапряжений. Это является основной особенностью механизма усталостного разрушения трип-стали.

#### б) Исходная структура $\gamma + \alpha_{м.д.} + \alpha_{охл.}$

Исследована лента после стендовых испытаний на стадии предразрушения с наработкой 2600ч со структурой  $\gamma + \alpha_{м.д.}$ , и 390ч. со структурой  $\gamma + \alpha_{м.д.} + \alpha_{охл.}$ .

Присутствие  $\alpha_{охл.}$  установлено по микроструктуре ( $\alpha_{м.д.}$  - пластины, а  $\alpha_{охл.}$  в виде реек). На рис3. представлена микроструктура стали с (а)-наработкой: 2600ч (б)- 390ч в продольном направлении, х250.

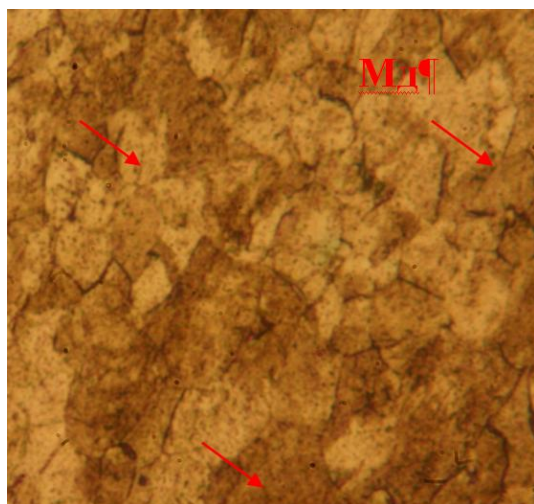


Рис.3, а

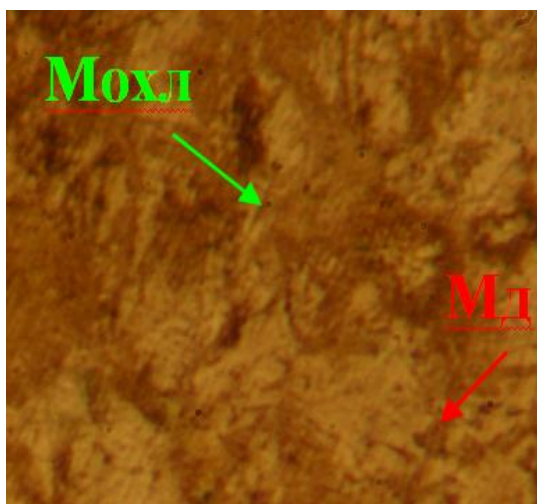


Рис.3, б

Результаты рентгеноструктурного исследования и испытаний механических свойств представлены в графической схеме на рис.4. Исходное состояние (1), 2600 ч (2), 390 ч (3)

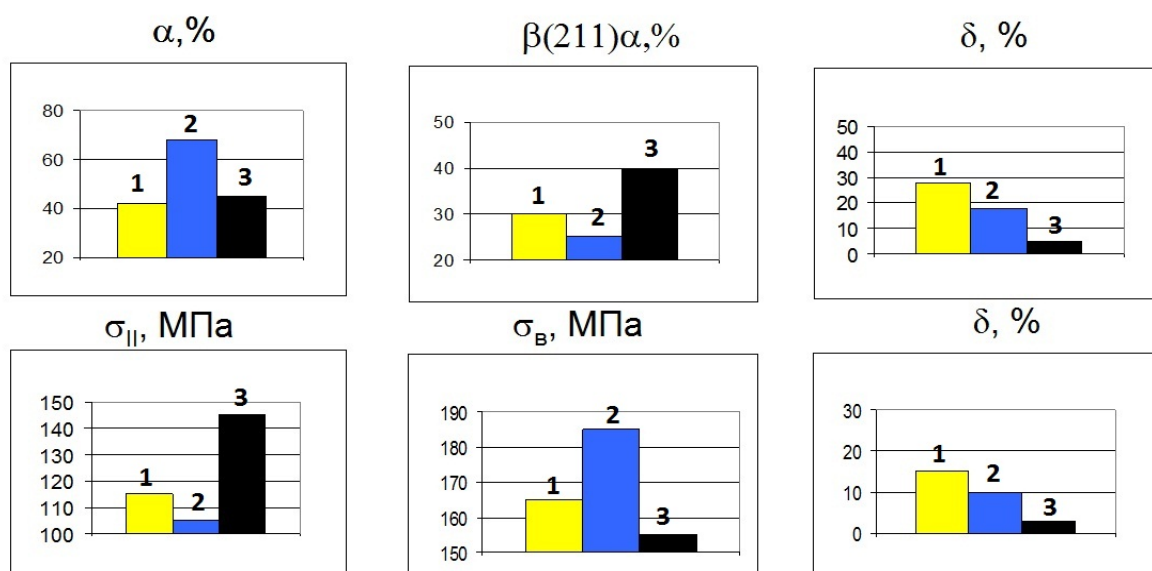


Рис. 4

Из этих данных следует, что для металла торсиона с наработкой 2600ч. наблюдаются установленные закономерности механизма усталости, а именно: напряжения меньше, чем в исходной ленте, прочность выше, количество  $\alpha$ -мартенсита деформации выше.

В присутствии  $\alpha_{охл}$  (наработка 390ч.) установленные закономерности нарушаются: при развитии усталости будет также работать механизм накопления дефектов в  $\alpha_{охл}$ , с ростом микронапряжений (при меньшем количестве  $\alpha_{м.д}$  микронапряжения ( $\beta_{211}$ ) и  $\sigma_{II}$ , выше чем в исходном листе, при меньшей прочности).

Отсутствие  $\alpha_{охл}$  достигается снижением мартенситной точки за счет легирования и микролегирования.

На основе стали 23X15H5CM3Г разработана сталь с микролегированием 0,013Ti + 0,07%Ce и 0,013-0,02% Ti с мартенситной точкой  $-140^{\circ}\text{C}$ , что исключает возникновение  $\alpha_{охл}$ . В результате микролегирования в 2,5раза уменьшается размер зерна аустенита и снижаются остаточные микронапряжения. При исходной структуре  $\gamma + \alpha_{м.д}$  (без  $\alpha_{охл}$ ) достигаются оптимальные механические свойства и повышаются усталостные характеристики.

### Выводы

1.Повышение ресурса ленты из стали 23X15H5CM3Г достигается при выполнении установленных закономерностей: а)увеличения количества  $\alpha_{м.д}$ , б)повышении плотности дислокаций в аустените, в)релаксации микронапряжений – локальной концентрации и среднего уровня, г)повышения прочности.

2.Выполнение этих закономерностей отражает установленное оптимальное сопротивление механизму усталости трип-стали со структурой  $\gamma + \alpha_{м.д}$ .

3.Присутствие  $\alpha_{охл}$  снижает ресурс ленты (Для повышения усталостной прочности стали в холоднокатаной ленте исходная структура должна состоять из  $\gamma + \alpha_{м.д}$ ).

### Список литературы

1. Патент №2390763 «Способ определения локальной концентрации остаточных микронапряжений в металлах и сплавах» г. Москва 27 мая 2010г. Авторы: Алексеева Л.Е., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А., Шахпазов Е.Х.

2. Л.Е.Алексеева, А.С.Баев, А.А.Буржанов, С.В.Михеев, Г.А.Филиппов, «Механизм усталостного разрушения трип-стали при воздействии циклических нагрузок»// «Деформация и Разрушение металлов», № 12, стр. 25-26, 2009г., изд. ООО «Наука и технологии».
3. Патент №2204622 «Коррозионно-стойкая аустенитная трип-сталь для холодной пластической деформации и изделие, выполненное из нее» г. Москва 20 мая 2003г. Авторы: Алексеева Л.Е., Синельников В.А., Филиппов Г.А., Баев А.С., Вакуленко А.Ф., Михеев С.В., Якеменко Г.В., Галкин М.П.

## **ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В ЩЕЛОЧНО-ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВО ГЛИНОЗЕМА**

**Ахвердиева Т. А.**

*Азербайджанский архитектурно-строительный университет*

Исследования посвящены процессам твердения и структурообразования водных алюмосиликатных систем на основе сырья вулканического происхождения и щелочных композиций. На их основе разработаны составы алюмосиликатных (щелочно-минеральных) вяжущих твердеющих в различных условиях. Изучены процессы структуро- и минералообразования вяжущих в зависимости от составляющих компонентов и условий твердения. Установлено, что в результате твердения и структурообразования вяжущих формируются новообразования долговечных, прочных и устойчивых минералов типа гидросиликатов, алюмосиликатов, гидроалюмосиликатов щелочных и щелочноземельных металлов.

Грандиозное строительство в настоящее время ежедневно повышает потребность портландцемента. Однако, дефицит энергии, с каждым днем повышение цен, ставит на первый план экономию портландцемента, при возможности применения и исследования других видов вяжущих материалов. Для экономии использования портландцемента применяются производственные техногенные отходы (шлаки) или природные минеральные активные добавки.

Несмотря на применение местного сырья и материалов в производстве портландцемента повышается затраты на ее производства. Также дефицит портландцемента и ограничение.

В настоящее время получение вяжущих систем ведется в трех направлениях: каталитической реакцией в системе цемент-вода, модификацией структуры цементного камня и регулированием - управлением минералогического состава цемента.

В экспериментах для получения вяжущего, в качестве щелочного компонента было использовано жидкое стекло с плотностью  $1,215 \text{ г/см}^3$ , силикатным модулем 2,9; химический состав которого характеризуется, % по массе:  $\text{Na}_2\text{O} + n\text{SiO}_2$  - 22,5;  $\text{SiO}_2$  - 16,87;  $\text{Na}_2\text{O}$  - 5,63;  $\text{H}_2\text{O}$  - 77,5. В качестве кремнеземистых компонентов использованы сырье техногенных отходов промышленности (производство глинозема). Отметим, что данное месторождения является крупным и имеет промышленное значения с большим запасом. Химический состав производственного отхода определен рентгеноспектральным методом анализа (спектрометр СРМ-18). Установлено, что его химический состав характеризуется следующим содержанием оксидов, который содержит, % по массе:  $\text{SiO}_2$  - 65,18;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  - 18,71;  $\text{Na}_2\text{O}$  - 1,70;  $\text{K}_2\text{O}$  - 1,06;  $\text{MgO}$  - 0,60;  $\text{CaO}$  - 0,72;  $\text{TiO}_2$  - 0,21;  $\text{MnO}$  - 0,07;  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  - 7,56; п.п.п. - 4,76.

В качестве добавки использовано окись натрия, цемент и бентонитовая глина Даш-Салахлинского месторождения Азербайджанской Республики.

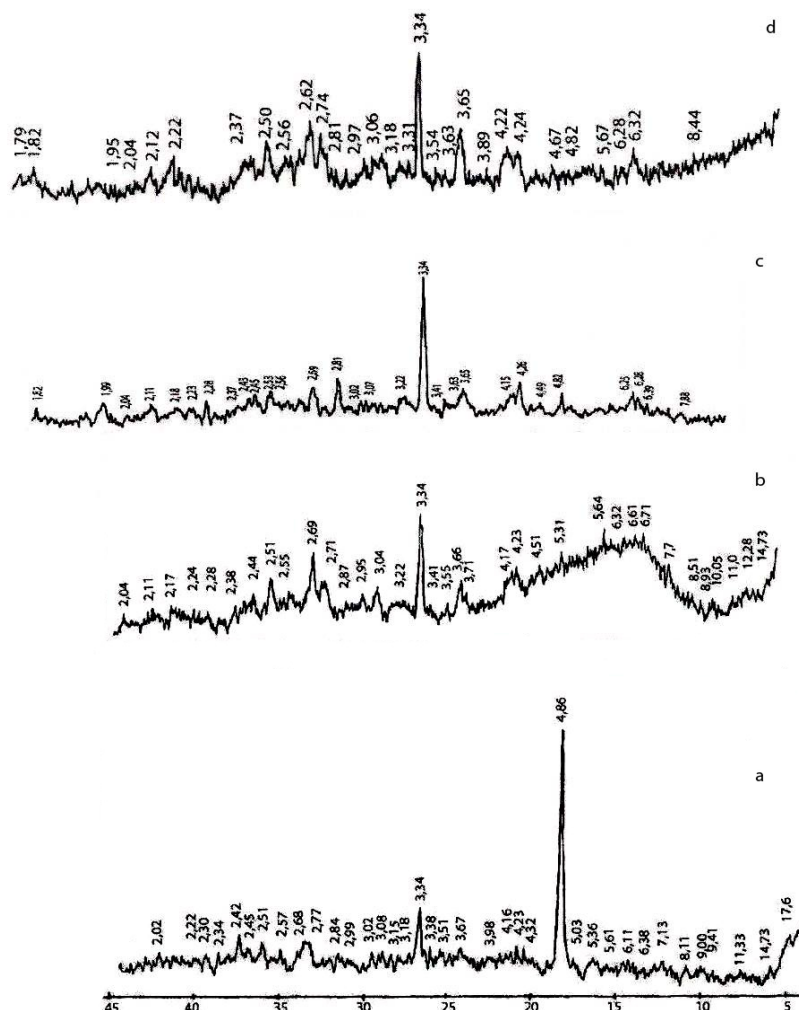
Изучено влияние различных факторов на основные физико-механические свойства алюмосиликатных вяжущих, исследован процесс структурообразования и оптимизированы их составы.

Установлен фазовый состав исходного алюмосиликатного отхода, который состоит из кварца и гидрагиллита-  $\text{Al}(\text{OH})_3$  (рис.1, *a*).

При твердении алюмосиликатных (щелочно-минеральных) вяжущих, полученных на основе жидкого стекла и отхода, исходные фазы – кварц и гидрагиллит уменьшаются и образуются Na- и Na, Ca - формы цеолита типа шабазита:  $\text{Na}_3\text{Al}_3\text{Si}_5\text{O}_{16} \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  и  $(\text{Na}_2, \text{Ca})(\text{Al}_2\text{Si}_4\text{O}_{12}) \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ .

В присутствии в системе щелочи образуется  $\beta$ -  $\text{NaAl}_7\text{O}_{11}$ , а при участии портланд-цемента образуется  $\beta$  -  $\text{Na}_2\text{Si}_2\text{O}_5$  и Na - фожазит  $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2,5\text{SiO}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ . С добавлением глины кристаллизуются кальцит и Na-альбит [1].

С целью полного осуществления процесса твердения проведена гидротермальная обработка материала аналогичного химического состава, при которой повышается предел прочности при сжатии и составляет 60,1 МПа, причиной которого, по-видимому, является образование ксанотлита, Ca- гидросиликата -  $[\text{Ca}_2(\text{HSiO}_4)(\text{OH})]$ , адуляра –  $\text{K}(\text{AlSi}_3\text{O}_8)$  и гидросодалита –  $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2 \cdot 2,1\text{H}_2\text{O}$  (рис.1, *d*).



**Рис. 1.** Дифрактограммы щелочно-минеральных вяжущих на основе производственного отхода алюмосиликатного состава: *a*) исходный материал; *b*) твердевший при температуре 105–110<sup>0</sup>С ; *c*) твердевший пропиткой раствора  $\text{CaCl}_2$ ; *d*) твердевший автоклавной обработкой.

Эти результаты показывают, что предложенные композиции могут быть использованы в изготовлении бетонных камней с различными наполнителями.

Исследованы процессы структурообразования щелочно-минеральных вяжущих, пропитанных раствором  $\text{CaCl}_2$  и бетонов на их основе. При твердении композиции из жидкого стекла и промышленного отхода на дифрактограмме выявлены фазы – каменная соль, кальцит и гидросодалит. Присутствие  $\text{NaOH}$  в этой композиции способствует кристаллизации цеолитов типа шабазита и гмеленита, а также адуляра. При добавлении портландцемента новообразованием при твердении вяжущего является ксонотлит.

Проведены физико-химические исследования процессов твердения и структурообразования, разработанных щелочно-минеральных вяжущих и показано, что формирование структуры в этих системах зависит от химического и минералогического состава составляющих и условия их обработки. Установлено, что вяжущее свойство этих материалов непосредственно связано с образованием кристаллических гидросиликатов, гидроалюмосиликатов и гидроалюминатов при твердении. Фазами, образованными при твердении щелочно-минеральных вяжущих в потоке тепло-сухого воздуха в течение 11 часов при температуре  $105\text{--}150^\circ\text{C}$  являются: низкоосновные гидросиликаты  $\text{CSH(B)}$  –  $(\text{Na}, \text{Ca}) \text{SiO}_3 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , гидронефелин –  $\text{Na}_2\text{Al}_2 \text{Si}_2\text{O}_8 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ , гидроалюмосиликаты –  $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 1,68 \text{SiO}_2 \cdot 1,73 \text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{Na}_4\text{Al}_2\text{Si}_6\text{O}_{17} \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{SiO}_7 \cdot 8 \text{H}_2\text{O}$ .

Фазы, образованные при твердении щелочно-минеральных вяжущих после пропитки раствором  $\text{CaCl}_2$  в течение 1 часа при температуре  $60^\circ\text{C}$ : лабрадор –  $\text{Na}_x\text{Ca}_x\text{Al}_{1,5}\text{Si}_{2,5}\text{O}_8$ , адуляр –  $(\text{Na}, \text{Ca}) \text{Al Si}_3\text{O}_8$ , ксонотлит –  $\text{Ca}_4[\text{Ca}(\text{Si}_6\text{O}_{17})(\text{OH})_2]$ , гидросодалит –  $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2 \cdot 2,1 \text{H}_2\text{O}$ .

Фазы, образованные при твердении щелочно-минеральных вяжущих в гидротермальных условиях в течение 18 часов под давлением 0,9 МПа при температуре  $174,5^\circ\text{C}$ : Na, Ca- альбит, филлипсит  $(\text{K}_2\text{Ca})(\text{Al}_2\text{Si}_4\text{O}_{12} \cdot 4,5\text{H}_2\text{O})$  и прегнит –  $\text{Ca}_5(\text{SiO}_4)_2(\text{OH})_2$ , Ca- гидросиликат  $\text{Ca}_2\text{SiO}_4 \cdot 0,3\text{H}_2\text{O}$  и Na, Ca- адуляр состава  $(\text{Na}, \text{Ca}) \text{Al Si}_3\text{O}_8$ .

Считаем, что большинство установленных, при вышеуказанных условиях, новообразований является основными факторами, влияющими на твердения материалов алюмосиликатных вяжущих.

## Список литературы

1. Haqverdiyeva T.A. Alümosilikat tərkibli sənaye tullantısı əsasında alınan qələvi-mineral yapışdırıcı materialının struktur əmələgəlmə prosesinin tədqiqi. Ekologiya və su təsərrüfatı jurnali, № 5 2009, С.5-9.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ С9%Cr

Дудова Н. Р., Кайбышев Р. О.

Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия  
[dudova@bsu.edu.ru](mailto:dudova@bsu.edu.ru)

### Введение

При разработке мартенситных высокохромистых сталей нового поколения для энергоблоков, работающих при сверхкритических параметрах пара, необходимо решение целого комплекса задач – от разработки химического состава на основе новых принципов легирования, отработки технологии их изготовления до получения базы данных по комплексу механических свойств [1–2]. Требуемый уровень жаропрочных

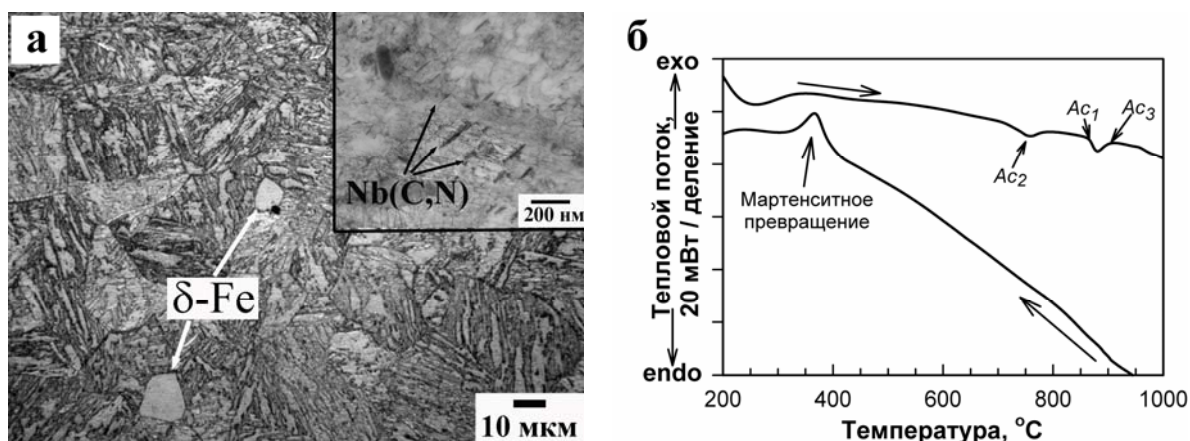
свойств сталей достигается главным образом за счет стабилизации мартенситной структуры, которая зависит от размера, распределения, устойчивости к коагуляции частиц вторых фаз [2–4]. Модификация состава разрабатываемых сталей обуславливает необходимость проведения исследований с целью выбора оптимального режима термообработки. В данной работе проводилось изучение эволюции микроструктуры при отпуске в жаропрочной мартенситной стали с 9%Cr и определение зависимости механических свойств от температуры отпуска.

### Методика проведения исследований

Сталь 10X10K3B2MФБР (0,1%C; 0,06%Si; 0,1%Mn; 10,0%Cr; 0,17%Ni; 0,7%Mo; 0,05%Nb; 0,2%V; 0,003%N; 0,008%B; 2,0%W; 3,0%Co; остальное - Fe), изготовленная ООО «Ласмет», г. Челябинск, в состоянии поставки представляла собой горячекованную полосу с размерами сечения 65×140 мм. Образцы для исследования подвергали закалке от 1060°C и отпуску в интервале температур 300-800°C в течение 3 часов. Механические испытания на растяжение проводили на плоских образцах с длиной рабочей части 12 мм и поперечным сечением 3×1,5 мм с помощью универсальной испытательной машины «Instron 5882». Температура испытания образца соответствовала температуре, при которой он был отпущен (20–800°C). Скорость деформации составляла  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Твердость по Бринеллю измеряли с помощью цифрового твердомера Wolpert 3000BLD. Микроструктурные исследования проводили на растровом электронном микроскопе Quanta 200, просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100. Дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) была выполнена с использованием прибора SDT Q600 фирмы TA Instruments.

### Результаты исследований и их обсуждение

*Исходная микроструктура* пакетного мартенсита, сформированная в результате закалки от 1060°C, представлена на рис. 1а. Средний размер исходных аустенитных зерен (ИАЗ) составляет около 35 мкм. Присутствует около 2% зерен  $\delta$ -феррита (рис. 1а). Ширина мартенситных реек 0,2 мкм. Исследование ПЭМ выявило присутствие частиц Nb(C,N) размером около 60 нм, а также небольшой доли более крупных (около 170 нм) карбидов типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . Плотность дислокаций составляет около  $3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , что обеспечивает высокие микронапряжения (0,5%). ДСК анализ позволил определить критические точки в исследуемой стали (рис. 1б).



**Рис. 1.** а – Исходная структура стали 10X10K3B2MФБР после закалки с 1060°C (оптика + ПЭМ); б – ДСК кривые стали при нагреве и охлаждении со скоростью 20 °C/мин.

Влияние температуры отпуска на механические свойства и микроструктуру стали отражено на рис. 2 и 3. Видно, что с увеличением температуры отпуска механические свойства стали изменяются немонотонно. Отпуск при небольших температурах вплоть до 450–525°C приводит к заметному упрочнению стали, что выражается в повышении твердости (рис. 2а), величины микродеформации, а также временного сопротивления (рис. 2б). Как показал анализ тонкой структуры отпущенных при 350°C и 525°C образцов, упрочнение может быть обусловлено дополнительным выделением внутри рек мелких (10–20 нм) карбидов типа (V,Nb)(C,N) и  $Me_{23}C_6$ . При температуре 525°C образование пленочных карбидов по границам ИАЗ (рис. 3–) является причиной необратимой отпускной хрупкости. Повышение температуры отпуска до 650°C приводит к выделению карбидов  $Me_{23}C_6$  в виде частиц округлой или продолговатой формы в большом количестве. Размер их составляет около 50 нм. Местами преимущественного их выделения являются как большеугловые границы (БУГ) ИАЗ, так и малоугловые границы (МУГ) рек. Отпуск мартенсита при температурах 650°C приводит к уменьшению плотности дислокаций до  $7,5 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ , уменьшению величины микродеформации до 0,37%, временного сопротивления до 450 МПа.

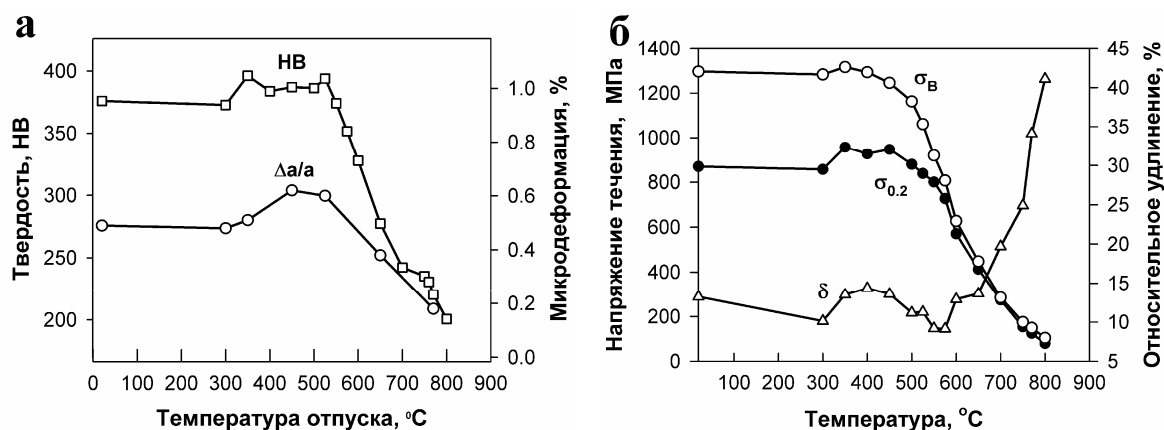


Рис. 2. а – Зависимость твердости и микродеформации от температуры отпуска; б – влияние температур отпуска и испытания на механические свойства ( $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ) стали.

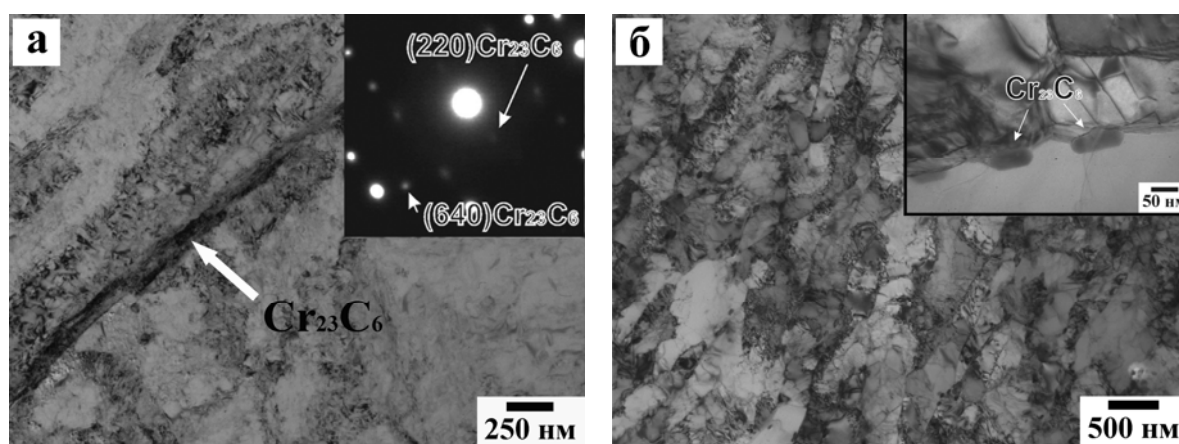


Рис. 3. Тонкая структура стали после закалки и отпуска при 525°C (а), 770°C (б).

Дальнейшее повышение температуры отпуска (770°C) обеспечивает увеличение доли карбидов до ~2%, размер их сохраняется на уровне ~ 60 нм. Необходимо отметить, что карбиды выделены не только по БУГ или МУГ, но и внутри рек. Увеличение ширины рек до 0,5 мкм сопровождается уменьшением плотности дислокаций до

$7,5 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ . Твердость отпущенной при этой температуре стали снижается до 220 НВ, что является приемлемой величиной для обеспечения свариваемости стали.

### **Заключение**

Исследование отпуска мартенситной структуры стали при температурах 300–800°C показало следующее:

- В процессе отпуска происходит гомогенное выделение мелкодисперсных (10–20 нм) частиц типа  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  и  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ ;
- Необратимая отпускная хрупкость стали при  $t=525^\circ\text{C}$  обусловлена выделением пленочного карбида  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  по границам зерен;
- Высокотемпературный отпуск приводит к выделению карбидов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  (50 нм) преимущественно по границам исходных аустенитных зерен и мартенситных реек.
- Сочетание гомогенно распределенных частиц  $\text{Me}(\text{C},\text{N})$  и выделенных по границам  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  после высокотемпературного отпуска позволит обеспечить устойчивость структуры отпущенного мартенсита при старении и ползучести. В качестве температуры отпуска исследуемой стали можно рекомендовать температуру  $770^\circ\text{C}$ .

*Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (государственный контракт № П 1095).*

### **Список литературы**

1. Vismanathan R., Henry J.F., Tanzosh J., Stanko G., Shingledecker J., Vitalis B., Purgert R., U.S. Program on Materials Technology for Ultra-Supercritical Coal Power Plants // J. Mater. Eng. Perfor., 2005, V.14, p.281 -292.
2. F. Abe, V. Taneike, K.Sawada. Alloy Design of Creep Resistant 9Cr Steel using a Dispersion of Nano-Sized Carbonitrides. // International Journal of Pressure Vessels and Piping, 2007, p. 3-12.
3. Maruyama K., Sawada K., Koike J.-I. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel // ISIJ Int. 2001. V. 41. No. 6. p. 641-653.
4. Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н., Щенкова И.А. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства // ФММ. 2010. Т. 109, № 2. С. 200-215.

## **ИЗМЕНЕНИЕ СПЕКТРАЛЬНЫХ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЛЁНОК ПОЛИИМИДА, ОБЛУЧЁННЫХ ИОНАМИ ГЕЛИЯ**

**Старовойтов Л. Е., Ткачёв Д. В., Гусев С. С.**

*Учреждение образования «Могилевский государственный университет им. А.А.Кулешова», г. Могилёв, Беларусь,  
[Lbvf014@yandex.ru](mailto:Lbvf014@yandex.ru)*

В работе рассматриваются результаты применения эллипсометрии для исследования плёнок радиационно-модифицированного полиимида.

Эллипсометрия — это неразрушающий метод исследования свойств границы раздела сред и происходящих на ней явлений по параметрам эллипса поляризации отраженного света. В процессе измерений анализируются спектральные зависимости основных эллипсометрических параметров  $\text{tg } \psi$  и  $\cos \Delta$ . Первый из них описывает относительное изменение после внешнего отражения амплитуд р- и s- компонентов отраженного света, а второй возникающую разность фаз между этими же компонентами. Значения углов  $\psi$  и  $\Delta$  отраженного света связаны выражением  $\text{tg} \psi e^{i\Delta} = R_p/R_s$  которое является основным уравнением эллипсометрии [1].

В нашем случае анализ эллиптической поляризации проводился с помощью автоматического оригинального эллипсометра ES–2, в спектральном диапазоне от 400 до 1100 нм [2].

В работе с помощью метода эллипсометрии исследовались поверхности модифицированных плёнок полиимида. Полиимиды – это твердые негорючие вещества преимущественно аморфной структуры, достаточно химически стойкие. Характеризуются высокими температурами плавления, лежащими ниже их температур разложения, и высоким модулем упругости. Полиимиды являются сильными диэлектриками, термостойки [3].

Измерения производились с тремя образцами пленок ароматического полиимида с целью анализа изменения спектральных и оптических свойств полимера вследствие ионной бомбардировки.

Первый образец, исходная плёнка, а два других модификация её.

Модификация осуществлялась облучением ионами гелия, полученными в ускоряющем поле 75кэВ, но с различными поверхностными плотностями частиц, а именно,  $10^{13}$  и  $10^{16}$  см<sup>-2</sup>. Облучение плёнок проводилось на полупромышленной установке типа “Везувий” в Каунасском политехническом институте.

Исходная пленка имела толщину 20 мкм, светло коричневого цвета. Пленка, облученная ионами гелия с плотностью частиц  $10^{13}$  см<sup>-2</sup>, не изменяла размеров по толщине, а также не изменяла своей окраски. Изменение цвета наблюдалось после бомбардировки пленки ионами с плотностью частиц  $10^{16}$  см<sup>-2</sup>. Пленка приобретала равномерную темно-бурю окраску с металлическим блеском.

Условия спектральных измерений полностью идентичны для всех образцов.

Эффективные значения оптических параметров исследуемых пленок были определены в ходе проведенных экспериментов другими оптическими методами (инфракрасной спектроскопии и нарушенного полного внутреннего отражения). В частности, в области 2500–4000 нм исходная пленка была прозрачна, имела показатель преломления 1,71, а модифицированная 1,69; потемнение плёнки указывало на неизбежное повышение показателя поглощения в указанном спектральном диапазоне [4].

В ходе эксперимента были получены зависимости  $\cos\Delta$  и  $\operatorname{tg}\psi$  от длины волны для двух сторон пленок ароматического полиимида при различных углах падения.

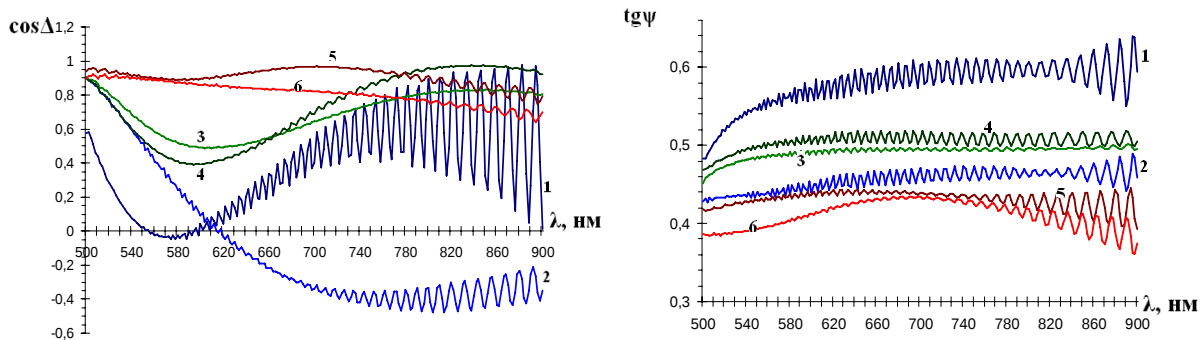
Полученные спектральные зависимости для исходной плёнки с разных поверхностей различны (см. кр. 1, 2 на рис. 1 – 3). Следствием этого заключения совершенно естественно будет утверждение, что и оптические характеристики полиимида в зонах этих поверхностей также различны.

Рассмотрим далее характер изменения функций  $\cos\Delta$  и  $\operatorname{tg}\psi$  по мере модификации полиимида. При облучении плёнки ионами гелия с плотностью  $10^{13}$  см<sup>-2</sup> наблюдаются следующие:

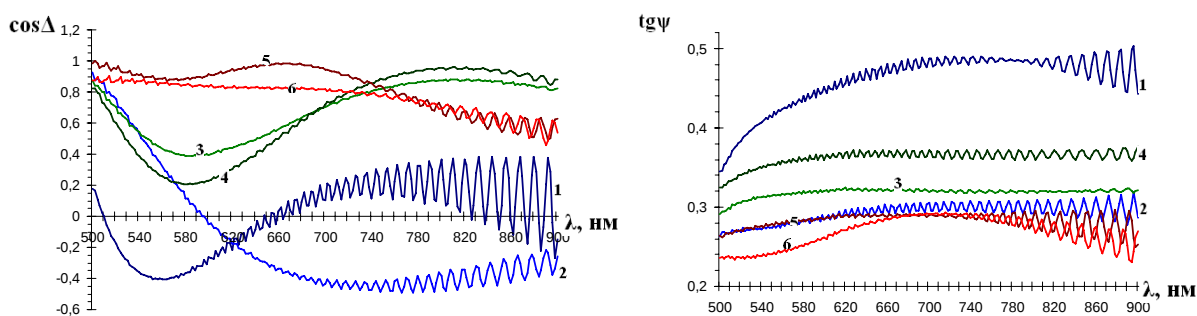
1) Качественно ход зависимости функции  $\cos\Delta$  для обеих поверхностей один и тот же (см. кр. 3, 4 на рис. 1 – 3)

2) Если сравнивать кривые для  $\cos\Delta$  исходной и соответственно с подобными кривыми облученной плёнки, то видно их существенное различие (форма, значение параметров).

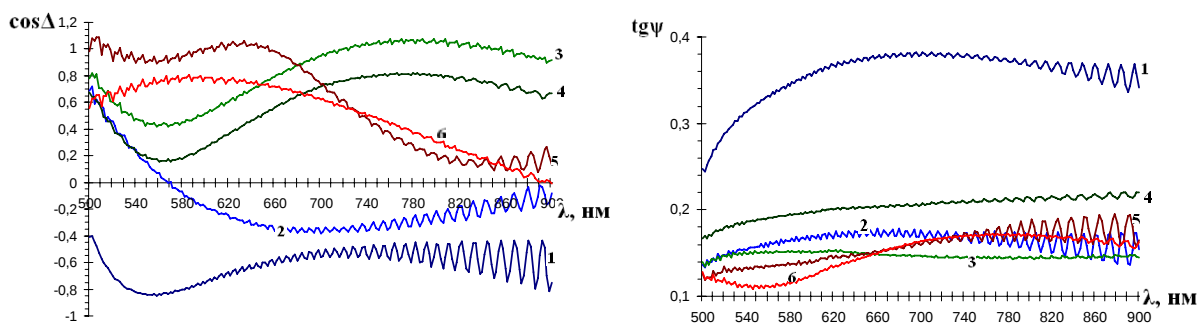
3) Что касается поведения зависимостей для функции  $\operatorname{tg}\psi$  в том же порядке, то о каких-либо больших различиях речи идти не может.



**Рис. 1.** Спектральные зависимости  $\cos\Delta$  и  $\text{tg}\Psi$  при угле падения  $\varphi = 75^\circ$ . Исходная плёнка: 1 – лицевая поверхность, 2 – тыльная поверхность. Модифицированные плёнки: а) плёнка, облученная ионами гелия с плотностью  $10^{13} \text{ см}^{-2}$ : 3 – тыльная поверхность, 4 – лицевая поверхность; б) плёнка, облученная ионами гелия с плотностью  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ , 5 – лицевая поверхность, 6 – тыльная поверхность.



**Рис. 2.** Спектральные зависимости  $\cos\Delta$  и  $\text{tg}\Psi$  при угле падения  $\varphi = 70^\circ$ . Исходная плёнка: 1 – лицевая поверхность, 2 – тыльная поверхность. Модифицированные плёнки: а) плёнка, облученная ионами гелия с плотностью  $10^{13} \text{ см}^{-2}$ : 3 – тыльная поверхность, 4 – лицевая поверхность; б) плёнка, облученная ионами гелия с плотностью  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ , 5 – лицевая поверхность, 6 – тыльная поверхность.



**Рис. 3.** Спектральные зависимости  $\cos\Delta$  и  $\text{tg}\Psi$  при угле падения  $\varphi = 65^\circ$ . Исходная плёнка: 1 – лицевая поверхность, 2 – тыльная поверхность. Модифицированные плёнки: а) плёнка, облученная ионами гелия с плотностью  $10^{13} \text{ см}^{-2}$ : 3 – тыльная поверхность, 4 – лицевая поверхность; б) плёнка, облученная ионами гелия с плотностью  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ , 5 – лицевая поверхность, 6 – тыльная поверхность.

Суммируя вышесказанное, можно предположить, что при облучении плёнок полиимида идет изменение в оптических характеристиках поверхностей с обеих сторон, причем у тыльной поверхности эти изменения более выражены. Возможно, что большей радиационной модификации подвергается области плёнки близкие к тыльной поверхности, так как при прохождении через плёнку полиимида ионы гелия теряя свою

энергию в верхних слоях в большей степени изменяют структуру нижнего слоя полиимида.

При увеличении плотности облучения ионами гелия до  $10^{16} \text{ см}^{-2}$  наблюдается:

1) Дальнейшее изменение спектральных зависимостей функции  $\cos\Delta$  по сравнению как с исходным образцом так и с облучённым ионами гелия с плотностью  $10^{13} \text{ см}^{-2}$  (см. кр. 5, 6 на рис. 1–3).

2) Различия для поверхностей остаются, но они относительно меньше, чем для двух предыдущих образцов.

3) Зависимости для функции  $\text{tg}\Psi$  никаких существенных изменений не претерпели ни по значениям функции ни по ходу кривых.

Это всё говорит о том, что при такой плотности излучения структура полиимида с обеих сторон меняется существенно, это может привести к значительному изменению оптических характеристик.

Таким образом, облучение ионами гелия приводит к изменению структуры плёнок полиимида при этом не идет их разрушение, а наоборот лицевая и тыльная стороны по своим оптическим характеристикам выравниваются.

### Список литературы

1. Горшков В.И. Эллипсометрия. – М.: Сов. Радио, 1974. 200с.
2. В. И. Ковалев, А.И. Руковишников, Приборы и Техника эксперимента.-2003.- №2.- Р. 164-167с.
3. Энциклопедия полимеров. Ред. коллегия: В.А. Кабанов (глав. ред.) [и др.] Т. 2– М.: Советская энциклопедия, 1974.
4. Гусев С. С., Старовойтов Л. Е., Рыжков О. В., Альхимович О. Б., Томов А. В., Пахоменко А. Н. Спектры поглощения полиимидов. Оптика неоднородных структур – 2007: материалы международной научно – практической конференции (2 – 3 октября 2007г.) - Могилёв: МГУ им. А. А. Кулешова, 2007. – с. 47 – 50.

## ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЖЕЛЕЗА: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ

Нагорных И. Л., Бурнышев И. Н.

ИПМ УрО РАН, г. Ижевск, РФ,  
[inburn@mail.ru](mailto:inburn@mail.ru)

К возможным механизмам изменения механических свойств металлических систем в присутствии водорода относят механизм атомной декогезии HEDE (Hydrogen-enhanced decohesion) и механизм усиленной водородом локальной пластичности металла HELP (Hydrogen-enhanced local plasticity). Существует еще третий основной механизм, связанный с образованием хрупких гидридов, однако он признан для железа не состоятельным.

Целью настоящей работы является исследование атомистики поведения систем Fe–H в наномасштабных областях на стадиях упругой, пластической деформаций, а также в процессе разрушения материала.

В работе проведен ряд численных расчетов методом классической молекулярной динамики. Расчеты проведены с использованием потенциалов межатомного взаимодействия в ЕАМ приближении.

Системы для моделирования формировались следующим образом. В идеальном кристалле ОЦК-Fe удаляли несколько полуплоскостей  $\{001\}$ ; получившийся объемный дефект представлял собой трещину. В область сформированного дефекта помещалось

различное количество атомарного водорода. Сформированная таким образом система подвергалась одноосному растяжению вдоль направления, перпендикулярного поверхностям, образующим трещину. Деформация изменялась поэтапно на 1% с последующей выдержкой в течение 3 ps. Расчеты показали, что такая выдержка является достаточной для релаксации системы, а именно, такие параметры как атомные напряжения, внутренняя энергия и постоянная решетки релаксируют к определенным средним постоянным значениям. Поэтому нагружение и деформация в подобном моделировании являются реализацией режима квазистатического нагружения, и высокая скорость деформирования ( $\sim 10^8/s$ ) является в определенной мере физически обоснованной для моделирования деформаций, так как времена релаксации в процессе деформирования на нано- и макроуровнях значительно отличаются. Деформации проводились до полного разрушения «образца». В процессе деформирования снимались диаграммы растяжения.

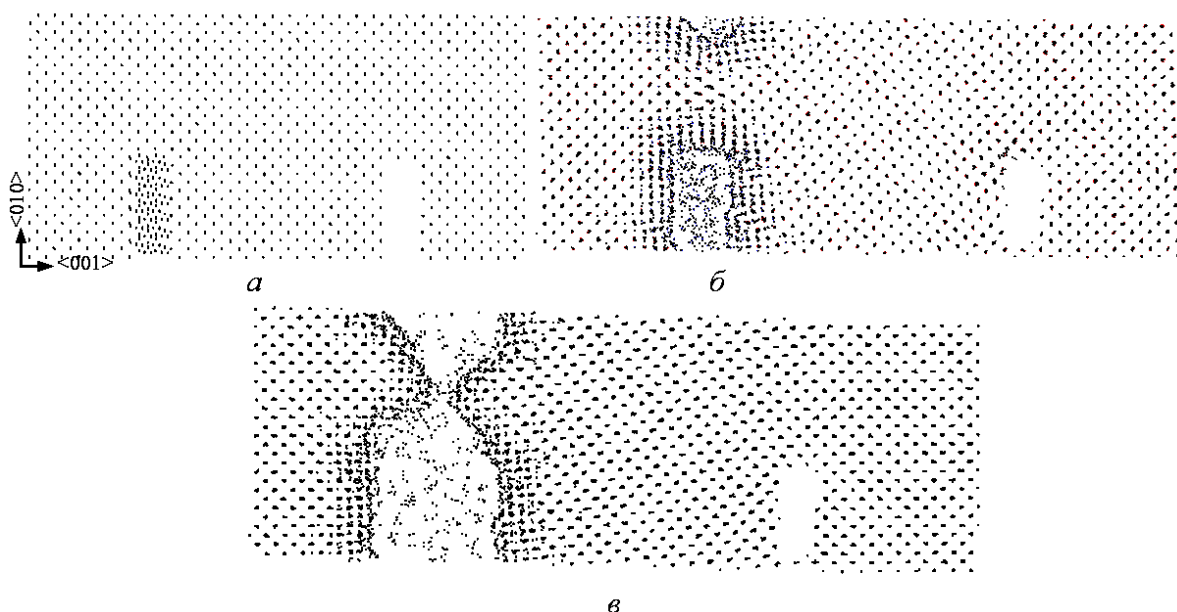
В работе применены потенциалы межатомного взаимодействия, предложенные в работе [1]. При составлении набора потенциальных функций для системы Fe–H авторы [1] использовали взаимодействие Fe–Fe из источника [2]. Особенно важно отметить, что потенциальные функции Fe–Fe [2] хорошо подогнаны как под свойства низкотемпературной ОЦК-фазы железа ( $\alpha$ -Fe), так и под свойства высокотемпературной ГЦК-фазы железа ( $\gamma$ -Fe). Данное обстоятельство особенно важно, поскольку ранее сообщалось [3] о появлении фазы  $\gamma$ -Fe в системе Fe–H при комнатной температуре. Кроме того, для сравнения все расчеты проведены с использованием EAM потенциалов [4].

Движение атомов рассчитывалось методом классической молекулярной динамики (МД) с применением скоростного алгоритма Верле с временным шагом интегрирования  $10^{-16}$  s. Для поддержания постоянных температуры и давления применялись термостат и баростат Берендсена с постоянной времени релаксации  $10^{-13}$  s. Расчеты проведены программными пакетами «LAMMPS» и «MDOMP», разработанных авторами настоящей работы.

На рис.1 представлены результаты моделирования деформаций кристалла, содержащего 2 трещины, в одной из которых находится 1440 атомов водорода. Трещины получены удалением 360 атомов Fe. Из рисунка видно разрушение материала при деформации, превышающей 30 %, а в области материала, содержащего трещину без водорода, следов разрушения не отмечено. При очень малой концентрации водорода в трещине качественная картина поведения системы Fe–H не изменяется, но для разрушения требуется большая деформация. Так, при количестве атомов водорода в трещине 100 аналогичное разрушение происходит при деформации  $\sim 50$  %.

Необходимо отметить, что во всех расчетах разрушению материала предшествовала стадия пластической деформации. Пластическая деформация в бездислокационных кристаллах обусловлена образованием двойниковых структур и перераспределением водорода в материале (диффузионной пластической деформацией), о чем речь пойдет ниже.

Для более подробного изучения влияния водорода на упругие и пластические свойства материала, систему, представленную на рис. 1, разделили на подсистемы. В каждой такой системе трещина образована удалением 360 атомов Fe. На рис. 2 представлены диаграммы растяжения таких систем. Из анализа диаграммы растяжения для системы, содержащей водород, следует, что стадия текучести, когда образец может деформироваться без приложения дополнительного внешнего напряжения, наступает при деформации 3 %. Стадия текучести обусловлена повышением растворимости водорода в тетрагональном железе в процессе деформирования, а также его перераспределением в вершине трещины. В системе без водорода текучесть (пластическая деформация) наступает при 7 % деформации.



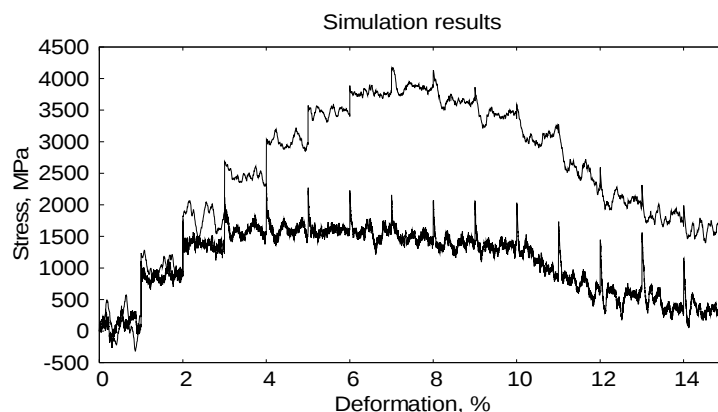
**Рис. 1.** Поведение кристалла при деформации: *а)* начальное состояние системы, *б)* деформация 25 %, *в)* деформация 33 %

Из анализа результатов расчетов можно сделать вывод, что в присутствии водорода снижаются напряжения, необходимые для образования двойников. Появление двойников значительно облегчает распространение трещины. Это обусловлено тем, что в сильно искаженных областях кристалла уменьшается сопротивление отрыву [5]. Во всех проведенных расчетах стадии разрушения всегда предшествовала стадия пластической деформации с образованием двойников. Это позволяет сделать вывод о том, что разрушение на наномасштабе в присутствии водорода происходит пластически. Причем пластическая деформация обусловлена как двойникованием, так и перераспределением атомов Н в вершине трещины.

В ходе работы были проанализированы свойства материала в вершине трещины, где концентрация водорода в твердом растворе максимальна. Прочность материала в данной области отличается не более чем на (30-40) % от теоретической прочности идеального кристалла Fe и составляет ~8 GPa. HEDE-механизм может иметь место в реальных металлах только тогда, когда прочность материала в вершине наводороженной трещины совпадает по порядку величины с пределом текучести металла [6] (25 МПа для чистого железа, 500–1000 МПа для сталей, подверженных водородной хрупкости). Полученная величина теоретической прочности наводороженного железа (7 ГПа) значительно превосходит предел текучести железа (25 МПа), следовательно, транскристаллитное разрушение по HEDE-механизму маловероятно.

Отсюда, можно предположить, что основным механизмом в охрупчивании систем на основе Fe при транскристаллитном разрушении является HELP-механизм, связанный с распространением трещины при участии дислокаций, или механизм, связанный с совместным действием HELP- и HEDE-механизмов. Тем не менее допускается, что HEDE-механизм в чистом виде может являться причиной интеркристаллитного разрушения, проходящего по границам зерен.

Снижение напряжений на диаграмме растяжения для системы Fe-H по сравнению с чистым Fe (рис. 2) связано с HEDE механизмом (в бездислокационном кристалле) и локальной диффузионной пластической деформацией. Разрушение в областях, близких к наводороженной области (рис. 1), обусловлено сильным локальным искажением решетки из-за присутствия водорода, что облегчает распространение трещины [5].



**Рис. 2.** Диаграммы растяжения систем Fe-H (нижняя кривая) и Fe (верхняя кривая)

### Список литературы

1. Нагорных, Бурнышев, Бесогонов. В печати
2. Chamati H., Papanicolaou N.I., Mishin Y., Papaconstantopoulos D.A. Embedded-atom potential for Fe and its application to self-diffusion on Fe(100) // Surface Science. 2006. № 600(9). P. 1793.
3. Баранов М.А., Дроздов А.Ю., Чудинов В.Г., Баянкин В.Я. Атомные механизмы развития микротрещины в чистых ГЦК и ОЦК металлах и с примесью водорода // Журнал технической физики. 2000. № 70 (4). С. 46
4. Wen M., Xu X-J., Fukuyama S, Yokogawa K. Embedded-atom-method functions for the body-centered-cubic iron and hydrogen// J. Mater. Res.2001, 16, p. 3496-3502.
5. Котречко С.А., Филатов А.В., Овсянников А.В. Атомистика разрушения ОЦК-металлов в нанобъемле // Металлофизика и новейшие технол., 27, 7, с.с. 875-887 (2006)
6. Баранов В.П., Сергеев Н.Н. Кинетика замедленного разрушения высокопрочных сталей в инертных и водородсодержащих средах // РЖ 19Б-2. Физическая химия (Кристаллохимия. Химия твердого тела. Газы. Жидкости. Аморфные тела. Поверхностные явления. Химия коллоидов), 22, 2006

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УПРУГИХ И МАГНИТОПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ФЕРРОМАГНИТНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ

**Ильясов Р. С. , Главатских М. Ю. \*, Бурнышев И. Н. \*\*, Лыс В. Ф. \*\***

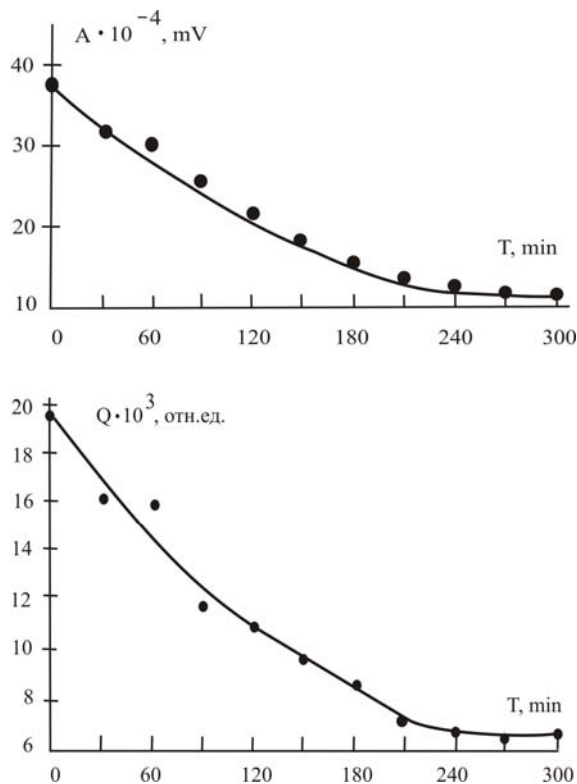
\* Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия,  
[emp@fti.udm.ru](mailto:emp@fti.udm.ru)

\*\* Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск, Россия,  
[inburn@mail.ru](mailto:inburn@mail.ru)

Разработка неразрушающих методов оценки степени наводороживания конструкционных материалов играет очень важную роль для предотвращения разрушений технических объектов водородной, атомной и ядерной энергетики, транспорта, химической и нефтегазовой промышленности, которые могут привести к техногенным катастрофам со значительными социально – экономическими последствиями. На сегодняшний день нельзя считать, что данная техническая проблема окончательно решена, хотя известно, что водород накапливающийся в металле изменяет целый ряд его физико-механических характеристик [1]. Для решения этой проблемы в данной работе принята попытка использования упругих и магнитоупругих характеристик, формирующих параметры двойного резонансного электромагнитно-акустического преобразо-

вания (ЭМАП). Суть явления ЭМАП заключается в электромагнитной генерации акустических волн в металлах за счет пондермоторных и магнитострикционных сил. Методы, основанные на ЭМАП, относятся к бесконтактным методам, позволяющим проводить диагностику в широком диапазоне температур и в процессе движения (сканирования) системы датчиков относительно объекта контроля. Основными параметрами ЭМАП, несущими информацию о структурных изменениях и о напряженно-деформированном состоянии, являются: амплитуда принятого сигнала после двойного преобразования ( $A$ ), прямо пропорциональная динамической магнитострикции; частота акустического резонанса ( $f$ ), прямо пропорциональная скорости и акустическая добротность ( $Q$ ).

Исследования влияния объемного катодного наводороживания, проведенного по стандартной методике [2] при токе  $15 \text{ mA/cm}^2$ , на параметры ЭМАП проводили на образцах сталей 20, 35 и 45, прошедших закалку и отпуск при температурах  $200^\circ$  и  $400^\circ\text{C}$ . Образцы были изготовлены в виде цилиндров диаметром 9 мм и длиной 96 мм; анализировались параметры двух резонансных частот – вблизи 80000 и 106000 Гц. Возбуждение и прием осуществлялось за счет магнитострикционного механизма с помощью проходных индуктивных катушек.



**Рис. 1.** Зависимость амплитуды  $A$  ЭМА сигнала и добротности  $Q$  стали 45 подвергнутой отпуску при  $400^\circ\text{C}$  от времени наводороживания

Обнаружено монотонное уменьшение в процессе наводороживания частоты резонанса, акустической добротности и амплитуды сигнала для всех без исключения сталей и режимов термической обработки. Характерное изменение амплитуды и добротности от времени наводороживания на примере образца стали 45, прошедшего отпуск при температуре  $400^\circ\text{C}$ , продемонстрировано на рис.1. Относительные изменения (в процентах) параметров ЭМАП для всех образцов при шестичасовом наводороживании приведены в сводной таблице.

Изменение частоты резонанса при 6 часовом наводороживании в зависимости от состава и режима термической обработки происходило в пределах 0,03–1,7 %, амплитуды - 30–75%, добротности – 30–65%. Как видно из таблицы, наиболее чувствительными параметрами к наводороживанию являются амплитуда сигнала ЭМАП и акустическая добротность. Незначительные изменения скорости, наблюдаемые при наводороживании, могут быть зафиксированы лишь при использовании резонансных методик, обеспечивающих погрешность измерения в рассматриваемом частотном диапазоне порядка 0,001%. При

реализации импульсных методик, наиболее часто используемых для контроля протяженных изделий, погрешность измерения скорости составляет около 0,05%, и этот параметр вряд ли может быть использован для диагностики степени наводороживания сталей данного класса. Тем не менее, данный параметр остается привлекательным для исследования физики процессов, происходящих при катодном наводороживании.

**Таблица**

|                | <b>T<sub>отп</sub></b> | <b>Сталь 20</b> | <b>Сталь 35</b> | <b>Сталь 45</b> |
|----------------|------------------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| $\Delta f$ (%) | 200 <sup>0</sup>       | 0.035           | 0.057           | 0.13            |
|                | 400 <sup>0</sup>       | 0.024           | 0.051           | 0.036           |
| $\Delta A$ (%) | 200 <sup>0</sup>       | 28              | 54              | 50              |
|                | 400 <sup>0</sup>       | 45              | 53              | 65              |
| $\Delta Q$ (%) | 200 <sup>0</sup>       | 46              | 32              | 45              |
|                | 400 <sup>0</sup>       | 44              | 50              | 63              |

Как видно из таблицы, наблюдается достаточно уверенная тенденция повышения чувствительности этих параметров к наводороживанию, в особенности для температуры отпуска 400<sup>0</sup>С, с увеличением процентного содержания углерода. К такому же результату, за исключением частоты резонанса, приводит повышение температуры отпуска. С повышением температуры отпуска изменение частоты при наводороживании менее выражено. В образцах, прошедших закалку без последующего отпуска, из-за высокого уровня внутренних напряжений наблюдался очень слабый уровень сигнала, что затруднило проведение всего комплекса измерений в процессе наводороживания. Удалось измерить лишь изменение частоты и амплитуды в стали 35. Эти измерения продемонстрировали наибольшие изменения параметров ЭМАП. для образцов, прошедших закалку. Например, для стали 35 при 6-часовом наводороживании изменение частоты составило 1.7 %, а амплитуды – 75%.

Исследование процессов релаксации после 6-часового наводороживания показало, что такое же время обезводороживания не приводит к полному восстановлению параметров ЭМАП. Примерно через сутки происходит практически полная релаксация этих параметров, что свидетельствует об отсутствии необратимых структурных изменений в процессе наводороживания. Монотонное уменьшение частоты и амплитуды при наводороживании, по аналогии с влиянием на эти параметры температуры отпуска [3], косвенно указывают на то, что основной причиной этих изменений является накопление внутренних напряжений.

#### **Список литературы**

1. Гельд П.В.,Рябов Р.А., Мохрачев Л.П. Водород и физические свойства металлов и сплавов. М.: Наука, 1985. С.155-209.
2. И.Н.Бурнышев, К.А. Абрамов .Об акустической эмиссии при наводороживании малоуглеродистой стали // Письма в ЖТФ.- 2009,- том 35, вып.2.- С. 90-94.
3. Ильясов Р.С., Величко В.В., Бабкин С.Э. Особенности электромагнитно-акустического преобразования в стали 30ХГСА, подвергнутой термической обработке // Дефектоскопия.- 2001, -№9. –С.34-45.

### **ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМОДИФУЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

**Бурнышев И. Н., Тарасов В. В.**

*ИПМ УрО РАН, г. Ижевск, РФ, [inburn@mail.ru](mailto:inburn@mail.ru)*

К недостаткам титановых сплавов следует отнести их невысокие показатели жаро-, износо- и коррозионной стойкости в ряде агрессивных сред. Одним из способов повышения этих характеристик титана и его сплавов является термодиффузионная обработка (ТДО). Анализ свойств химических соединений, образующихся при взаимо-

действии насыщающего элемента с титановой подложкой, показал, что высоким комплексом физико-механических свойств обладают силициды, алюминиды, карбиды, нитриды и карбонитриды титана, а также твердые растворы азота и углерода в титане. Силициды титана обладают высоким сопротивлением высокотемпературному окислению и коррозионной стойкостью; их микротвердость, превышающая 10 ГПа, обеспечивает высокую износостойкость, в том числе и в агрессивных средах. Алюминиды титана характеризуются как жаростойкие и жаропрочные материалы, а карбиды, нитриды и карбонитриды как износостойкие и коррозионностойкие. В настоящее время наибольшее распространение для упрочнения титана получило газовое азотирование и для его интенсификации предложены различные варианты ионной обработки. В данной работе рассмотрены наиболее перспективные процессы насыщения титана из порошковых сред такие, как силицирование, алитирование и азотонауглероживание.

Для реализации большинства разработанных способов ТДО из порошковых сред необходимы высокие температуры обработки, что может приводить к необратимому ухудшению механических свойств металла. С целью снижения температуры силицирования предложено вводить в состав насыщающей среды легкоплавкие металлы или металлы, образующие с кремнием низкотемпературную эвтектику. Наибольший эффект с точки зрения снижения температуры ТДО получен при силицировании в порошках кремния, меди и цинка. Обработка в таких средах позволяет получать при температурах (850-950) °С силицидные слои толщиной 40-120 мкм.

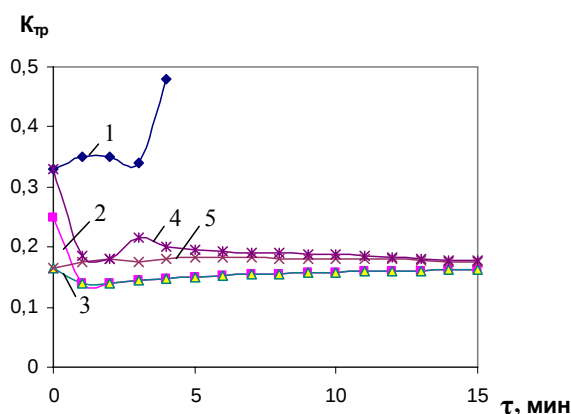
При азотонауглероживании в качестве углеродсодержащего вещества использовали стандартный карбюризатор, активированный уголь и графит, а в качестве источника азота – желтую кровяную соль и карбамид. Для интенсификации азотонауглероживания использовали ТДО в динамических средах, создаваемых при вращении контейнера с насыщающей смесью и упрочняемыми изделиями. Исследовано влияние скорости вращения контейнера, состава и количества насыщающей смеси на толщину азотонауглероженных слоев. Установлено, что максимальная скорость насыщения достигается при скоростях вращения, обеспечивающих в контейнере режим «переката» насыщающей смеси. Применение динамических сред позволило сократить время обработки в 1,5-2 раза. Фазовый состав полученных диффузионных покрытий после азотонауглероживания представлен карбонитридами, нитридами титана и твердым раствором азота, углерода и кислорода в титане. При ТДО в динамической среде без предварительного вакуумирования контейнера или без применения защитных газов диффузионные слои содержали повышенное количество кислорода, в частности, на упрочненной поверхности обнаружены следы оксидов титана, которые отсутствовали при насыщении в контейнере с плавким затвором.

Силицидные и алюминидные покрытия испытывали на жаростойкость при температурах (750-1000) °С. В результате проведенных испытаний показано, что при температурах (750-850) °С наибольшей стойкостью обладают алюминидные покрытия. При более высоких температурах наиболее стойкими к высокотемпературному окислению и термоциклированию являются силицидные покрытия, полученные насыщением из порошков кремния, меди и цинка.

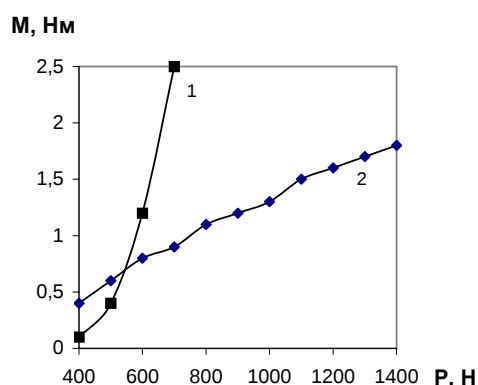
Коррозионная стойкость титановых сплавов с силицидными покрытиями в 80 %-ной серной кислоте повысилась на 2 порядка, а в концентрированной соляной кислоте – в 40-70 раз. Высокие показатели коррозионной стойкости получены после азотонауглероживания в контейнерах с плавким затвором. В этом случае потери массы сплавов в 40 %-ной серной кислоте после 600 часов испытаний составили 1,5-2 г/м<sup>2</sup>, а потери незащищенных сплавов после 400 часов испытаний составили 600-800 г/м<sup>2</sup>.

Испытания на износостойкость упрочненных образцов титановых сплавов проводили на машине трения 2070СМТ-1 и на multifunctionальном испытательном комплексе SRV. Установлено, что диффузионное силицирование повышает износостойкость в условиях механического и фреттинг-коррозионного изнашивания по сравнению

с оксидированием и карбооксидированием. Коэффициент трения силицированного сплава ВТЗ-1 в паре с бронзой составил 0,17. Коэффициент трения азотонауглероженного титана ВТ1-0 в паре с закаленной сталью У8 определяли при испытаниях по схеме диск – шарик (условия испытаний: температура 25 °С, нагрузка 50 Н, частота колебаний 50 Гц, амплитуда колебаний 1 мм). Испытания проводились в стандартной смазке И-20А и в смазках с добавками наноструктурных композиций (И-20Z, Ровелита 1). На образце без покрытия схватывание наблюдалось после 4 минут испытаний, что приводило к резкому возрастанию величины коэффициента трения от значения 0,34 до 0,5 (рис.1). На образцах, упрочненных азотонауглероживанием, наблюдалось интенсивное снижение коэффициента трения уже в первые минуты испытаний до величины 0,14 – 0,15. В смазках с наноструктурными модификаторами низкое значение коэффициента трения устанавливалось сразу же с началом испытаний и в дальнейшем практически не изменялось.



**Рис. 1.** Зависимость коэффициента трения от времени испытаний образцов без обработки (1,4) и после азотонауглероживания (2,3,5):  
1,2 – смазка И20-А; 3 – смазка И20-Z;  
4,5 – смазка Ровелита 1



**Рис. 2.** Зависимость момента трения сплава ВТ1-0 от нагрузки: 1 – без упрочнения, 2 – после азотонауглероживания

Момент трения определяли при испытаниях по схеме диск – колодка в смазке И-20А. На неупрочненных образцах увеличение нагрузки приводило к резкому росту момента трения и при нагрузке, равной 700 Н, наблюдалось схватывание (рис. 2). Момент трения на упрочненных совместным насыщением поверхности азотом и углеродом образцах линейно возрастал с увеличением нагрузки без признаков схватывания, что подтверждается исследованием топологии поверхности после испытаний.

Таким образом, разработанные диффузионные покрытия на основе силицидов титана могут быть рекомендованы для защиты титановых сплавов от высокотемпературного окисления, от коррозии в серной, соляной и фосфорной кислотах и от различных видов изнашивания. Азотонауглероживание титановых сплавов повышает износостойкость и коррозионную стойкость. Алуминидные покрытия надежно защищают титановые сплавы от высокотемпературного окисления до температур 900 °С.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 10-08-96028).*

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Шевченко Н. В., Тюменцев А. Н., Литовченко И. Ю., Корзников А. В.\*

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

*\*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

[Shevchenko\\_tasha@mail.ru](mailto:Shevchenko_tasha@mail.ru)

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследованы особенности структурно-фазовых превращений при формировании наноструктурных состояний аустенитной стали 02X17H14M2 после больших пластических деформаций прокаткой и кручением под давлением в камере Бриджмена при комнатной температуре.

На основании анализа зависимости последовательности структурных превращений от величины истинной логарифмической деформации выявляются три основные стадии деформации, приводящие в конечном итоге к формированию наноструктурного состояния.

I стадия  $e \approx 0,3-1$ . Стадия механического двойникования, приводящего к формированию когерентных двойниковых границ и микрополосовой двойниковой субструктуры с характерными размерами микрополос (микродвойников и междвойниковых прослоек) от нескольких сотых до нескольких десятых долей микрона.

II стадия  $e \approx 1-4$ . На этой стадии можно выделить два основных деформационных процесса: 1. Формирование в микрополосовой двойниковой структуре высокоэнергетических структурных состояний с высокими непрерывными разориентировками, границами с переменными векторами  $\theta$ , высокими локальными внутренними напряжениями и градиентами этих напряжений. 2. Интенсивная локализация деформации с образованием ПЛД с внутренней фрагментированной (субмикроструктурной) структурой с высокой плотностью высокоугловых границ с векторами разориентации  $\theta \approx 35^\circ \langle 110 \rangle$  и  $60^\circ \langle 110 \rangle$ . По мере увеличения степени деформации и плотности полос локализации деформации субструктура 1-го типа постепенно заменяется субмикроструктурной структурой этих полос и практически полностью исчезает при значениях  $e \geq 4$ .

III стадия  $e \approx (4-6)$ . При величинах  $e \geq 4$  происходят следующие изменения микроструктуры. 1. Уменьшение размеров фрагментов наноструктурного состояния. Увеличение  $e$  до (5,5-6) приводит к формированию наноструктурного состояния, в котором относительная доля нанозерен размерами менее 100 нм достигает 80 %. 2. Образование субмикроструктурных, содержащих  $\epsilon$ -мартенсит и нанодвойники деформации.

Предполагается, что образование нанодвойников деформации механизмами обратимых структурных ( $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ ) превращений мартенситного типа и является результатом фазовой нестабильности  $\gamma$ -аустенита в полях высоких локальных напряжений, формирующихся при пластической деформации высокопрочного наноструктурного состояния.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта МК-2909.2009.8.*

# ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М. Х.

*Учреждение Российской академии наук, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия,  
[msia@mail.ru](mailto:msia@mail.ru)*

## Введение

Развитие машиностроения и авиастроения, в частности, требует создания новых ресурсосберегающих, экологически безопасных технологических процессов, использующих прогрессивные материалы с высокими эксплуатационными свойствами. Сварка давлением относится к перспективным технологиям машиностроения, и ее эффективность может быть существенно повышена при использовании явления сверхпластичности [1]. Ускоренное формирование соединения в твердом состоянии с достижением уровня свойств основного материала обеспечивается при условии максимальной реализации в процессе деформационной обработки основного механизма сверхпластичности – зернограницного проскальзывания [2]. Появление наноструктурных материалов [3] повышает актуальность использования сварки давлением в сверхпластичном состоянии как одной из наиболее приемлемых технологий их обработки для достижения высоких механических свойств изделий, полученных твердофазным соединением двух или одновременно нескольких заготовок.

## Материал и методика исследования

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 системы Ti–Al–V стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. Объемные заготовки наноструктурированного сплава были получены методом интенсивной пластической деформации (ИПД), согласно известным режимам [3]. Средний размер зерен для сплава не превышал 0,16 мкм, что позволяло рассматривать это состояние как близкое к нанокристаллическому. Перевод сплава в наноструктурированное состояние приводит к уменьшению размера зерен и к увеличению суммарных протяженностей неравновесных границ, что обеспечивает значительную активизацию диффузионных процессов.

Соединение в состоянии сверхпластичности (СП) осуществляли сваркой давлением (осадкой установленных друг на друга цилиндрических образцов) в вакууме  $2 \times 10^{-3}$  Па на установке «АЛА-ТОО (тип ИМАШ 20-78)» в температурном интервале 600...800°C при скорости деформации  $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Часть образцов соединяли в специальной оснастке за счет термонатяга в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16–ИЗ-УХЛЧ.1 при остаточном давлении воздуха  $2 \times 10^{-3}$  Па.

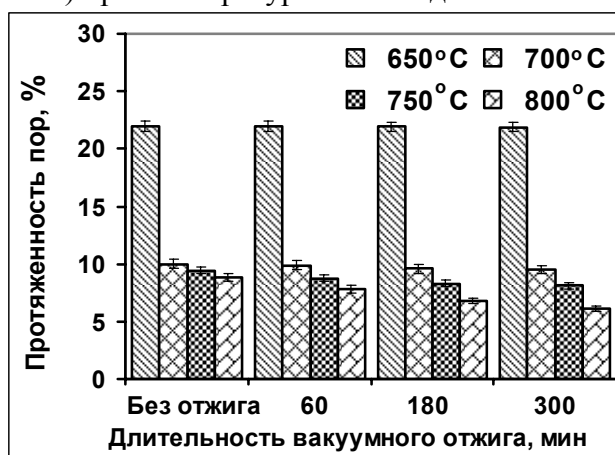
Качество соединения оценивали как по относительной объемной доле пор в поперечном сечении зоны соединения, так и по результатам механических испытаний.

Механические свойства исследуемого сплава определяли растяжением при комнатной температуре не менее 3-х образцов.

Структурное состояние сплава изучали с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2000 EX, а состояние поверхности - на сканирующем электронном микроскопе JSM-840. Средний размер зерен определяли методом секущих [4]. Для механических испытаний использовали универсальную машину фирмы «Инстрон» модели 1185.

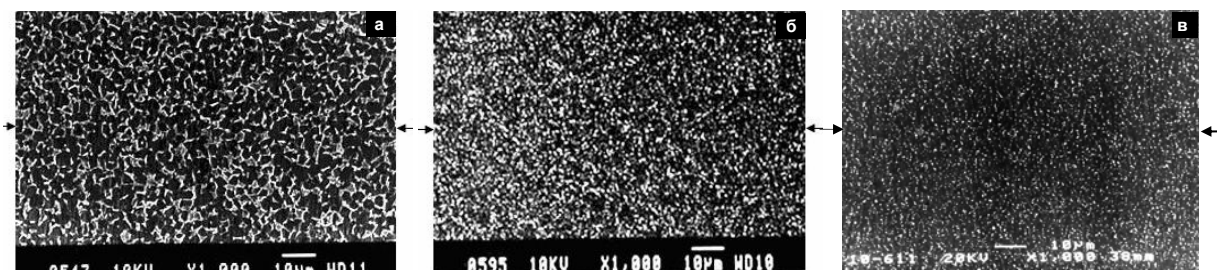
## Результаты и их обсуждение

Для изучения влияния вакуумного отжига получали образцы за счет термонатяга с фиксированной пористостью в зоне соединения, которые затем выдерживали в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16–ИЗ-УХЛЧ.1 в течение различного времени (60, 180 и 300 мин.) при температурах от 650 до 800°C.



**Рис. 1.** Изменения протяженности пор в зависимости от времени вакуумного отжига наноструктурированного титанового сплава ВТ6

пературном интервале 800...700°C со степенью деформации в пределах 5% получили качественное твердофазное соединение (ТФС) (рис. 2 а и б). Металлографические исследования согласуются с результатами испытаний на прочность. С уменьшением влияния температурно-временного фактора возможно сохранить не только структуру, но и прочность наноструктурированного сплава ВТ6. При этом прочность сварных соединений при степени деформации 5% показала наиболее высокие значения, чем при 15% (рис. 3 а и б) [6].

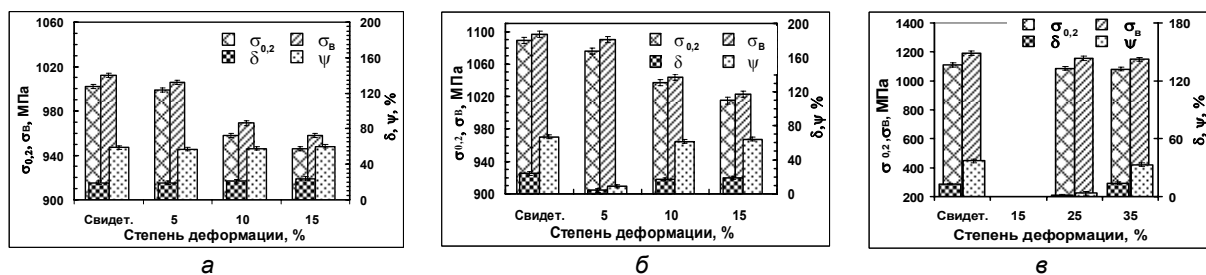


**Рис. 2.** Микроструктура зоны ТФС наноструктурированного сплава ВТ6 после сварки давлением: а) при 800°C; б) при 700°C и в) при 600°C

Металлографические исследования показали, что при 650°C и 600°C возможно получение ТФС без пор, однако соединяемые поверхности разделены тонким слоем оксидной пленки толщиной около 20 нм. Наличие оксидной пленки негативно сказывается на механических свойствах ТФС. Как показал структурный анализ, качество ТФС определяется величиной деформации при соединении заготовок (рис. 2 в). В этой связи сваркой давлением были получены образцы при различной степени деформации в зоне ТФС и выполнена оценка их механических свойств.

Как показали результаты эксперимента (рис. 1), при исследованных температурах исходная пористость твердофазного соединения изменяется практически слабо. При пониженных температурах поры не меняются в размерах за исключением очень мелких пор, которые существенно меньше, чем размер зерна. С увеличением температуры и времени выдержки начинают интенсивно зализываться микропоры, но выдержка не должна быть слишком большой, чтобы не допустить нежелательного изменения исходной структуры свариваемых деталей [5].

При сварке давлением в условиях низкотемпературной СП в тем-



**Рис. 3.** Механические свойства наноструктурированного сплава ВТ6 после сварки давлением при температурах 800°C (а), 700°C (б) и 600°C (в)

Механические испытания показали, что с увеличением степени деформации при соединении заготовок пористость заметно уменьшается и увеличивается прочность соединенных образцов.

Как показали эксперименты, в образцах, соединенных при температуре 650°C, оксидные пленки и поры отсутствуют уже после деформации  $\varepsilon=25\%$ , а при снижении температуры до 600°C требуемая степень деформации для достижения качественного ТФС возрастает до  $\varepsilon = 35\%$ . Механические свойства сваренных заготовок при комнатной температуре соответствуют свойствам основного материала (рис. 3 в) [7].

Из проведенных исследований следует, что количество пор и их распределение в зоне соединения двухфазного титанового сплава ВТ6 зависит от структурного состояния материала.

Таким образом, результаты базовых экспериментов по твердофазному соединению заготовок наноструктурированного сплава ВТ6 в условиях проявления низкотемпературной СП привели к улучшению свариваемости сплавов давлением, сопровождающемуся повышением качества сварного соединения.

### Список литературы

1. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984, 264 с.
2. Лутфуллин Р.Я. Сверхпластическая деформация – основа для разработки структурно – структурно-контролируемых технологических процессов соединения материалов в твердом состоянии. Труды Международной научной конференции «Современное состояние теории и практики сверхпластичности материалов», Уфа, 2000, с. 67-74.
3. Кайбышев О.А., Салищев Г.А., Галеев Р.М. и др. Способ обработки титановых сплавов. Патент Российской Федерации №2134308.
4. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976, 271 с.
5. Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я. Влияние деформации и отжига на соединение в твердой фазе наноструктурного титанового сплава ВТ6 // XXVIII Российская школа по проблемам науки и технологий, г. Миасс, 2008.
6. Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я. Формирование твердофазного соединения наноструктурированного титанового сплава ВТ6 // 47 Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» Материалы конференции. Часть 2.- Н. Новгород. 2008-390 с.
7. Мухаметрахимов М.Х. Микроструктурные изменения и механические свойства твердофазного соединения титанового сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной сверхпластичности. В кн.: Прогрессивные методы и технологическое оснащение процессов обработки металлов давлением, СПб., 2009, с. 117- 120.

# УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ОБРАЗЦОВ ИЗ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕРМОКОМПРЕССИОННОЙ СВАРКОЙ

Мухаметрахимов М. Х., Лутфуллин Р. Я.

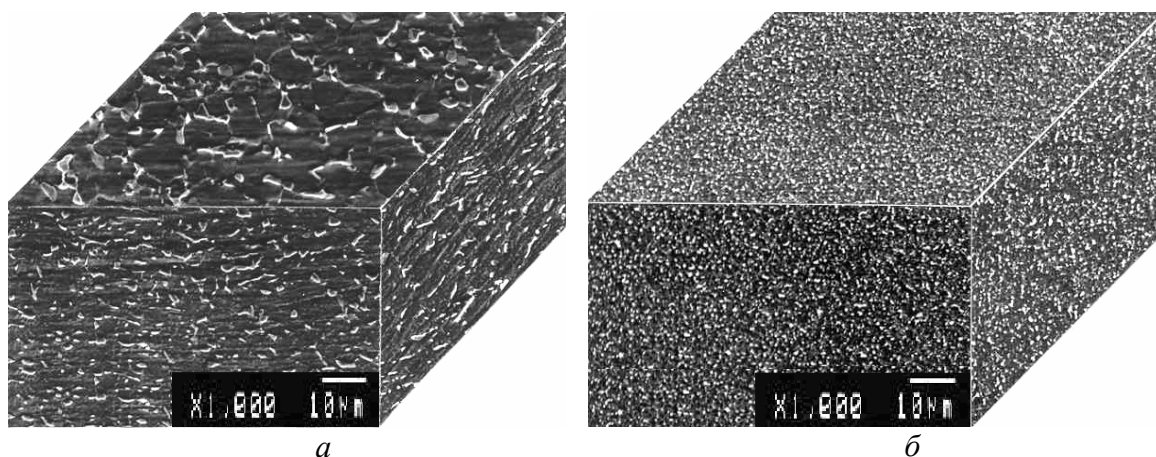
*Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности  
металлов РАН, г. Уфа, Россия,  
[msia@mail.ru](mailto:msia@mail.ru)*

## Введение

Известно [1,2], что сваркой давлением возможно получение твердофазного соединения (ТФС) с высокими механическими свойствами, приближенными к свойствам основного металла. Сварка давлением титановых сплавов при небольшой макропластической деформации ведет к пониженной ударной вязкости ТФС при отсутствии в зоне соединения оптически видимых дефектов типа микропор [3]. В этой связи провели исследование строения изломов сварных образцов с различной стадией формирования твердофазного соединения [4], а также монолитных образцов из титанового сплава ВТ6.

## Материал и методика исследования

Материалом для исследования был выбран двухфазный титановый сплав ВТ6. Исходные заготовки сплава имели микrokристаллическую (МК) структуру со средним размером зерен 3 мкм (рис. 1а). В результате всесторонней изотермическойковки указанных заготовок при пониженных температурах в них была сформирована наноструктура со средним размером зерен около 0,2 мкм [5] (рис. 1б).



**Рис.1.** Исходная микроструктура сплава ВТ6: а) МК; б) НС

Сварку давлением осуществляли в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16–ИЗ–УХЛЧ.1 при остаточном давлении  $2,0 \times 10^{-3}$  Па с использованием специальной оснастки, обеспечивающей реализацию эффекта «термонатяга».

Для получения твердофазных соединений с различным уровнем ударной вязкости сваривали наноструктурные (НС) заготовки из титанового сплава ВТ6 в температурном интервале 600...850°C. Испытания на ударный изгиб осуществляли на маятниковом копре RPSW 150/300 фирмы «SCHENCK TREBEL». Из сварных заготовок готовили образцы Менаже с расположением линии надреза по линии соединения. Испытания на ударный изгиб, как общеизвестно, наиболее объективно выявляют качество ТФС. Для

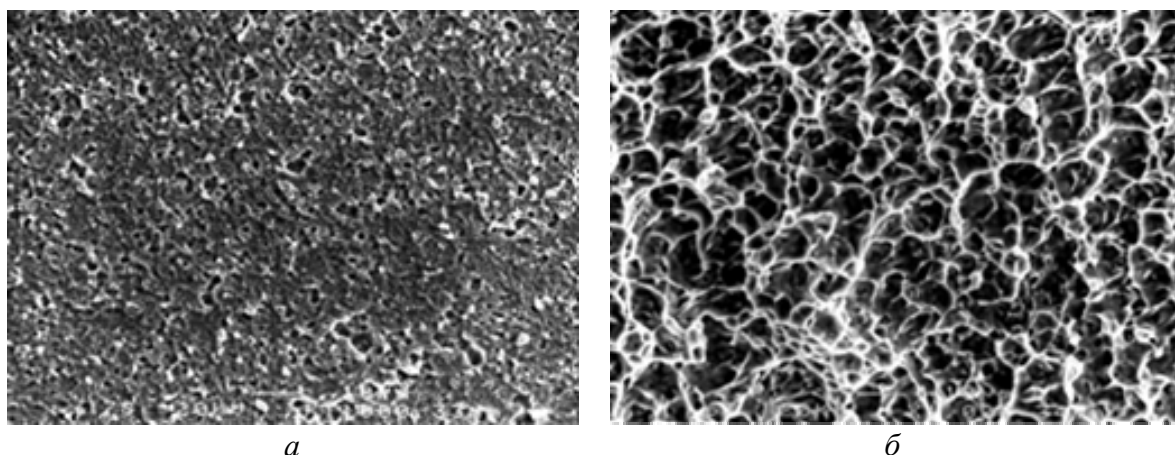
сравнительной оценки свойств испытывали на ударный изгиб и монолитные образцы-свидетели, которые подвергали тем же условиям деформационно-термической обработки, что и сварные образцы.

### Результаты и их обсуждение

Электронно-фрактографический анализ показал, что после термокомпрессионной сварки (ТКС) при температуре 600°C поверхность разрушения образцов остается плоской с ярко выраженными следами рельефа от механической обработки, указывающими на незавершенность процесса формирования ТФС. Их ударная вязкость составила 0,02 МДж/м<sup>2</sup>, что по техническим условиям ( $KCU = 0,2$  МДж/м<sup>2</sup>) ниже свойств, установленных для титанового сплава ВТ6. С увеличением температуры ТКС до 650°C изломы по зоне ТФС характеризуются ямочным видом поверхности разрушения и значительной неоднородностью в распределения ямок (рис. 2а).

После ТКС при температуре 700°C в изломе соединенных образцов четко выявляются центры активного адгезионного схватывания. При дальнейшем повышении температуры ТКС достигается качественное соединение (рис. 2б) с показателем ударной вязкости, близкой к уровню основного металла.

Таким образом, увеличение температуры ТКС с 600 до 800°C повышает ударную вязкость соединенных образцов НС титанового сплава ВТ6. Ударная вязкость при этом возрастает до значений ударной вязкости исходного материала (0,35 МДж/м<sup>2</sup>).

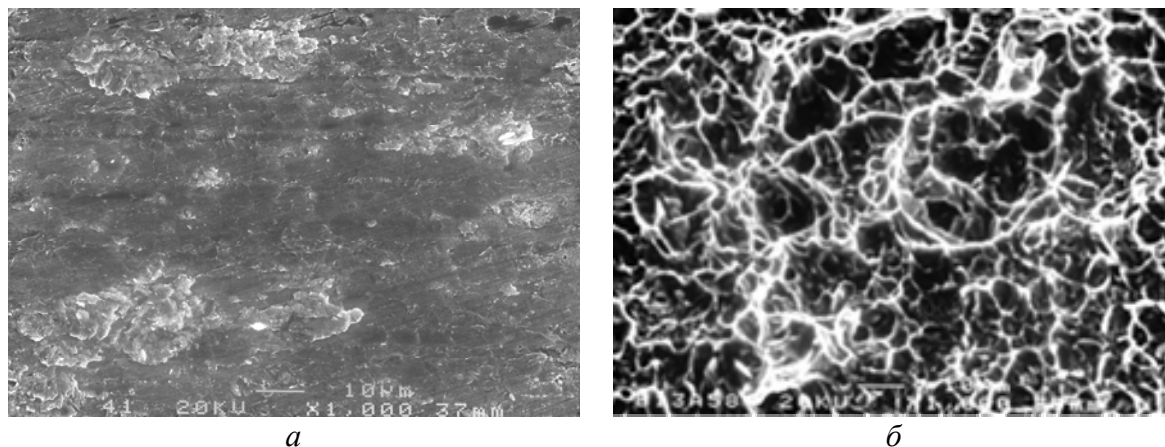


**Рис. 2.** Фрактограммы поверхности разрушения соединенных ТКС образцов НС сплава ВТ6 при 650°C (а) и 800°C (б) после испытаний на ударный изгиб

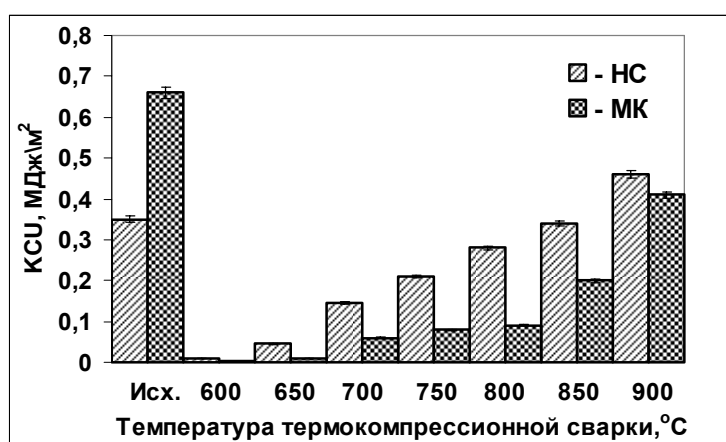
Для сравнительных исследований заготовки с МК структурой соединяли ТКС в температурном интервале 650...900°C. Испытаниями на ударный изгиб выявлено, что после ТКС при 650°C в зоне ТФС присутствует неполностью растворенная оксидная пленка и видны участки адгезионного схватывания по зернам  $\beta$ -фазы. Это согласуется с наблюдаемой картиной разрушения сварных соединений (рис. 3а).

Увеличение температуры ТКС до 750°C приводит к формированию в зоне соединения отдельных очагов взаимодействия между соединяемыми поверхностями. И только с повышением температуры ТКС до 850-900°C происходит формирование полноценного соединения. Разрушение соединения происходит по механизму возникновения, роста и слияния микропустот, что приводит к вязкому чашечному излому (рис. 3б).

На рис. 4. показано изменение ударной вязкости соединений сплава ВТ6 в зависимости от температуры ТКС.



**Рис. 3.** Фрактограммы поверхности разрушения соединенных ТКС образцов МК сплава ВТ6 при 650°C (а) и 900°C (б) после испытаний на ударный изгиб



**Рис. 4.** Ударная вязкость соединенных ТКС образцов из НС и МК титанового сплава ВТ6.

Таким образом, проведенные исследования выявили четкую взаимосвязь между величиной ударной вязкости и строением излома в зоне соединения титанового сплава ВТ6 с различной исходной структурой.

### Список литературы

1. Kaibyshev O.A., Lutfullin R. Ya., Berdin V.K. The effect of superplasticity on the solid state weldability of the titanium alloy Ti-4, 5Al-3Mo-1V// Acta metallurgica. 1994. V.42. P.2609.
2. Гельман, А. С. Основы сварки давлением – М.: Машиностроение, 1970. – 312 с.
3. Гельман, А. А. Оптимальные параметры диффузионной сварки титановых сплавов различного фазового состава // Автоматическая сварка. – 1977. № 4. С. 53-58.
4. Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я. Прочность твердофазного соединения наноструктурированного титанового сплава ВТ6 // Материалы V международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций», Оренбург, 2008. Т.1. С. 270-274.
5. Кайбышев О.А., Салищев Г.А., Галеев Р.М. и др. Способ обработки титановых сплавов. Патент Российской Федерации №2134308.

# ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЕССВИНЦОВЫХ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА НАТРИЙ-ВИСМУТОВОГО ТИТАНАТА ( $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{xA}_{(1-x)}\text{TiO}_3$ )

Акимов А. И., Савчук Г. К., Летко А. К., Степанова Л. И.\*

ГНПО “Научно-практический центр НАН Беларуси по материаловедению”,  
г. Минск, Республика Беларусь, [akimov@ifttp.bas-net.by](mailto:akimov@ifttp.bas-net.by)

\*Научно-исследовательский институт физико-химических проблем БГУ,  
г. Минск, Республика Беларусь

## Введение

В связи с ограничениями по использованию соединений свинца, которые приняты в США, Японии и ряде европейских стран, исследованию пьезоэлектрических керамических материалов, не содержащих свинца, в настоящее время уделяется повышенное внимание.

Согласно литературным данным [1-2], наиболее вероятной альтернативой свинец-содержащей пьезокерамике являются керамические материалы на основе твердого раствора  $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3$  (NBT), которые с успехом могут быть использованы в качестве пирро- и пьезоэлектрических датчиков.

NBT – сегнетоэлектрик-релаксатор, для которого характерно существование ниже  $200^\circ\text{C}$  ромбоэдрической фазы, выше  $350^\circ\text{C}$  и до  $520\text{--}540^\circ\text{C}$  тетрагональной и выше  $540^\circ\text{C}$  кубической. Переход из кубической в тетрагональную фазу не сопровождается аномалиями диэлектрической проницаемости. Фазовая природа области  $200\text{--}350^\circ\text{C}$  до настоящего времени не ясна. Данные рентгеноструктурного и нейтронографического анализов свидетельствуют о возможности сосуществования в этой области температур ромбоэдрической и тетрагональной фаз.

Изменить диэлектрические свойства сегнетоэлектрика NBT, а, следовательно, и свойства керамик на его основе, степень размытия температурной зависимости его диэлектрической проницаемости ( $\epsilon$ ), избежать аномалий, связанных с переходом ромбоэдрической в тетрагональную фазу, возможно вводя добавки, в качестве которых могут быть использованы твердые растворы или соединения, обладающие сегнетоэлектрическими свойствами.

Целью данной работы являлось изучение характера изменения физических свойств бессвинцовых керамик на основе модифицированного твердого раствора натрий-висмутового титаната ( $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{xA}_{(1-x)}\text{TiO}_3$ , где A – Sr, Cd, Sb, Y).

## Экспериментальная часть

Бессвинцовые керамические пьезоэлектрические материалы на основе ( $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{xA}_{(1-x)}\text{TiO}_3$  ((NB) $_{0.5}$ A $_{0.5}$ T)) были получены в ЛЭК НПО “НПЦ НАН Беларуси по материаловедению” г. Минск.

Для синтеза твердых растворов ( $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{xA}_{(1-x)}\text{TiO}_3$  в качестве исходных реактивов использовались высокочистые оксиды и карбонаты:  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{SrCO}_3$ ,  $\text{CdO}$ ,  $\text{Sb}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$ . Для получения керамики состава ( $\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{xA}_{(1-x)}\text{TiO}_3$  сначала производился синтез твердых растворов NBT и  $\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3$  (SBT), температуры синтеза которых составляли  $800\text{--}850^\circ\text{C}$  и  $1050\text{--}1150^\circ\text{C}$  соответственно. Затем синтезированные порошки NBT и SBT взвешивались в определенных соотношениях ( $x=0, 0.5, 0.6, 0.65, 0.7$ ), перетирались в среде изопропилового спирта, высушивались и прессовались при давлении 100 МПа в таблетки диаметром 8 или 12 мм. Спекание керамик системы  $x\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3\text{--}(1-x)\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3$  осуществлялось при температурах ( $1180\text{--}1220$ )  $^\circ\text{C}$ .

Легирование твердого раствора NBT ионами кадмия (Cd), иттрия (Y) и сурьмы (Sb) производилось на стадии спекания керамик. Фазовый состав получаемых образцов

после синтеза и спекания контролировался с помощью рентгенофазового анализа, который производился в  $\text{CuK}\alpha$  излучении в диапазоне углов  $10\text{--}70^\circ$ . Наблюдение морфологии поверхности и определение размеров зерен керамик осуществлялось с помощью растрового электронного микроскопа марки LEO фирмы «Карл Цейсс». Диэлектрические измерения проводились по стандартной методике на частоте  $1\text{кГц}$  с помощью моста Е7-8.

### Результаты и их обсуждение

Рентгеновские дифракционные исследования показали, что полученные керамики однофазные и представляют собой твердые растворы  $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_x\text{A}_{(1-x)}\text{TiO}_3$ , имеющие при комнатной температуре ромбоэдрическую структуру (рис. 1а).

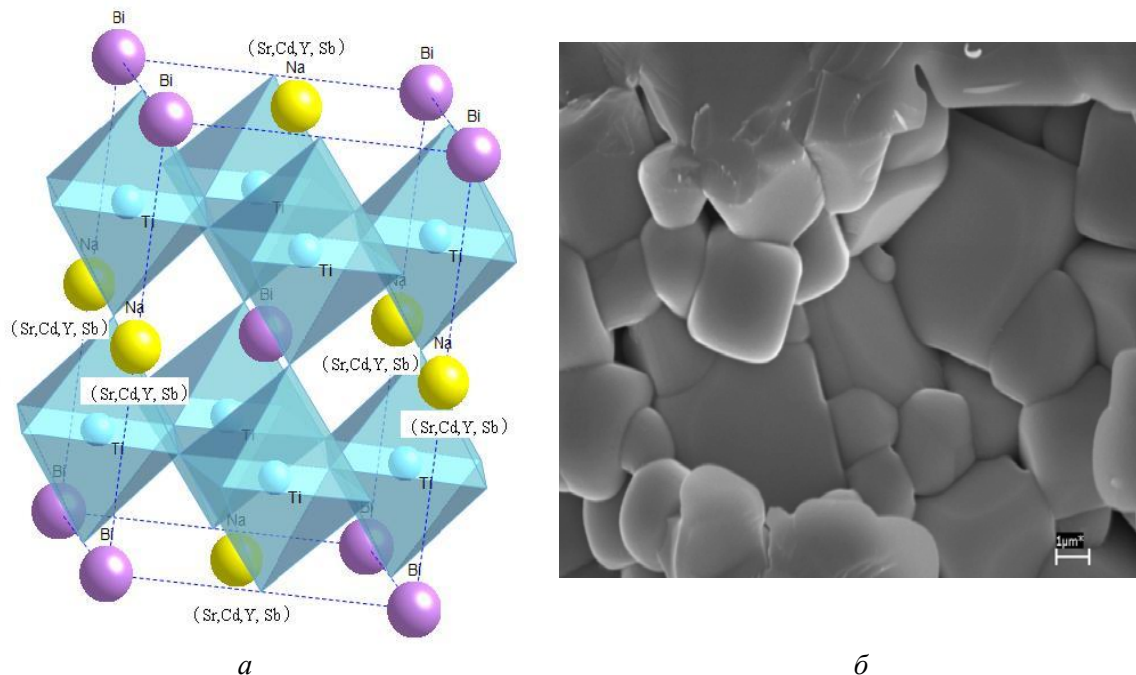


Рис. 1. Вид кристаллической (а) и микроструктур (б) керамик системы  $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_x\text{A}_{(1-x)}\text{TiO}_3$

С помощью электронной микроскопии (рис.1б) установлено, что керамические образцы  $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_x\text{A}_{(1-x)}\text{TiO}_3$  имеют плотную упаковку зерен с размерами  $1\text{--}5\text{ мкм}$  и плотностью, составляющей  $97\text{--}98\%$  от теоретической. Результаты температурных исследований диэлектрических свойств керамик состава  $x\text{NBT} - (1-x)\text{SBT}$  приведены на рис.2, а керамик состава  $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_x\text{A}_{(1-x)}\text{TiO}_3$  ( $\text{A} = \text{Cd}, \text{Sb}, \text{Y}$ ) – на рис.3.

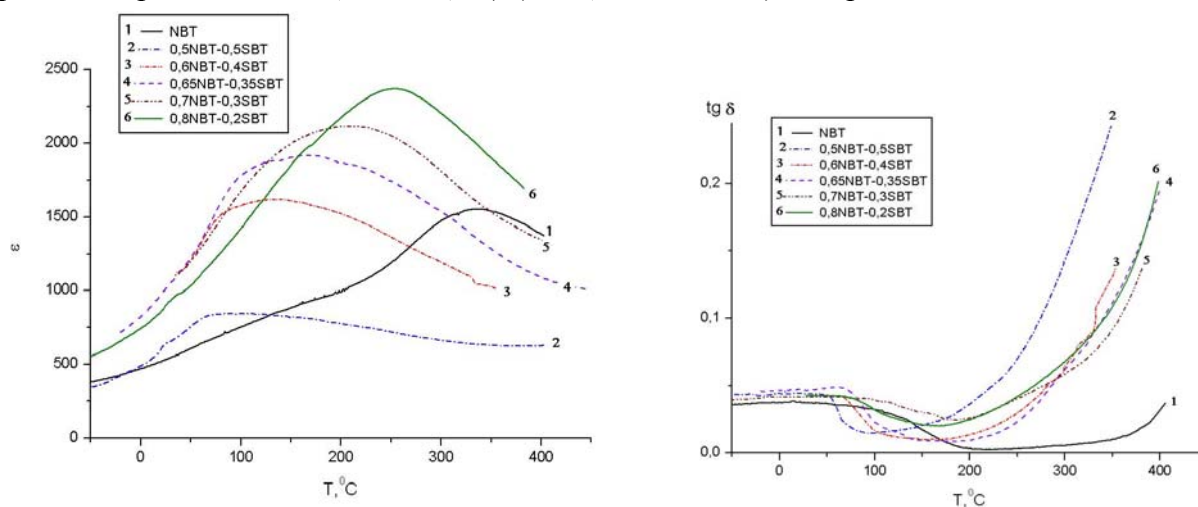


Рис. 2. Температурные зависимости  $\epsilon$  и  $\text{tg}\delta$  керамик системы  $x\text{NBT} - (1-x)\text{SBT}$

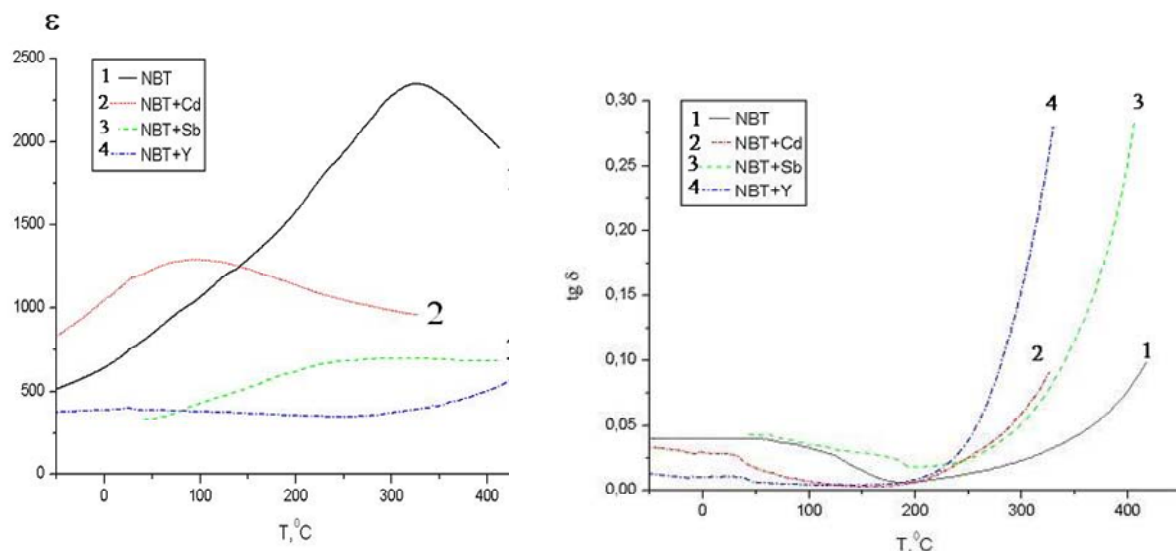


Рис. 3. Температурные зависимости  $\epsilon$  (а) и  $\text{tg}\delta$  (б) керамик  $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_x\text{A}_{(1-x)}\text{TiO}_3$  ( $\text{A}=\text{Cd}, \text{Sb}, \text{Y}$ )

Из анализа зависимостей  $\epsilon(T)$  (рис.2) следует, что для керамик состава  $x\text{NBT} - (1-x)\text{SBT}$  наибольшую степень размытости  $\epsilon_{\text{max}}$  имеют составы с  $x=0.5$ . Согласно дан-

| Состав          | $T_{\text{к}}, ^{\circ}\text{C}$ | $\epsilon_{\text{при } T=20^{\circ}\text{C}}$ | $\epsilon_{\text{при } T_{\text{к}}}$ |
|-----------------|----------------------------------|-----------------------------------------------|---------------------------------------|
| BNT             | 337                              | 530                                           | 1553                                  |
| 0.8BNT-0.2BST   | 253                              | 900                                           | 2370                                  |
| 0.7BNT-0.3BST   | 210                              | 1070                                          | 2117                                  |
| 0.65BNT-0.35BST | 167                              | 1000                                          | 1917                                  |
| 0.6 BNT-0.4 BST | 133                              | 1060                                          | 1620                                  |
| 0.5 BNT-0.5BST  | 107                              | 630                                           | 842                                   |

ным, приведенным в таблице, концентрационная зависимость температуры  $T_{\text{к}}$  максимума  $\epsilon(T)$  для керамик  $x\text{NBT}-(1-x)\text{SBT}$  с увеличением содержания SBT носит линейно спадающий характер, что говорит о композиционной упорядоченности ионов Sr и Bi.

Для керамик состава  $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_x\text{A}_{(1-x)}\text{TiO}_3$  ( $\text{A} = \text{Cd}, \text{Sb}, \text{Y}$ ) характерно сильное размытие максимумов  $\epsilon(T)$ , при этом при наличии ионов Cd и Y эта размытость наблюдается в области комнатных температур, что представляет большой интерес с точки зрения практического применения.

### Выводы

Проведенные исследования показали, что наличие в твердом растворе NBT ионов стронция  $\text{Sr}^{+2}$  изменяет характер упорядочения в расположении ионов  $\text{Na}^{+}$  и  $\text{Bi}^{+3}$ , что в свою очередь приводит к сужению областей существования ромбоэдрической, тетрагональной и кубической фаз системы  $x\text{NBT}-(1-x)\text{SBT}$ . Установлено, что керамики состава  $(0.63-0.66)\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5}\text{TiO}_3-(0.37-0.34)\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3$  имеют наиболее высокие значения диэлектрических и пьезоэлектрических параметров, которые составляют:  $\text{tg}\delta=0.013 - 0.009$ ,  $\epsilon_{\text{при } T=20^{\circ}\text{C}}=1200-1500$ ,  $d_{31}=(370-400)\cdot 10^{-12}$  Кл/Н,  $k_p=0.4-0.58$ . Показано, что наличие ионов Y в твердом растворе NBT приводит к одновременному снижению как  $\epsilon$ , так и  $\text{tg}\delta$ . При легировании керамик NBT ионами Cd наблюдается рост значения  $\epsilon_{\text{при } T=20^{\circ}\text{C}}$  и снижение тангенса диэлектрических потерь, в то время как ионы Sb  $\epsilon$  снижают, а  $\text{tg}\delta$  увеличивают.

### Список литературы

1. Suchanicz J., Gavchin M.G., Kudzin A.Yu. et. al. J. Materials Science. 2001. V.36. P 1981-1985.
2. Chune Peng, Jing-Feng Li, Wen Gong. Materials Letters. 2005. V.59, P 1576-1580.

# ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ В УСЛОВИЯХ КРАЙНЕГО СЕВЕРА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ТРУБ

Сыромятникова А. С., Трифонов Н. В., Гуляева Е. М.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН,  
г. Якутск, Россия,  
[sas@iptpn.ysn.ru](mailto:sas@iptpn.ysn.ru)

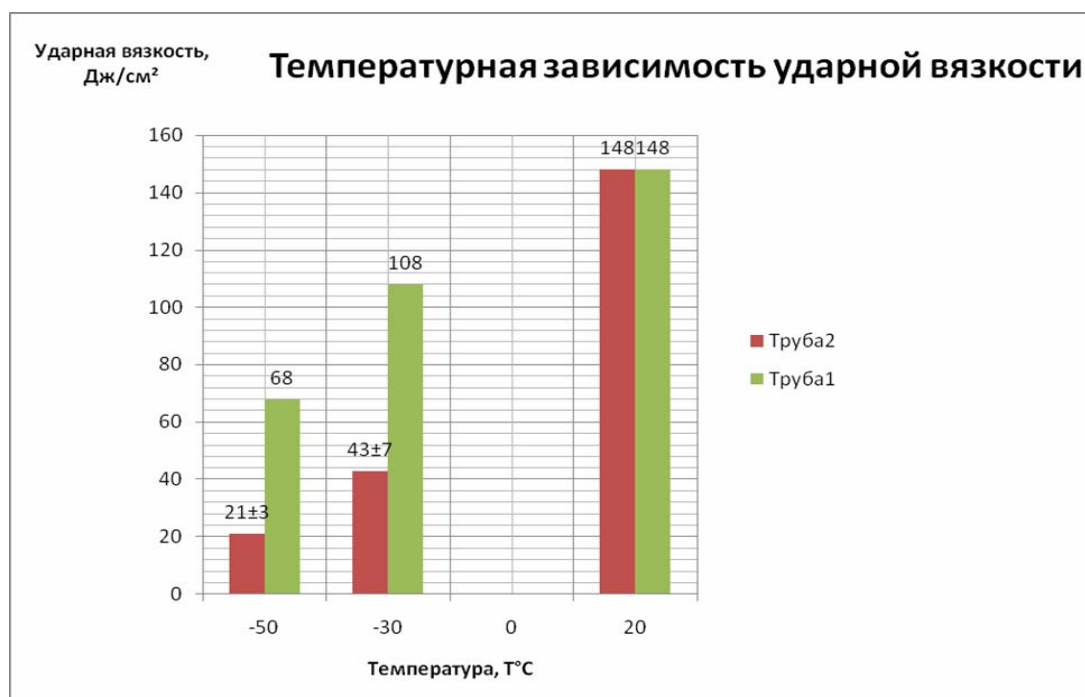
В работе проведены исследования структуры и механических свойств трубопроводной стали (ВСтЗсп) после 30 лет эксплуатации в составе магистрального газопровода Мастах-Берге-Якутск (труба 2) и сравнение результатов с характеристиками металла трубы из той же партии, но хранившейся в полевых условиях (труба 1).

Стандартные механические свойства стали после длительной эксплуатации не претерпевают заметных изменений (таблица).

**Таблица.** Механические свойства ВСтЗсп

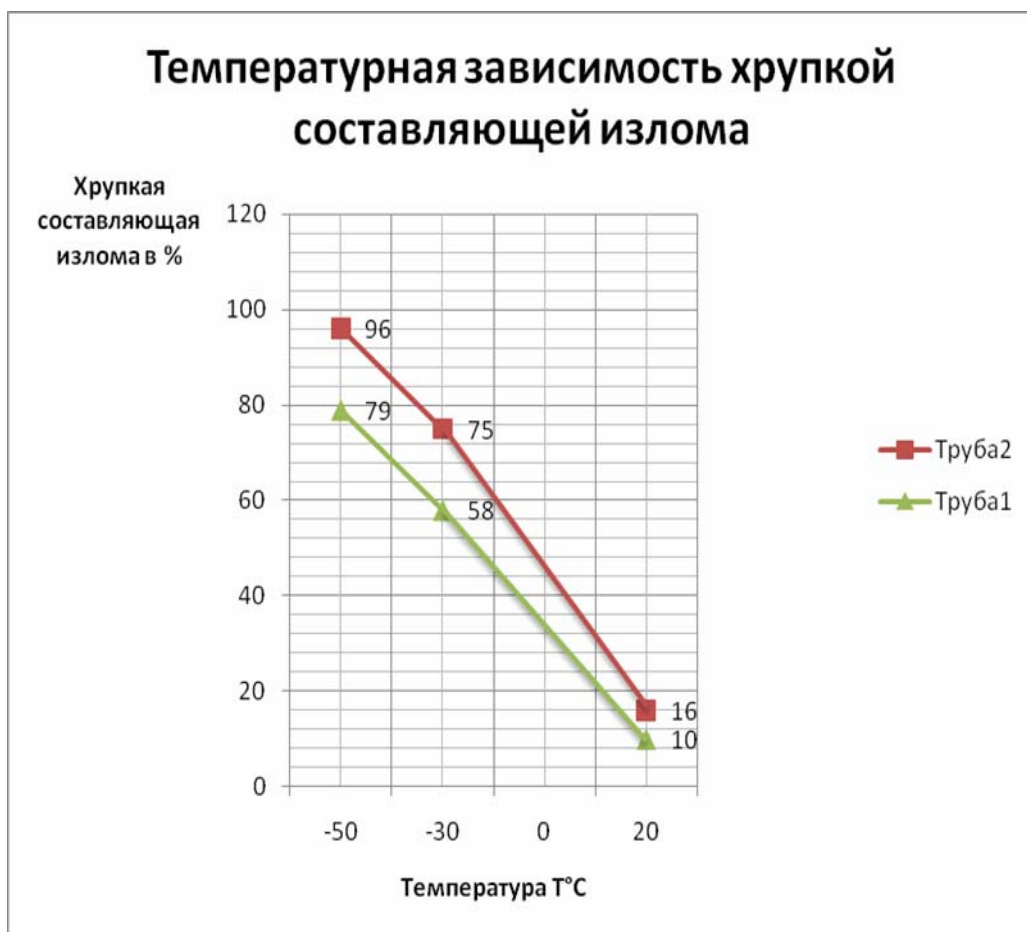
|                | $\sigma_B$ , МПа | $\sigma_T$ , МПа | $\delta$ , % | $\sigma_T / \sigma_B$ |
|----------------|------------------|------------------|--------------|-----------------------|
| Металл трубы 1 | 444              | 314              | 33,28        | 0,7                   |
| Металл трубы 2 | 460              | 327              | 32,02        |                       |

Ударная вязкость металла трубы 2 при температуре испытания  $-30^\circ\text{C}$  понижается в 2, при  $-50^\circ\text{C}$  - в 3 раза по сравнению с металлом трубы 1; при комнатной температуре изменения ударной вязкости не наблюдается (рис. 1).



**Рис. 1.** Температурная зависимость ударной вязкости стали ВСтЗсп до и после длительной эксплуатации

Температура вязко-хрупкого перехода металла трубы 2 повышается на 15°С по сравнению с этим значением для металла трубы 1 и составляет - 12°С для трубы после длительной эксплуатации (рис. 2).

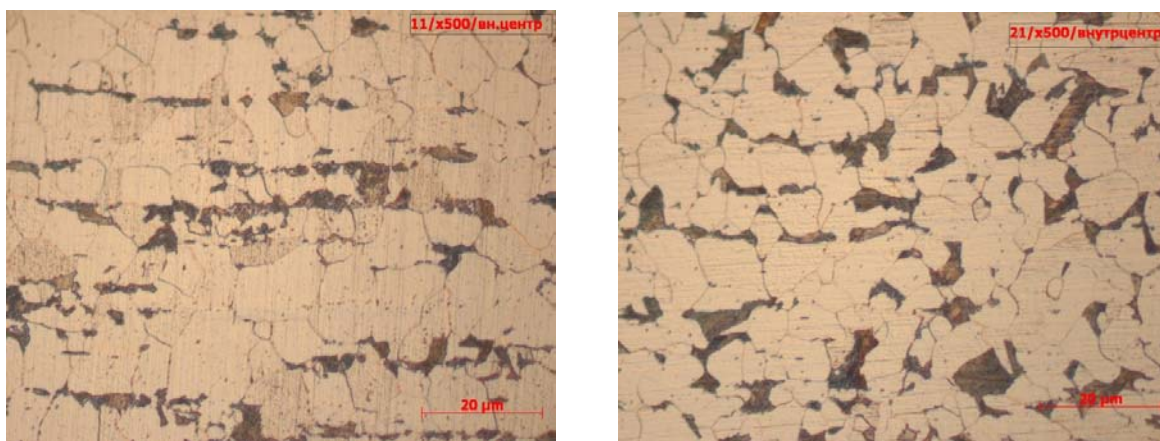


**Рис. 2.** Температурная зависимость хрупкой составляющей излома ударных образцов из ВСтЗсп

Измерения микротвердости проводились отдельно для избыточного феррита и перлита. Средние значения микротвердости фазовых составляющих стали при длительной эксплуатации не меняются. Анализ частотных распределений микротвердости показал, что в избыточном феррите состаренной стали наблюдается тенденция к обнаружению относительно высоких значений микротвердости, а в перлите – наоборот, высокие значения микротвердости наблюдаются в стали из аварийного запаса.

Сталь имеет ферритно-перлитную структуру. Балл зерна - 9-10. Перлитная составляющая металла трубы 1 распределена равномерно, а в металле трубы 2 наблюдается неравномерное, строчечное распределение перлита (рис. 3).

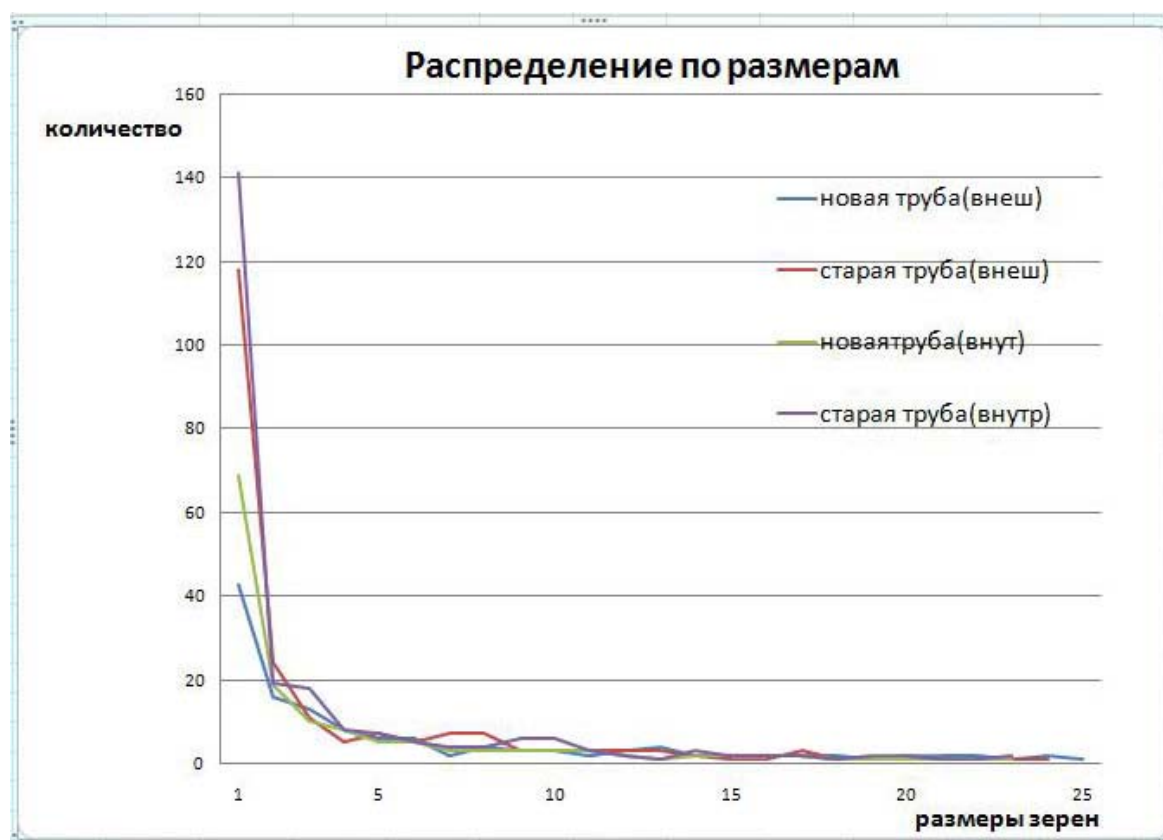
Хотя относительное содержание перлита не претерпевает изменений, установлено, что перлитные колонии в стали после длительной эксплуатации измельчаются, причем этот процесс более выражен на внутренней поверхности трубы по сравнению с внешней (рис. 4).



а)

б)

**Рис. 3.** Микроструктура основного металла труб магистрального газопровода из стали ВСт3сп после длительной эксплуатации (а) и из аварийного запаса (б), - х 500



**Рис. 4.** Размерное распределение перлита в металле трубы после длительной эксплуатации и из аварийного запаса

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что деградация механических свойств металла труб при длительной эксплуатации в условиях Крайнего Севера, в основном, связана с перераспределением атомов углерода и распадом цементитной составляющей в процессе эксплуатации объектов из сталей.

# РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА ПОСРЕДСТВОМ СКОЛА

Марков О. И., Хрипунов Ю. В.

*Орловский государственный университет, Орел, Россия*

[O.I.Markov@mail.ru](mailto:O.I.Markov@mail.ru)

Висмут является полуметаллом с малым перекрытием зон валентной и проводимости, что делает его интересным объектом исследования в физике. Подавляющее большинство работ посвящено исследованию объемных свойств монокристаллов висмута. Гораздо меньше интереса уделялось исследованию поверхности скола монокристалла, в частности, механических свойств. Исследуемая поверхность монокристалла висмута получается путем скола по плоскости спайности. Этот метод применим ко всем металлам, которые способны значительно деформироваться при комнатной температуре, но хрупки при некоторой более низкой температуре. Поэтому скол монокристалла висмута легче всего происходит под действием удара при низких температурах. В связи с этим представляет интерес исследование особенностей процесса разрушения.

Монокристалл висмута выращен методом зонной перекристаллизации. Образцы для исследования вырезались на электроискровом станке. Затем проводилось скалывание образца по тригональной плоскости. Сколы были получены при комнатной температуре или после охлаждения образца в жидком азоте. Все кажущееся многообразие видов поверхностей разрушения можно объяснить как результат действия весьма ограниченного числа механизмов разрушения, модифицированных влиянием структуры материала и температурно-скоростных условий нагружения. Следует выделить следующие механизмы разрушения кристалла: скол, хрупкое межъячеечное разрушение.

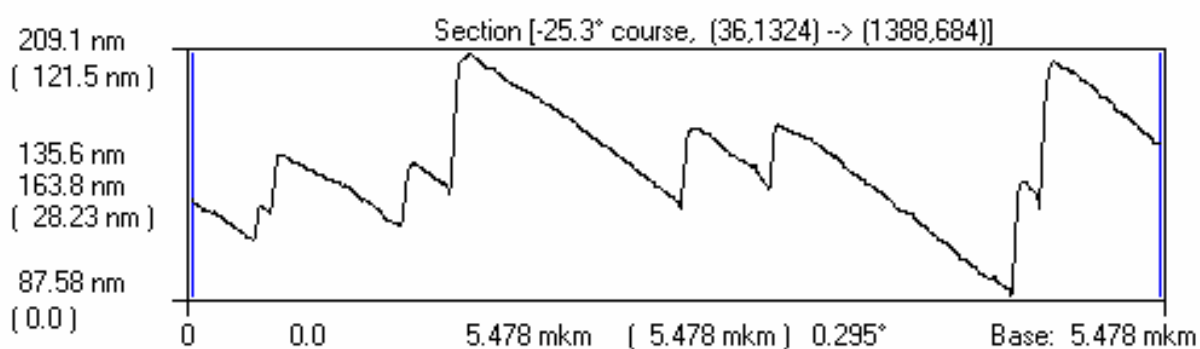
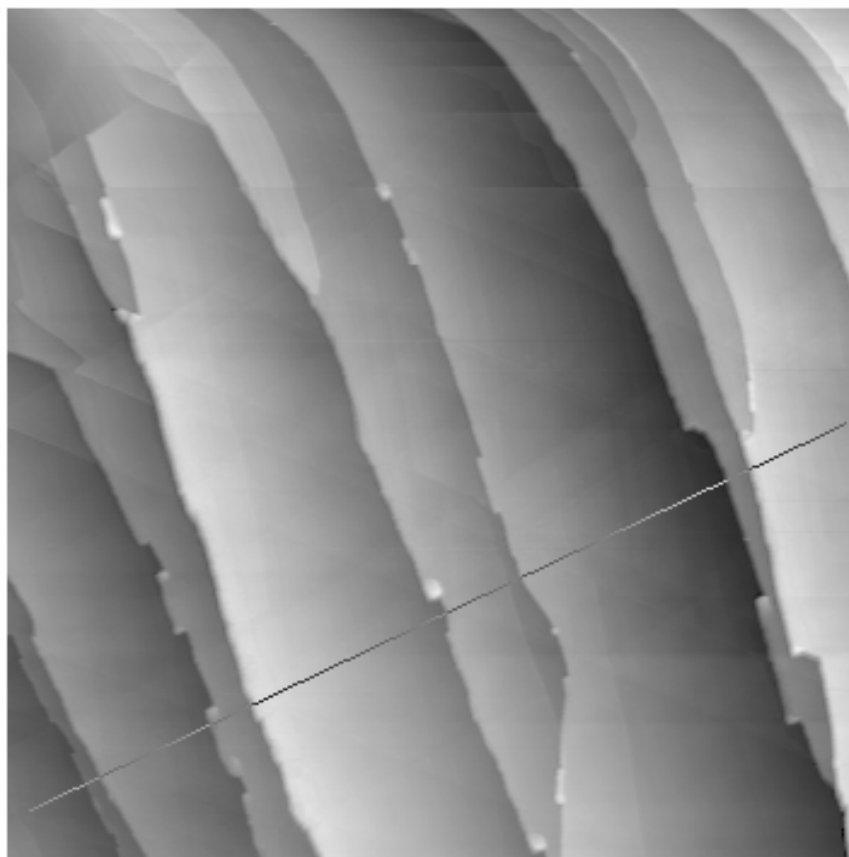
Трещины, возникающие в кристаллах, под действием сосредоточенной нагрузки как при ударе, легче образуются по плоскостям спайности. Плоскость скола монокристалла висмута уже исследовалась методами СТМ [1]. В данной работе при исследовании скола монокристалла висмута использовалась АСМ. При АСМ исследовании поверхности скола по базисной плоскости монокристалла висмута обращают на себя внимание многочисленные террасы. Причины, образования террас заключаются в следующем [2]. После воздействия скалывающего инструмента кроме главной трещины обычно образуется целый ряд отдельных трещин, которые могут объединяться. Объединение этих трещин связано с разрывом перемычек между ними и со значительной пластической деформацией. Кроме того, террасы могут образовываться, если трещина проходит через винтовую дислокацию, вектор Бюргерса которой не лежит в плоскости распространения трещины.

Особенно много террас получается при скалывании, производимом при комнатной температуре, что видно на скане (рис.1). Профиль сечения приведен ниже. Высота ступеней между террасами составляет от 15 до 70 нм, ширина террас меняется от 13 до 1300 нм. Обращает внимание наклон террас, который принимает значения от  $2.7^\circ$  до  $4.1^\circ$ . Наклон террас можно объяснить наличием трещин под ними, появившихся в момент скалывания кристалла. Угол, на который поворачивается тригональная плоскость двойника, составляет  $2.34^\circ$  [3]. Наименьший угол  $2.7^\circ$  показывает, что террасы получают путем пластической деформации, приводящей к двойникованию. Шероховатость поверхности террас, составила от 0.4 до 1.2 нм. Следует отметить, что величина 0.4 нм соответствует двухатомному слою висмута [3].

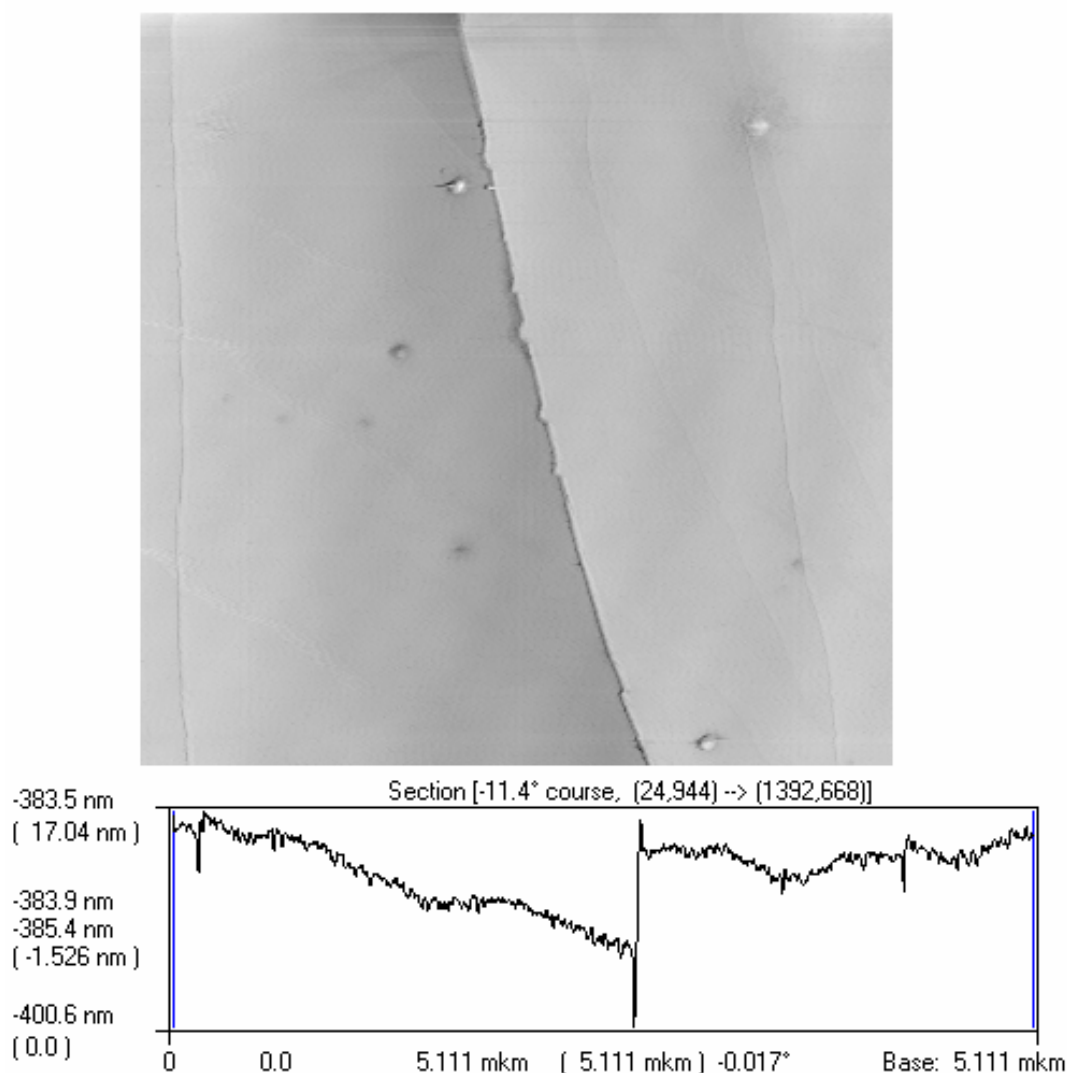
В кристаллах висмута плоскость спайности, получаемая при расколе после охлаждения в жидком азоте, визуально представляет собою почти что идеальную, зеркально-гладкую поверхность. На АСМ скане скола кристалла (рис.2), полученного при охлаждении образца в жидком азоте, количество террас значительно меньше и ширина их

соответственно увеличивается до 800 нм – 2.5 мкм. В тоже время высота ступеней между террасами существенно уменьшается до 1.5 – 15 нм. Наклон террас составляет менее  $0.5^\circ$ . И в том и другом случае границы террас не являются прямыми, это связано с тем, что они не следуют строго по одному атомному ряду, а постоянно происходят переходы трещины в другие ряды, что может быть связано с дефектностью кристалла.

Size: [ 5.156 mkm x 5.156 mkm x 168.7 nm] (1409 x 1409 pt)



**Рис . 1.** АСМ - изображение скола участка монокристалла Bi, полученного при комнатной температуре, ниже скана приведен профиль сечения помеченного направления.



**Рис. 2.** АСМ - изображение скола участка монокристалла Bi, полученного при азотной температуре, ниже скана приведен профиль сечения перпендикулярного направления к границе террасы.

Таким образом, атомно-силовая микроскопия позволяет получить новую информацию о структуре поверхности скола монокристалла висмута. Видно, что скалывание монокристалла висмута при комнатной температуре ведет к высокой дефектности поверхности, связанной с пластической деформацией. Снижение температуры скалывания до азотной позволяет получить менее дефектный скол.

### Список литературы

1. Трояновский А.М., Эдельман В.С. Образование атомно гладких террас при сколе кристалла висмута и динамика их границ//Письма в ЖЭТФ. 1994. т.60.в.2. С.104-108.
2. Современная кристаллография. Том 4.Физические свойства кристаллов./ Шувалов Л.А. и др.М.: Наука. 1981. 496с.
3. Трояновский А.М., Эдельман В.С. Сканирующая туннельная микроскопия поверхности скола висмута//Кристаллография. 1999. т.44.№.2. С.336-346.

# ХРУПКО-ПЛАСТИЧНЫЙ ПЕРЕХОД И АНГАРМОНИЗМ МЕЖАТОМНЫХ КОЛЕБАНИЙ

Беломестных В. Н., Теслева Е. П.

*Юргинский технологический институт Национального исследовательского Томского политехнического университета, г. Юрга, Кемеровская область, Россия*

[tesleva@mail.ru](mailto:tesleva@mail.ru)

Хрупкие и пластичные твердые тела находятся на противоположных полюсах шкалы механических свойств материалов. Переход между указанными свойствами является предметом многочисленных теоретических и экспериментальных исследований. В настоящем сообщении хрупко-пластичный переход анализируется с позиций ангармонизма межатомных (межмолекулярных) колебаний и нелинейности сил межатомного взаимодействия.

В работе [1] установлен эмпирический критерий, согласно которому материал является хрупким, если отношение его модуля всестороннего сжатия к модулю сдвига  $B/G < 1,75$ . Удивительным образом приведенное значение отношения модулей согласуется с теоретическим результатом, полученным еще самим Симеоном Дени Пуассоном двести лет назад:  $B/G = 5/3$  [2]. Вывод Пуассоном отношения двух модулей не был связан с обсуждаемой здесь проблемой, а носит общий характер для однородно деформированного изотропного твердого тела, между частицами (атомами) которого действуют центральные силы. Следовательно, с учетом выше приведенного критерия твердые вещества с центральным межатомным взаимодействием должны располагаться между вполне хрупкими и вполне пластичными.

Из теории упругости известно, что отношение упругих модулей всестороннего сжатия и сдвига является однозначной функцией коэффициента Пуассона  $\nu$

$$\frac{B}{G} = \frac{2}{3} \left( \frac{1 + \nu}{1 - 2\nu} \right). \quad (1)$$

При пуассоновском значении отношения модулей из (1) получается  $\nu = 0,25$  и отклонения от этой величины коэффициента Пуассона (для кубических монокристаллов оно следует из соотношения Коши  $c_{12} = c_{44}$ ) должны свидетельствовать о нарушении центральности сил межатомного взаимодействия и принадлежности материалов к категориям хрупких ( $\nu < 0,25$ ) или пластичных ( $\nu > 0,25$ ). Коэффициент Пуассона как параметр линейной теории упругости, в принципе, не должен зависеть от неупругих свойств твердых тел. Однако такая взаимосвязь прослеживается, например, в случае пластической деформации металлов при растяжении [3].

Ранее нами на основе представлений физики твердого тела, физической акустики и теории упругости получено соотношение между гармоническим параметром  $\nu$  и существенно ангармонической нелинейной величиной – параметром Грюнайзена  $\gamma$ , являющимся экспериментальной мерой ангармонизма межатомных колебаний и нелинейности сил межатомного взаимодействия [4]:

$$\gamma = \frac{3}{2} \left( \frac{1 + \nu}{2 - 3\nu} \right). \quad (2)$$

При подстановке в (1) зависимости  $\nu = f(\gamma)$  из (2) получается интересное соотношение для отношения модулей как функции параметра Грюнайзена:

$$\frac{B}{G} = \frac{2}{3} \left( \frac{10\gamma}{9-2\gamma} \right). \quad (3)$$

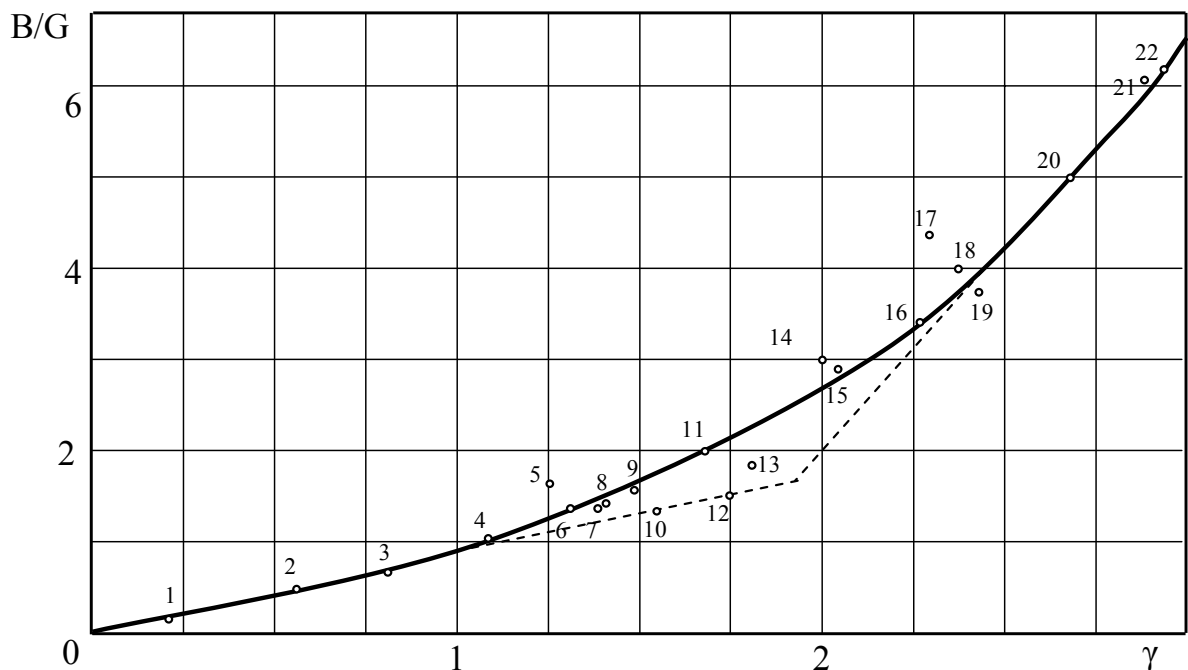
Анализ (3) приводит, в частности, к следующим выводам:

1) При стремлении реального твердого тела к “гармоническому” ( $\gamma \rightarrow 0$ ) отношение  $B/G$  уменьшается и в пределе должны выполняться условия:  $B=0, \nu=-1$ . Поскольку трудно себе представить такой твердый материал, его гармонический вариант – прекрасная иллюзия. “Абсолютно” хрупкие представители имеют  $B/G < 1$  (алмаз – 0,829; кварц – 0,849) и их параметры Грюнайзена равны, соответственно, 0,64 и 0,65.

2) Для достижения коэффициентом Пуассона верхнего предельного значения ( $\nu \rightarrow 0,5$ ), когда в процессе упругого деформирования объем тела сохраняется постоянным, отношение  $B/G \rightarrow \infty$ , а параметр Грюнайзена  $\gamma \rightarrow \gamma_{\max} = 4,5$ . Ожидать твердых материалов с  $B=\infty$  или  $G=0$  также бесперспективно. У сверхпластичного индия, например,  $B/G = 8,67$ ,  $\nu = 0,462$  и  $\gamma = 3,66$ .

3) Если  $B/G < 2/3$ , то  $\nu < 0$  (при  $\nu = 0$  изменение продольного размера образца не сопровождается поперечной деформацией) и твердое тело (ауксетик) обладает необычным механическим поведением – при растяжении (сжатии) в одном направлении материал соответственно расширяется (сужается) в перпендикулярном направлении. Для этого мера ангармонизма межатомных колебаний должна понизиться до величины  $\gamma < 0,529$ .

Зависимость (3) изображена на рис. 1 (кривая). Здесь же точками с цифрами приведены значения  $B/G$  для элементов и соединений из сведений по упругим свойствам в [5–7] при соответствующих параметрах Грюнайзена [8].



**Рис. 1.** Отношение упругих модулей как функция параметра Грюнайзена (кривая – зависимость (3), точки – экспериментальные данные)

1 –  $\text{Sm}_{0,75}\text{Y}_{0,25}\text{S}$ , 2 –  $\text{Cd}_{0,40}\text{As}_{0,60}$ , 3 – Be, 4 –  $(\text{CH}_2)_6\text{N}_4$ , 5 – Y, 6 – U, 7 – Ge, 8 –  $\text{Y}_1\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_7$ , 9 – GaAs, 10 –  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 11 – Fe, 12 – NaCl, 13 –  $\text{NH}_4\text{ClO}_4$ , 14 – Al, 15 – Cu, 16 –  $\text{PbN}_6$ , 17 – AgBr, 18 – Pd, 19 –  $\text{AgN}_3$ , 20 – Pb, 21 – Au, 22 –  $\text{SrSO}_4$

В 22 объектах присутствуют твердые тела с металлической, ионной, ковалентной и молекулярной химическими связями, представляющими собой многофункциональные материалы – конструкционные (металлы, сплавы), полупроводники (Ge, GaAs), изоляторы (NaCl, SrSO<sub>4</sub>), высокотемпературные сверхпроводники (ВТСП “1-2-3” Y<sub>1</sub>Ba<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>O<sub>7</sub>), окислители твердых топлив (NH<sub>4</sub>ClO<sub>4</sub>), инициирующие взрывчатые вещества (ИБВ AgN<sub>3</sub>, PbN<sub>6</sub>), стекла (Cd<sub>0,40</sub>As<sub>0,60</sub>), ауксетики (Sm<sub>0,75</sub>Y<sub>0,25</sub>S). Видно, что предложенная зависимость (3) правильно отражает взаимосвязь между отношением модулей и параметром Грюнайзена. Линейные экстраполяции из участков кривой, соответствующих вполне хрупким и пластичным состояниям материалов (штриховые линии), дают в пересечении  $B/G=1,77$  и  $\gamma \approx 2$ . Переходная зона между указанными состояниями находится по значениям отношения модулей между  $B/G=0,9$  (по параметрам Грюнайзена  $\gamma=1,0$ ) и  $B/G=3,5$  ( $\gamma=2,4$ ). То обстоятельство, что кристаллические ауксетики находятся в области повышенной хрупкости и, следовательно, чрезвычайно склонны к трещинообразованию, делает исключительно важным для них учет возможного влияния микротрещин на уменьшение коэффициента Пуассона вплоть до принятия им отрицательных значений [9].

## Список литературы

1. Pugh S.F. Relations between the elastic moduli and the plastic properties of polycrystalline pure metals // Phil. Mag. 1954. V.45. № 367. P. 833–843.
2. Ляв А. Математическая теория упругости М.–Л.: Гл. ред. общетехн. лит-ры и монографии. 1953. 674 с.
3. Черкасов И.И. О связи коэффициента Пуассона с пластическими свойствами материала // ЖТФ. 1952. Т.22. Вып.11. С. 1834 – 1837.
4. Беломестных В.Н., Теслева Е.П. Взаимосвязь ангармонизма и поперечной деформации квазиизотропных поликристаллических тел // ЖТФ. 2004. Т.74. Вып.8. С. 140 – 142.
5. Андерсон О. Определение и некоторые применения изотропных упругих постоянных поликристаллических систем, полученных из данных для монокристаллов // В кн.: Физическая акустика. Т.3. Ч.Б. Динамика решетки. Под ред. У. Мэзона. М. Изд-во “Мир”. 1968. С. 62 – 121.
6. Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Справочник. Киев: “Наукова думка”, 1982. 286 с.
7. Беломестных В.Н. Физико-химическая акустика кристаллов. Томск: Изд. ТРОЦа, 1998. 183 с.
8. Беломестных В.Н., Теслева Е.П. Ангармонические эффекты в твердых телах (акустические аспекты). Томск. Изд-во Томского политехн. ун-та, 2009. 151 с.
9. Назаров В.Е., Сутин А.М. О коэффициенте Пуассона трещиноватых сред // Акустический журнал. 1995. Т.41. № 6. С. 932 – 934.

# ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА МОДИФИКАТОРОВ ДЛЯ БЕСПРОПАРОЧНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА БЕТОНА И ЖЕЛЕЗОБЕТОНА

Гувалов А. А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку,  
Азербайджанская Республика,  
[abbas.guvalov@akkord.az](mailto:abbas.guvalov@akkord.az)*

Сборный бетон и железобетон производится по технологии, основанной на тепло-влажностной обработке изделий при температуре около 80°С, что позволяет обеспечить быстрый набор прочности бетона в раннем возрасте. Вместе с тем, эта технология имеет ряд недостатков, связанных с ухудшением структуры цементного камня и снижением конечной прочности и морозостойкости бетона [1].

Наиболее перспективным направлением формирования структуры и свойств бетонов является внедрение беспрогревной или малопрогревной технологии, что позволяет дать ощутимый экономический эффект за счет экономии энергоресурсов.

Анализ научных данных и выполненных в этом направлении исследований позволили выделить три основные группы факторов, определяющих набор бетоном высокой ранней прочности:

- применение комплексных добавок полифункционального действия;
- целенаправленный выбор цемента и учет его совместимости с добавками;
- оптимальная температура твердения.

Правильный выбор и сочетание этих факторов позволяет уменьшить длительность индукционного периода и сформировать структуру цементного камня, обеспечивающего высокую раннюю прочность бетона.

Применение ускорителей твердения бетона давно известно в строительной практике. Однако, ускоряя схватывание и твердение бетона в начальный период, они практически не влияют на водоцементное отношение и могут снижать относительную прочность на более поздних этапах твердения. Как правило, к ускорителям твердения относятся добавки-электролиты. Эффективность их применения зависит как от катионной и анионной составляющих, так и от минералогического и вещественного состава портландцемента. Следует отметить, что применение только ускорителей твердения не позволяет обеспечить требуемую высокую раннюю прочность бетона в возрасте 12 часов при беспрогревной технологии производства бетона и железобетона на обычных портландцементных.

Появление суперпластификаторов (СП) в последнее десятилетие произвело революцию в науке о бетоне, позволило ввести термин «модифицированный бетон» [2]. Снижая до 30% расход воды при обеспечении равной подвижности бетонной смеси, они существенно увеличивают прочность бетона или позволяют экономить цемент. Применение СП значительно уменьшает объем межзернового пространства и, следовательно, капиллярную пористость, которая является определяющим фактором, как для прочности, так и для морозостойкости и коррозионной стойкости бетона.

К сожалению, все пластифицирующие и суперпластифицирующие добавки, в том числе, и наиболее широко распространенный СП С-3 увеличивают индукционный период твердения портландцемента, т.е. замедляют набор пластической прочности цементного теста в ранний период.

Этот эффект часто наблюдается даже при снижении водоцементного отношения, причем, чем выше расход СП, тем в большей степени отодвигается период начала набора пластической прочности цементного теста. Таким образом, применение только СП не позволяет решить задачу необходимой высокой ранней прочности бетона для

внедрения беспрогривных технологий при производстве сборного бетона и железобетона.

В этой связи наиболее перспективным представляется сочетание ускорителей твердения и СП, или же синтез новых СП полифункционального действия, который способствуют снижению водоцементного отношения и не увеличивают индукционный период твердения [3].

Результаты исследований влияния нового СП типа САС (в том числе и известных СП) на кинетику гидратации и твердения цемента представлены в табл.1. Как следует из данных, приведенных в табл.1, степень гидратации цемента в присутствии СП типа ММС и С-3 в суточном возрасте сильно отстает от бездобавочного, в более поздние сроки (28 сут.) эта разница сокращается. При этом образцы с добавкой показывают нулевую прочность в суточном возрасте. В отличие от известных СП САС в системе со снижением В/Ц не только не замедляет, но даже ускоряет процесс гидратации и твердения цемента, что сопровождается повышением прочности в суточном возрасте в 2,5 раза.

**Таблица 1.** Влияние различных суперпластификаторов на процесс гидратации и твердения портландцемента

| Условное обозначение СП | Содержание добавки, масс. % | В/Ц  | Степень гидратации |      | Предел прочности (МПа) |       |            |      |
|-------------------------|-----------------------------|------|--------------------|------|------------------------|-------|------------|------|
|                         |                             |      |                    |      | При сжатии             |       | При изгибе |      |
|                         |                             |      | 1                  | 28   | 1                      | 28    | 1          | 28   |
|                         | -                           | 0,42 | 38,7               | 71,3 | 165                    | 52,3  | 2,5        | 6,7  |
| САС                     | 0,75                        | 0,42 | 38,8               | 74,1 | 16,8                   | 92,0  | 2,6        | 9,6  |
| САС                     | 1,00                        | 0,30 | 39,6               | 71,5 | 42,1                   | 115,6 | 5,7        | 11,4 |
| ММС                     | 0,75                        | 0,31 | 6,0                | 60,1 | 0                      | 102,0 | 0          | 6,8  |
| С-3                     | 1,00                        | 0,30 | 22,5               | 56,0 | 0                      | 57,3  | 0          | 6,4  |

Различие действий добавок на гидратацию и твердения портландцемента, прежде всего, связано с молекулярной структурой добавок, т.е. отличием гидрофильно-липофильного баланса. Кроме того, известно, что группы –ОН добавок замедляет процесс схватывания и твердения. По данным использование в качестве субстрата молекул нафтола вместо нафталина замедляет гидратацию цемента за счет наличия в молекуле группы –ОН.

Проведены сравнительные испытания бетонов с различными комплексными добавками, твердевших при температуре 30°С, приведены в таблице 2. Расход комплексных добавок подбирали из условия обеспечения равной жесткости бетонной смеси и одинакового водоредуцирующего эффекта относительно контрольного состава бетона при фиксированном содержании цемента. Прочность бетона при применении С-3 в возрасте 12 часов отстает от бездобавочного состава. В зависимости от вида комплексной добавки прирост прочности бетона в возрасте 12 часов составил от 15- 45%. Однако требуемая передаточная прочность бетона (35 МПа) достигнута только при использовании САС, что говорит о ее высокой эффективности и возможности применения для внедрения беспрогривной и малопрогривной технологии производства предварительно напряженных железобетонных конструкций. Высокой эффективностью СП САС связано еще тем, что она содержит в составе 15-20% сульфата натрия.

**Таблица 2.** Эффективность влияния комплексных добавок на раннюю прочность бетона (температура твердения 30 градусов)

| Добавка     | Кол-во добавки, % массы цемента | Расход цемента, кг/м <sup>3</sup> | Водо-цементное отношение | Жесткость, с | Предел прочности в возрасте 12 ч, МПа |
|-------------|---------------------------------|-----------------------------------|--------------------------|--------------|---------------------------------------|
| Без добавок | -                               | 470                               | 0,35                     | 5-7          | 24,2                                  |
| САС         | 1,25                            | 470                               | 0,30                     | 5-7          | 35,1                                  |
| С-3         | 1,0                             | 470                               | 0,30                     | 5-7          | 20,1                                  |

Внедрение беспропарочной и малопрогрешной технологии производства железобетонных конструкций на основе применения комплексных добавок в настоящее время технически возможно и экономически оправдано. Кроме экономии ресурсов и снижения себестоимости достигается упрощение технологии и повышение качества и долговечности продукции.

#### **Список литературы**

1. Петрова, Т.М., Серенко А.Ф., Егоров В.Н. Ресурсосберегающие технологии при изготовлении шпал // Путь и путевое хозяйство. 2006. № 9. С. 2-3.
2. Батраков В.Г. Модифицированные бетоны. –М., 1998
3. Гувалов А.А. Влияние полиарилсульфонсульфонатного суперпластификатора на свойства цементных композиций: Автор. Дис.канд.техн.наук. – М., 1987. – 16 с.

## **INDUCTION LOCALIZED PHYSICAL ACTION APPLIED TO A WORKPIECE'S TOOLED SURFACE AREA.**

**Leonidov P. V.**

*Northwestern Open State Technical University, St. Petersburg, Russia,  
[pleonidov@yandex.ru](mailto:pleonidov@yandex.ru)*

#### **Annotation**

The objective of this article is to study an effective method of localized temperature impact through inductive heating of the outer layer of the workpiece's tooled surface area, which allows to control the break-up of the flow chips formed while tooling the workpiece.

#### **1. Introduction**

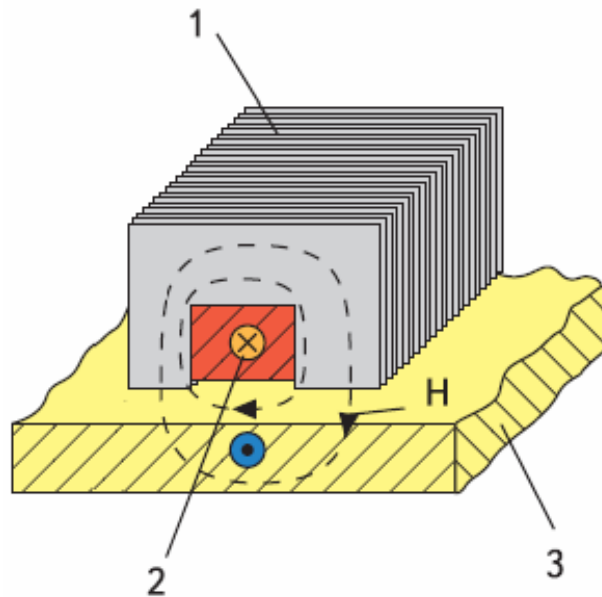
In the course of shaping a workpiece through cutting what happens in the area where the cutter meets the sheared layer of the workpiece is the plastic deformation and fracture of metal, which results in chips and its separation from the tooled metal block. Present-day production, when tooling workpieces of high-resistance steel in automated workcells, is often

faced with the trouble of breaking up and separating off the flow chips, which decreases the equipment operation efficiency.

One of the most effective ways to fully control the flow chips' break-up is to cause a preliminary localized plastic action applied to the exterior surface of the sheared layer in accordance with certain regulations. The particularity of lathe turning of workpieces exposed to such action lies in periodic alteration of cutting conditions compared to the original stock.

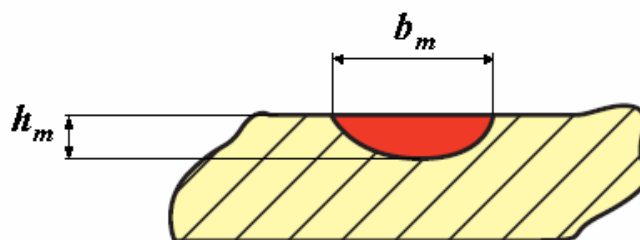
## 2. Experiment procedure

The authors suggest employing the induction technique of tooling a workpiece as the preliminary localized action method. Such method's advantages are: 1) generating heat directly within a metal by means of the induced current; 2) a possibility to concentrate a considerable amount of electric energy in a small volume of a heated metal which allows for high-speed heating; 3) provided with an engineered induction heater of a certain structure (see fig. 1) it allows for the heated area and depth of a required pattern ( $h_m \times b_m$ ).



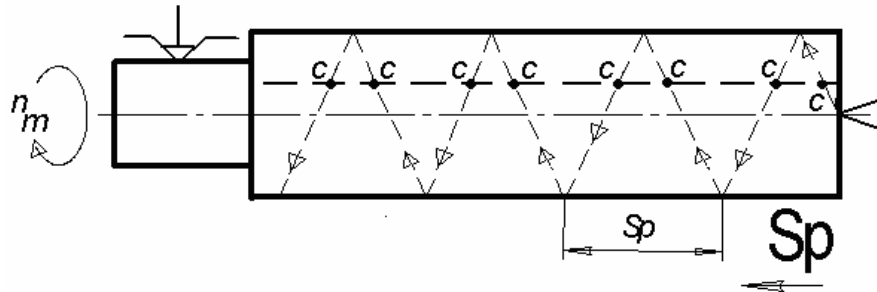
**Fig. 1.** Induction method of the localized induction action applied to the tooled surface area:  
1 – magnetic circuit facilitating the current displacement in the required direction; 2 – inducing wire, creating a variable magnetic field; 3 – the tooled surface area of the workpiece.

The thermal impact on a workpiece in the area of the assumed allowance of the sheared layer according to a certain pattern leads to changes in the structure and physical properties of the processed metal. Altered is the density of crystal lattice defects which form high-energy configurations. When steel is heated its specific electrical resistance and magnetic conductivity vary as well.



**Fig. 2.** The localized physical action area created with the application of the induction method.

Further, at the manual edge cutting stage, with a workpiece's rotary velocity  $n_m$  and inputting  $S_p$  the cutter bit intersects at point  $C$  with the localized physical action area on the cutting plane. (see fig. 3). The localized action area ( $h_m \times b_m$ ) with a distorted crystal lattice (see fig. 2) and its physical properties different from that of the original material leads to instant changes of the strained and deformed state in the chip-forming area.



**Fig. 3.** Lathe turning process chart after creating the localized metastability area of the workpiece's surface through the application of the induction method.

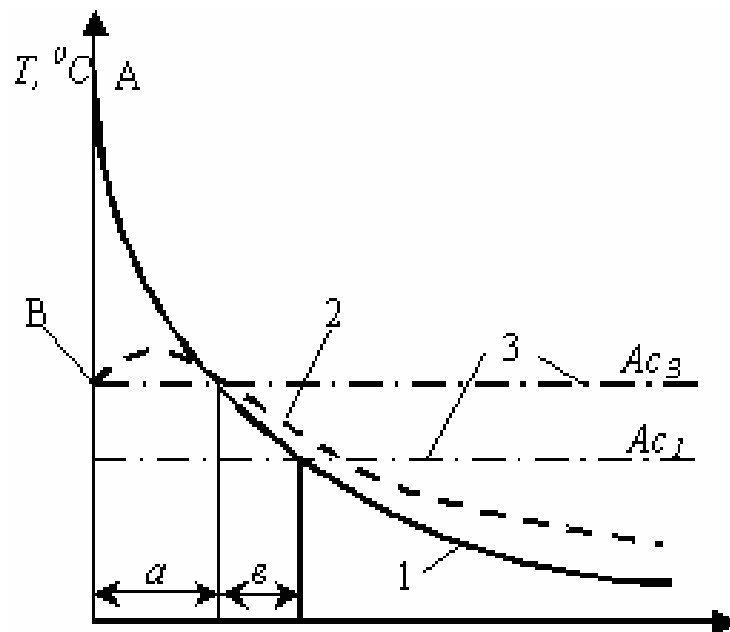
### 3. Theoretical findings

The preliminary localized action area of the workpiece's surface causes internal structural variations. Heating the localized area of the steel workpiece to a temperature exceeding that of the phase transformation  $Ac_3$  and its further cooling generate a high-hardness zone in the processed localized area  $a$  (see fig. 4).

As a result, the tempered zone structure  $a$ , heated above the critical point  $Ac_3$ , consists of martensite, and the transformation zone structure  $b$  is composed of martensite and ferrite. Deeper metal layers are heated to a temperature below the critical point  $Ac_1$ , hence they undergo no structure transformations. The layer  $a$ , heated above the critical point  $Ac_3$ , will be fully tempered, whereas the layer  $b$ , heated above the point  $Ac_1$ , but below the point  $Ac_3$ , will be under-tempered. Therefore the localized area structure will contain the tempered layer with a certain temperature and the transformation layer with incomplete tempering. Cessation of the thermal impact will entail temperature redistribution from the localized action area towards the core of the workpiece's stock material due to thermal conductivity. On account of the certain localized thermal impact the cooling of the heated area is done by the very bulk of the material which remains cold even after the source of heat has been terminated and acts as a coolant for localized heated surface layers.

The depth of the thermal impact zone when applying the induction heating technique is determined by the power of the induction heater and the duration of the heating. Consequently, the localized area depth of heat is a precisely controlled parameter in accordance with the imposed requirements.

At the further manual edge cutting stage the localized thermal impact area, while being in a metastable state compared to that of the stock metal, causes instant changes of the strained and deformed state in the chip-forming zone, allowing for chip segmentation process. Therefore if adhering to certain preliminary localized thermal impact specifications one may get chip segments of adequate length, which are determined by the executing mechanisms' effective and safe work conditions, its removal, transportation and recycling facilities.



**Fig. 4.** Temperature variation in a sectional view of the localized thermal impact: 1 – when heating; 2 – in a given timeframe after cessation of the tooling; 3 – temperature lines of critical points  $Ac_1$  and  $Ac_3$ .

#### 4. Summary

1. The author present the induction method of preliminary heating of the processed material localized area whose application leads to increased structural metastability of the given localized area and which, at a further edge cutting stage, allows for flow chips breaking into segments of optimal length.

2. The advantages of the induction method of preliminary localized action have been described: heat generation within the metal itself, controlling the width and depth of heat, faster tooling of the workpiece.

#### Bibliography

1. Veits V.L., Maksarov V.V. Dynamics and controlling the chip-forming in the course of manual edge cutting. – St.Petersburg: St.Petersburg open technical institute, 2000. - 160 pp.
2. Veits V.L., Maksarov V.V., Lontsikh P.A. Dynamics and modeling of cutting techniques of manual processing. – Irkutsk: Printing and publication department of Irkutsk state extension course institute for medical practitioners, 2000. – 180 pp.
3. Gulyaev A.P. Thermal steel processing. – Moscow: “Mashgiz” publishing house, 1960. – 648 pp.
4. Slukhotskiy A.E. Inductors – Leningrad: “Mashinostroenie” publishing house, 1989. – 69 pp.
5. Slukhotskiy A.E., Nenkov V.S., Pavlov N.A., Bamuner A.V. Induction heating units / Ed. by Slukhotskiy A.E. – Leningrad: “Energoizdat” publishing house, Leningrad edition, 1981. - 328 pp.

# ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ В НАНОМАТЕРИАЛАХ

Малашенко В. В., Малашенко Т. И.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,  
Донецк, Украина,

[malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua](mailto:malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua)

Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

Свободные поверхности кристалла, а также границы раздела в поликристаллах способны оказывать существенное, а иногда и определяющее влияние на различные свойства кристаллов, в том числе механические, и в частности, на динамическое скольжение дислокаций [1]. Особенно возрастает роль поверхности и межзеренных границ в наноматериалах, исследование которых является одним из наиболее перспективных и бурно развивающихся направлений современной физики [2, 3].

При движении дислокаций в приповерхностных слоях кристалла возрастает роль так называемых сил изображения, действующих на дислокацию со стороны свободной поверхности или межкристаллитной границы. В большинстве работ по исследованию влияния сил изображения на поведение дислокаций, выполненных в последние годы, методами компьютерного моделирования решалась задача о выходе дислокации на поверхность либо анализировался процесс роста кристалла [4].

Поверхность, являясь структурным дефектом, может и сама содержать различные дефекты, например, точечные, и влиять не только на движение дислокаций, но и на их взаимодействие с точечными дефектами, содержащимися как на поверхности, так и в объеме кристалла. Однако влияние сил изображения на динамическое торможение дислокации точечными дефектами ранее не изучалось.

Пусть бесконечная краевая дислокация движется под действием постоянного внешнего напряжения  $\sigma_0$  в положительном направлении оси ОХ с постоянной скоростью  $v$  параллельно поверхности кристалла, совпадающей с плоскостью ХОZ. Линия дислокации параллельна оси ОZ, а ее вектор Бюргерса параллелен оси ОХ. Точкам кристалла отвечают значения  $y \leq 0$ . Плоскость скольжения дислокации совпадает с плоскостью  $y = -L$ , а положение дислокации определяется функцией

$$X(y = -L, z, t) = vt + w(y = -L, z, t). \quad (1)$$

Здесь функция  $w(y = -L, z, t)$  является случайной величиной, описывающей колебания элементов краевой дислокации в плоскости скольжения относительно невозмущенной дислокационной линии.

Уравнение движения дислокации имеет следующий вид

$$m \left\{ \frac{\partial X^2}{\partial t^2} - c^2 \frac{\partial^2 X}{\partial z^2} \right\} = b \left[ \sigma_0 + \sigma_{xy}^i(vt + w; z) + \sigma_{xy}^s(vt + w; z) \right] - B \frac{\partial X}{\partial t}. \quad (2)$$

Здесь  $\sigma_{xy}^s$  – компонента тензора напряжений, создаваемых поверхностными точечными дефектами на линии дислокации,  $\sigma_{xy}^i$  – силы изображения, действующие на дислокацию благодаря наличию свободной поверхности.

Силу динамического торможения дислокации поверхностными точечными дефектами вычислим во втором порядке теории возмущений

$$F_s = \frac{n_s b^2}{4\pi m} \int dq_x dq_z |q_x| \cdot \left| \sigma_{xy}(q_x, q_z, y) \right|^2 \delta(q_x^2 v^2 - \omega^2(q_z)). \quad (3)$$

Здесь  $n_s$  – поверхностная концентрация точечных дефектов,  $\delta(q_x^2 v^2 - \omega^2(q_z))$  – это  $\delta$ -функция Дирака,  $\omega(q_z)$  – спектр дислокационных колебаний, который имеет вид

$$\omega^2 = c^2 q_z^2 + \Delta_s^2; \quad \Delta_s = \frac{b}{L} \sqrt{\frac{D}{2m}} \approx \frac{c}{L} \quad (4)$$

Выполним численные оценки. Возьмем типичные значения  $c = 3 \cdot 10^3$  м/с,  $b = 3 \cdot 10^{-10}$  м. Тогда для  $L \approx 10b$  получим  $\Delta_s \approx 10^{12}$  с<sup>-1</sup>, для  $L \approx 100b$  оценки дают  $\Delta_s \approx 10^{11}$  с<sup>-1</sup>. Выполняя интегрирование, получим выражение для силы торможения дислокации поверхностными дефектами

$$F_s = \frac{n_s b^2 \mu^2 \varepsilon^2 R^6}{mc} \left( \frac{\Delta_s^9 L^3}{v^{11}} \right)^{\frac{1}{2}} \exp\left(-\frac{2L\Delta_s}{v}\right) \quad (5)$$

Значение предэкспоненциального множителя не превышает силу электронного торможения, т.е. само по себе весьма мало, а экспонента делает эту величину пренебрежимо малой. Следовательно, можно говорить о блокировке механизма торможения дислокации, связанного с возбуждением дислокационных колебаний поверхностными примесями. Таким образом, свободная поверхность не создает силу, действующую на дислокацию в плоскости скольжения, но она препятствует возникновению дислокационных колебаний в этой плоскости.

Рассмотрим теперь случай, когда краевая дислокация движется параллельно поверхности кристалла, содержащего точечные дефекты, случайным образом распределенные в его объеме.

Динамическое взаимодействие распределенных в объеме кристалла дефектов с дислокацией в зависимости от скорости дислокационного скольжения может иметь как коллективный характер, так и характер независимых столкновений [5–9]. Точечные дефекты тоже оказывают влияние на дислокационный спектр: они создают щель в области коллективного взаимодействия с дислокацией, то есть в области, где дислокация за время взаимодействия с дефектом успевает “почувствовать” влияние многих других дефектов. Эта щель, согласно [9], описывается выражением

$$\Delta_d = \frac{c}{b} (n_{0v} \varepsilon^2)^{1/3} = \frac{c}{l}; \quad b (n_{0v} \varepsilon^2)^{-1/3} = l \approx l_d \quad (6)$$

Здесь  $n_0$  – безразмерная концентрация точечных дефектов,  $n_0 = nR^3$ ,

$l_d$  – среднее расстояние между дефектами в кристалле. В области независимых столкновений щель в спектре дислокационных колебаний не возникает.

Таким образом, вид колебательного спектра определяется конкуренцией взаимодействия дислокации с поверхностью и с точечными дефектами. В зависимости от их соотношения сила динамического торможения дислокации точечными дефектами может характеризоваться различной зависимостью от параметров задачи (концентрации точечных дефектов, удаленности дислокации от свободной поверхности, упругих модулей кристалла и так далее). Указанные выше взаимодействия дают аддитивный вклад в формирование спектральной щели

$$\Delta^2 = \Delta_s^2 + \Delta_d^2 \quad (7)$$

В этом случае главный вклад в формирование щели вносят силы изображения. Граница этой области определяется неравенствами

$$(bc/v) \gg L; \quad l \gg L. \quad (8)$$

Поскольку влияние поверхности является доминирующим в данной области, сила торможения зависит от расстояния до этой поверхности

$$F_d = \mu b n_{0v} \varepsilon^2 \frac{v}{c} \left( \frac{L}{b} \right)^2 \quad (9)$$

Чтобы оценить степень влияния поверхности на движение дислокаций, возьмем отношение сил торможения  $F_{d2}$  в приповерхностном слое, где влияние поверхности доминирует, и  $F_{d1}$  в слое, где оно не существенно

$$\frac{F_{d2}}{F_{d1}} = \left( \frac{L}{l} \right)^2 \quad (10)$$

Выполним численные оценки. Для значений  $n_{0V} \approx 10^{-4}$ ,  $\varepsilon \approx 10^{-1}$ ,  $L \approx 10b$  получим  $(F_{d2}/F_{d1}) \approx 10^{-2}$ , то есть наличие поверхности приводит к уменьшению силы торможения на два порядка. Таким образом, наличие поверхности значительно снижает влияние точечных дефектов на скольжение дислокаций в приповерхностной области.

Оценим толщину приповерхностного слоя, в пределах которого поверхность оказывает существенное влияние на динамическое взаимодействие дислокаций с точечными дефектами. Для типичных значений  $c = 3 \cdot 10^3$  м/с,  $b = 3 \cdot 10^{-10}$  м,  $n_{0V} \approx 10^{-2} \div 10^{-6}$ ,  $v \approx 10^{-2} \div 10^{-1} c$  получим, что толщина оцениваемого слоя может составлять от нескольких нанометров до нескольких десятков нанометров.

Таким образом, можно сделать вывод, что силы изображения полностью блокируют влияние поверхностных точечных дефектов и значительно снижают влияние объемно распределенных точечных дефектов на динамическое скольжение дислокаций в наноматериалах, т.е. облегчают пластическое деформирование мягких металлов, имеющих нанометровые размеры и содержащих примеси высокой концентрации.

#### Список литературы

1. Kodambaka S., S. V. Khare, W. Swich, K. Ohmori, I. Petrov, J. E. Greene. // Nature. – 2004. – Vol. 429. – P. 49–52.
2. Головин Ю. И. // ФТТ. – 2008. – Т. 50, № 12. – С. 2113–2142.
3. Малыгин Г. А. // ФТТ. – 2007. – Т. 49, № 6. – С. 961–982.
4. Liu X. H., F. M. Ross, K. W. Schwarz. // Phys. Rev. Lett. – 2000. – Vol. 85, № 19. – P. 4088–4091.
5. Малашенко В. В. // Кристаллография. – 2009. – Т. 54, № 2. – С. 312–315.
6. Малашенко В. В. // ФТТ. – 2009. – Т. 51, № 4. – С. 703–705.
7. Малашенко В. В. // ЖТФ. – 2009. – Т. 79, № 4. – С. 146–149.
8. Malashenko V. V. // Modern Phys. Lett. B. – 2009. – Vol. 23, № 16. – P. 2041–2047.
9. Malashenko V. V. // Physica B: Phys. Cond. Mat. – 2009. – Vol. 404, № 21. – P. 3890–3893.

### ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ

**Малашенко В.В.**

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,  
Донецк, Украина, [malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua](mailto:malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua)  
Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина*

Движение дислокаций и их взаимодействие друг с другом, с другими дефектами, а также с фононами, электронами, магнонами, оказывает огромное влияние на механические свойства реального кристалла [1-3]. Важным и пока что недостаточно изученным аспектом динамики дислокаций является их взаимодействие с точечными дефектами кристаллической решетки (вакансии, примеси, междоузельные атомы), которые

присутствуют практически во всех реальных кристаллах и при высоких концентрациях могут оказывать доминирующее влияние на движение дислокаций, а, следовательно, и на процесс пластической деформации, особенно в случае, когда это взаимодействие приобретает коллективный характер.

Известно [1], что механизмы торможения быстрых и медленных дислокаций отличаются коренным образом. Медленно движущиеся дислокации преодолевают барьеры, связанные с точечными дефектами, с помощью термических флуктуаций. По мере возрастания скорости дислокаций их кинетическая энергия достигает высоты энергетических барьеров, появляется возможность динамического преодоления препятствий. Надбарьерное скольжение дислокаций реализуется при высокоскоростном деформировании и ударных нагрузках, а также при исследовании кристаллов методом внутреннего трения. Скорость пластической деформации  $\dot{\epsilon}_d$ , как известно, связана с плотностью подвижных дислокаций  $\rho_d$  и средней скоростью движения дислокаций  $v$  соотношением  $\dot{\epsilon}_d = b\rho_d v$ . Динамическое (надбарьерное) скольжение дислокаций реализуется обычно при скоростях деформации  $\dot{\epsilon}_d \geq 10^3 \text{ s}^{-1}$  и средней скорости движения дислокаций  $v \geq 10^{-2} c$ , где  $c$  – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле.

Согласно экспериментальным данным (см., например, [4]), сила торможения дислокации примесными центрами имеет квазивязкий характер, т.е. линейно растет с ростом скорости. Однако согласно теоретической работе [5], сила динамического торможения дислокации точечными дефектами должна быть обратно пропорциональна скорости дислокационного скольжения. Объяснить квазивязкий характер динамического торможения можно лишь с учетом коллективных эффектов.

Динамическое взаимодействие дефектов с дислокацией в зависимости от скорости дислокационного скольжения может иметь как коллективный характер, так и характер независимых столкновений [6,7]. Обозначим время взаимодействия дислокации с атомом примеси  $\tau_{def} \approx R/v$ , где  $R$  – радиус дефекта, время распространения возмущения вдоль дислокации на расстояние порядка среднего расстояния между дефектами обозначим  $\tau_{dis} \approx l/c$ . В области независимых столкновений  $v > v_0 = R\Delta_d$  выполняется неравенство  $\tau_{def} < \tau_{dis}$ , т.е. элемент дислокации за время взаимодействия с точечным дефектом не испытывает на себе влияния других дефектов. В области коллективного взаимодействия ( $v < v_0$ ), наоборот,  $\tau_{def} > \tau_{dis}$ , т.е. за время взаимодействия дислокации с точечным дефектом данный дислокационный элемент успевает “почувствовать” влияние других дефектов, вызвавших возмущение дислокационной формы.

Рассмотрим краевую дислокацию, движущуюся под действием постоянного внешнего напряжения  $\sigma_0$  в кристалле, содержащем хаотически распределенные точечные дефекты. Направим ось OZ параллельно линии дислокации, а ее вектор Бюргерса параллельно оси OX, в положительном направлении которой происходит скольжение дислокации с постоянной скоростью  $v$ . Элементы дислокации могут совершать малые колебания в плоскости скольжения XOZ. Положение дислокации определяется функцией  $X(z, t) = vt + w(z, t)$ , где  $w(z, t)$  – случайная величина, среднее значение которой по ансамблю дефектов и расположению элементов дислокации равно нулю.

Уравнение движения дислокации имеет следующий вид

$$m \frac{\partial^2 X(z, t)}{\partial t^2} + \beta \frac{\partial X(z, t)}{\partial t} - T \frac{\partial^2 X(z, t)}{\partial z^2} = b [\sigma_0 + \sigma_{xy}(vt + w; z)]. \quad (1)$$

Здесь  $T$  – коэффициент линейного натяжения дислокации,  $m$  – масса единицы длины дислокации.

Выражение для силы торможения дислокации точечными дефектами имеет вид

$$F_d = \frac{nb^2}{8\pi^2 m} \int d^3 p |p_x| |\sigma_{xy}(p)|^2 \delta(p_x^2 v^2 - \omega^2(p_z)), \quad (2)$$

где интегрирование производится по всему импульсному пространству,  $n$  – объемная концентрация точечных дефектов,  $\delta(p_x^2 v^2 - \omega^2(p_z))$  – это  $\delta$ -функция Дирака,  $\omega(p_z) = \sqrt{\Delta^2 + c^2 p_z^2}$  – закон дисперсии дислокационных колебаний. Коллективное взаимодействие дефектов с дислокацией приводит к тому, что спектр дислокационных колебаний становится нелинейным: в нем возникает активация.

$$\Delta = \frac{c}{b} (n_0 \varepsilon^2)^{1/3}, \quad (3)$$

где  $n_0$  – безразмерная концентрация точечных дефектов,  $n_0 = nR^3$ , где  $R$  – радиус дефекта,  $\varepsilon$  – параметр несоответствия дефекта. Сила торможения в этом случае равна

$$F_d = \frac{B_d v}{1 + v^2 / v_0^2}, \quad B_d = \frac{\pi n_0^{1/3} \mu^2 \varepsilon^{2/3} b^4}{3mc^3 R} \quad (4)$$

$\mu$  – модуль сдвига. Выполним численные оценки для сравнения с экспериментальными данными. Так, согласно [4], для дислокаций, движущихся со скоростью 10 м/с в кристалле с примесями, концентрация которых составляет  $n_0 \sim 10^{-3}$ , сила торможения дислокации примесями линейно зависит от скорости дислокационного скольжения, обусловленный примесями вклад в константу демпфирования составляет по порядку величины  $10^{-4} \text{ Па} \cdot \text{с}$ . Согласно приведенным выше формулам, при таких значениях скорости и концентрации взаимодействие дефектов с дислокацией имеет коллективный характер, сила торможения дислокации определяется выражением  $F_d = B_d v$ , где  $B_d \approx 10^{-4} \text{ Па} \cdot \text{с}$ .

Как известно, краевые дислокации, расположенные в параллельных плоскостях скольжения, способны образовывать устойчивые конфигурации, выстраиваясь одна над другой [8]. Этот процесс является основой полигонизации, в результате которой в кристаллах возникают дислокационные стенки. Под действием внешних напряжений такие образования могут перемещаться по кристаллу [9]. Особый интерес представляет движение таких дислокаций в гидростатически сжатых кристаллах. Высокое гидростатическое давление способствует пластификации кристаллических тел, оказывая влияние как на величину упругих модулей кристалла, так и величину взаимодействия дислокаций между собой, что приводит к возникновению специфических особенностей пластической деформации в гидростатически сжатых кристаллах [10,11].

Рассмотрим две бесконечные краевые дислокации, движущиеся под действием постоянного внешнего напряжения  $\sigma_0$  в поле параллельных им закрепленных краевых дислокаций, случайным образом распределенных в объеме гидростатически сжатого кристалла [12]. Линии дислокаций параллельны оси OZ, их векторы Бюргерса параллельны оси OX, в положительном направлении которой происходит скольжение дислокаций. Дислокации движутся с постоянной скоростью  $v$  в параллельных плоскостях скольжения. Расстояние между плоскостями скольжения обозначим  $a$ . Движение каждой дислокации описывается уравнением типа уравнения (1), если его правую часть дополнить силой взаимодействия дислокаций между собой. Активация, возникающая в спектре дислокационных колебаний в результате взаимодействия дислокаций между собой, зависит от величины гидростатического давления [12]

$$\Delta(p) = \Delta(0) \sqrt{1 + Kp}; \quad \Delta(0) = \frac{c}{a} \sqrt{\frac{2}{\ln(L/r_0)}} \quad (5)$$

где  $K$  – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла.

Сила торможения пары дислокаций неподвижными дислокациями благодаря давлению значительно возрастает

$$F = F(0)(1 + Kp)^{\frac{3}{2}}; \quad F(0) = \frac{nb^4\tilde{\mu}^2}{16m\omega_0(1-\tilde{\gamma})^2v} \quad (6)$$

Знак  $\sim$  указывает на то, что значения соответствующих величин взяты для гидростатически сжатого кристалла.

Наиболее сильно влияние гидростатического сжатия проявляется в щелочно-галоидных кристаллах. Например, при давлении  $10^9$  Па в кристаллах иодида калия сила торможения дислокационной пары неподвижными дислокациями возрастает в полтора раза.

### Список литературы

1. Альшиц В.И., Инденбом В.Л. // УФН.-1975.-Т. 115, № 1.-С. 3-39.
2. Каганов М.И., Кравченко В.Я., Нацик В.Д. // УФН.-1973.-Т.111, №4.-С.655- 682.
3. Барьяхтар В.Г., Друинский Е.И. // ЖЭТФ.-1977.-Т.72, №1.- С. 218-224.
4. Kaneda T. // J. Phys. Soc. Japan.-1970.-V.28, №5.-P.1205-1211.
5. Natsik V.D., K.A. Chishko K.A. // Crystal Res. and Technol.-1984.-V. 19, № 6.- P.763.
6. Malashenko V.V., Sobolev V.L., Khudik B.I. // Phys. stat. sol. (b).-1987.- Vol.143, №2. -P. 425-431.
8. Малашенко В.В. // ФММ.-2005.-Т.100, №6.-С. 1-4.
9. Хирт Д., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Наука, 1972.- 599 с.
10. 9. Малашенко В.В. // ФТТ.-2006.- Т.48, №3.-С.433-435.
11. Токий В.В., Зайцев В.И.. // ФТТ.- 1973.- Т.15, № 8.- С.2460-2467.
12. Косевич А.М., Токий В.В., Стрельцов В.А. // ФММ.- 1978.- Т.45, № 6.- С. 1135.
13. Малашенко В.В. // ЖТФ.-2006-Т.76, №6.-С.127-129.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НИКЕЛЯ И МОЛИБДЕНА С ГАЗАМИ ВОЗДУХА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИСКРОВЫХ РАЗРЯДОВ

**Герцрикен Д. С., Мазанко В. Ф., Чао Шенжу, Чжан Цженю, Миронов Д. В.,  
Миронов В. М.**

*Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАНУ, Киев, Украина,*

[dina\\_izotop@mail.ru](mailto:dina_izotop@mail.ru)

*Северо-западный политехнический университет, Сиань, Китай, [blao@nwpu.edu.cn](mailto:blao@nwpu.edu.cn)*

*Самарская государственная сельскохозяйственная академия, п. Усть-*

*Кинельский Самарской обл., Россия,*

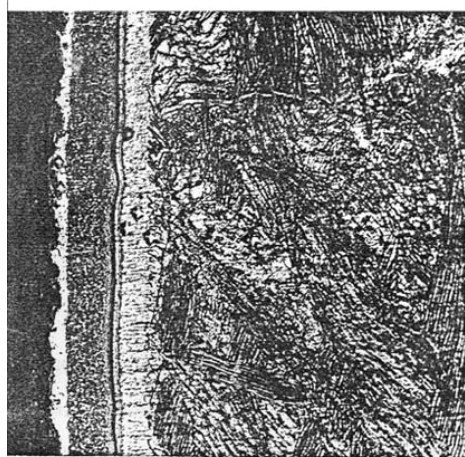
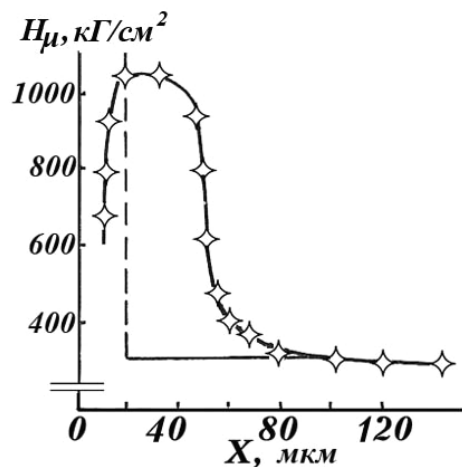
[dvonorim@mail.ru](mailto:dvonorim@mail.ru)

Ранее было показано, что в результате воздействия на металл искровых разрядов происходит введение в металл и дальнейшая миграция атомов не только анода и поверхностного слоя, но и среды, в которой осуществляется обработка [1,2]. Неконтролируемое проникновение атомов (и молекул) среды может ухудшить требуемые состав и свойства обработанного материала. Однако целенаправленное применение газовой среды заданного состава способно привести к дополнительному повышению качества изделия.

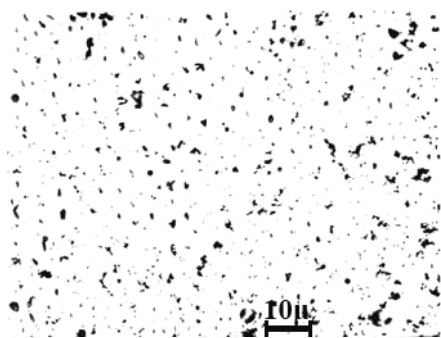
Рассмотрим особенности фазообразования при электроискровом легировании (ЭИЛ). При одновременном насыщении поверхности титана никелем (материал анода или покрытие на титане) с азотом (среда), согласно данным рентгеноструктурного анализа, в зоне взаимодействия возникают фазы в следующем порядке: нитрид никеля;

твердый раствор азота и титана в никеле и, наконец, твердый раствор обеих легирующих элементов (металла и неметалла) в титане (рис. 1).

При этом микротвердость  $H_\mu$  изменяется таким образом, что повторяет форму концентрационного профиля распределения легирующих элементов в титановом сплаве, а в приповерхностном слое  $H_\mu$  достигает



**Рис.1.** Изменение микротвердости по глубине диффузионной зоны после ЭИЛ ( $E_H=0,9$  Дж,  $\tau_H=200$  мкс)



**Рис. 2.** Авторадиограмма-реплика поверхности никеля после ЭИЛ в Ag и Kr, 6,4 Дж, 100 мкс.

$\sim 1100$  кГ/мм<sup>2</sup>, т.е. увеличивается в  $\sim 2$  и  $3$  раза по сравнению с никелем и титаном соответственно.

С ростом энергии искрового разряда и длительности обработки увеличивается глубина проникновения никеля и азота, концентрационный профиль и распределение  $H_\mu$  спадает с глубиной более полого, но максимальные значения концентрации и микротвердости практически не изменяются. Трибологические испытания показали, что в тонком приповерхностном слое (до  $X \cong 5-7$  мкм) стойкость к истиранию незначительна. Затем на протяжении 10–25 мкм износостойкость практически не изменяется и является максимальной для каждого режима ЭИЛ. На больших глубинах износостойкость резко падает.

При обработке на воздухе в твердых растворах внедрения помимо азота присутствуют атомы кислорода и аргона (по данным активационной авторадииграфии), в то же время окислы отсутствуют даже на поверхности (в слое  $\sim 200$  нм). И, как показали результаты электронномикроскопической авторадииграфии при использовании меченых атомов криптона  $^{85}\text{Kr}$ , смешанных с аргоном, в диффузионной зоне появляются мелкодисперсные  $\sim 1-3$  мкм газонаполненные поры (рис. 2), количество и размер которых резко спадает с глубиной. На расстоянии до 20 мкм от поверхности наблюдаются считанные поры, тогда как твердый раствор переменной концентрации инертного газа в никеле простирается на расстояние более 40 мкм. Тем не менее, наличие атомов инертных газов практически не сказывается на механических характеристиках металла, начиная от глубин  $\sim 10-15$  мкм в зависимости от параметров обработки. Ближе к поверхности износостойкость еще меньше, чем при обработке в чистом азоте.

Обработка никеля никелевым анодом в среде углекислого газа  $\text{CO}_2$ , меченого по углероду  $^{14}\text{C}$ , приводит к образованию в диффузионной зоне на протяжении 50–75 мкм при энергии импульса от 0,9 до 6,4 Дж концентрационного профиля с переменной концентрацией углерода, в приповерхностном слое до 5 мкм – пересыщенного твердого раствора внедрения с максимальным содержанием углерода  $\sim 3\%$ . В равновесных условиях максимальная концентрация углерода в никеле при  $1326^\circ\text{C}$  не превышает 2,7 ат. % [3]. Аналогичные результаты (значения максимальных концентрации на поверхности – 3,05 ат. % и глубины проникнове-

ния – 78–80 мкм) получены при электроискровой обработке никеля в среде метана, меченого по углероду.

Исследование фазового состава обработанного на воздухе молибдена молибденовым анодом показало, что так же, как и на никеле, не происходит образования окислов. Проникновение в глубь атомов кислорода, азота, аргона приводит только к появлению твердого раствора внедрения с сохранением ОЦК-симметрии молибдена, нитрида молибдена  $\text{Mo}_2\text{N}$  с сохранением тетрагональной симметрии и нарушением стехиометрии (избыток азота), следов карбида  $\text{Mo}_2\text{C}$  с ромбической решеткой и незначительного количества пор диаметром до 1 мкм, содержащих инертный газ.

Рассмотрим нанесение на воздухе молибдена на железо и стали. Рентгеноструктурный и микрорентгеноспектральный анализы молибденовых покрытий на стали 45 показали, что под действием ЭИЛ возникает диффузионная зона с большим количеством фазовых составляющих. Кроме исходных молибдена, твердого раствора углерода в железе и цементита (в несколько меньшем количестве в связи с его частичным распадом) в ней присутствуют твердые растворы замещения железа в молибдене и молибдена в железе, небольшое количество твердых растворов внедрения азота и углерода в молибдене и азота в железе, фазы внедрения: нитриды и карбиды молибдена, а также следы нитридов железа ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ,  $\text{Fe}_2\text{N}$ ), причем только при малых значениях энергии разряда. С увеличением энергии разряда растер толщина покрытия, о чем свидетельствует, в частности, уменьшение интенсивности дифракционных максимумов железа, и заметно возрастает содержание нитридов молибдена, в то время как количество карбидов изменяется незначительно (таблица).

**Таблица.** Влияние энергии разряда на содержание фаз в диффузионной зоне

| Фазы | Mo       | $\alpha\text{-Fe}$ | $\alpha\text{-Mo}$                 | $\text{Mo}_2\text{N}$ | $\text{Mo}_2\text{C}$ |
|------|----------|--------------------|------------------------------------|-----------------------|-----------------------|
|      | $E$ , Дж |                    | Относительная концентрация $C$ , % |                       |                       |
| 0,3  | 100      | 20                 | 10                                 | < 1                   | < 1                   |
| 0,9  | 100      | 4                  | 12                                 | 10                    | < 1                   |
| 3,1  | 100      | 0                  | 15                                 | 15                    | < 1                   |
| 6,4  | 100      | 0                  | 15                                 | 15                    | 1                     |

Это отличие может быть вызвано разными механизмами формирования фаз – появление азота в покрытии связано с его захватом из воздуха при ионизации молекул  $\text{N}_2$  в плазме искрового разряда, тогда как поступление атомов углерода лимитировано преимущественно его концентрацией в стали. Так, при обработке по тому же режиму стали 3, содержащей меньшее количество  $C$ , в диффузионной зоне только при значении  $E_{II} = 6,4$  Дж можно увидеть следы  $\text{Mo}_2\text{C}$ . При меньших энергиях дифракционные максимумы, соответствующие данной фазе, находятся на уровне фона. При взаимодействии молибдена с железом карбиды молибдена рентгеноструктурным методом не выявляются вообще, по-видимому, в связи с образованием цементита. Что же касается отсутствия нитридов железа при обработке с энергией разряда, превышающей 0,3 Дж, то это связано с тем, что с увеличением толщины формирующегося покрытия атомы азота не успевают проникнуть за время обработки в основной металл в количестве, достаточном для образования нитридов. Содержание твердого раствора азота в железе при 0,9 Дж также становится незначительным, причем это имеет место даже при обработке молибденовым анодом железа, не содержащего атомов углерода, которые могут препятствовать проникновению атомов других элементов при импульсной обработке [4]. Отметим, что возрастание величины энергии разряда также приводит к большей гомогенизации всех образовавшихся фаз. В покрытии и диффузионной зоне отсутствуют интерметаллические соединения железа и молибдена, несмотря на их появление в данной системе в равновесных условиях изотермических отжигов [3]. Однако при нанесении тонкого слоя молибдена на чистое железо в слое протяженностью  $\sim 2000$  нм от по-

верхности помимо твердых растворов было обнаружено небольшое количество соединения  $\text{Fe}_x\text{Mo}_{1-x}$ . Его оказалось недостаточно для определения симметрии и сопоставления с интерметаллидом  $\text{Fe}_2\text{Mo}$  ( $\lambda$ -фаза). При обработке по такому же режиму тонкопленочного ( $\sim 1000$  нм) исходного гальванического покрытия  $^{57}\text{Fe}$ , находящегося на монокристаллическом молибдене, молибденовым анодом, на поверхности возникает твердый раствор железа в молибдене и интерметаллическое соединение  $\text{Fe}_x\text{Mo}_{1-x}$ , где  $x < 0,66$ . На глубине  $\sim 1500$  нм выявляется твердый раствор молибдена в  $\alpha$ -Fe в виде фаз, размером порядка 15 нм.

При нанесении Fe покрытия на Mo возникают сходные фазы. При энергии разряда 6,4 Дж появляются твердые растворы с таким же содержанием растворенного элемента, нитриды железа и молибдена, интерметаллическое соединение с нарушенной стехиометрией  $\text{Fe}_{1,9}\text{Mo}$ . Карбидные фазы не возникают, как и в случае взаимодействия молибдена со сталями, поскольку количество углекислого газа в воздухе незначительно по сравнению с азотом, а других источников поступления атомов углерода в покрытие и основной металл нет. Кроме того, на поверхности железного покрытия обнаруживаются атомы кислорода – порядка 12 ат.% кислорода, не связанного в окислы. Можно предположить, что кислород находится в виде пересыщенного твердого раствора в железе и в растворе молибдена в  $\alpha$ -Fe.

### Список литературы

1. Герцрикен Д.С. Взаимодействие железа с газами воздуха под действием искровых разрядов /Д.С.Герцрикен, В.Ф.Мазанко, Чао Шенжу, Чжан Цженю, Д.В. Миронов, Т.В. Миронина. // Материалы 8-ой международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом», 23-25 сентября 2009 г., Минск, Беларусь. – Минск: «Издательский центр БГУ», 2009, С. 24-26.
2. Герцрикен Д.С. Взаимодействие меди с газами воздуха под действием искровых разрядов. /Д.С.Герцрикен, В.Ф.Мазанко, Чао Шенжу, Чжан Цженю, Д.В. Миронов, Т.В. Миронина. // Там же, С. 27-29.
3. ASM Handbook Volume 3 Alloy phase diagrams ASM International 1992.
4. Герцрикен, Д.С. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий. /Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко, В.М. Тышкевич, В.М. Фальченко — Киев: РИО ИМФ НАН Украины, 1999. - 436 с.

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛАХ

**Миронов В. М., Миронов Д. В., Герцрикен Д. С., Лопата Л.А., Бевз В. П.**

*Самарская государственная сельскохозяйственная академия, п. Усть-Кинельский*

*Самарской обл., Россия, [dvonorim@mail.ru](mailto:dvonorim@mail.ru)*

*Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАНУ, Киев, Украина,*

*[dina\\_izotop@mail.ru](mailto:dina_izotop@mail.ru); [BevzV@ukr.net](mailto:BevzV@ukr.net)*

*Национальный авиационный университет, Киев, Украина, [beryuza@ukr.net](mailto:beryuza@ukr.net)*

Одновременное действие пластической деформации и импульсов электрического тока используется при различных видах химико-термической обработки [1].

Рассмотрим перенос вещества при электроконтактном припекании. Оно осуществляется под импульсным давлением при прямом пропускании электрического тока до 8...30 кА, вторичным напряжением 1...6 В, давлением до 100 МПа, временем импульса 0,04...0,2 с, временем паузы 0,04...0,2 с., высокими скоростями нагрева, которые могут достигать  $10^3 \dots 10^4$  К/с. Результаты исследований показывают, что за время действия синхронизированных импульсов тока и давления, в результате реализации электропла-

стического эффекта происходят мгновенное разупрочнение и, как следствие, высокоскоростная пластическая деформация ( $10 \leq \dot{\epsilon} \leq 10^2 \text{ с}^{-1}$ ), в результате чего возникает развитая диффузионная зона между покрытием и металлом основы. Кроме того, имеет место также диффузия атомов основного металла в покрытие, практически на всю толщину покрытия. При режимах  $I_{\text{св}} = 9 \text{ кА}$ ,  $t_{\text{импульса}} = 0,06 \text{ с}$ ,  $p = 80 \text{ МПа}$ , глубина проникновения составляет 10-12 мкм. С ростом величин давления и силы тока диффузионная зона возрастает и достигает значения  $\sim 25 \text{ мкм}$ . Для сравнения определяли величину диффузионной зоны и форму концентрационного профиля при медленном растяжении со скоростью  $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Коэффициенты диффузии ( $D_M$ ) представлены в табл. 1. Из ее рассмотрения следует, что одновременное воздействие импульсов тока и деформации приводит к росту подвижности атомов на  $\sim 5$  порядков аналогично тому, что происходит при импульсных механическом и электромагнитном нагружениях [1].

**Таблица 1.** Подвижность атомов в металлах при статической ( $D$ ) и импульсной ( $D_M$ ) обработках

| Диффузانت | Металл | $D_M \cdot 10^5, \text{ см}^2/\text{с}$ | $D \cdot 10^{11}, \text{ см}^2/\text{с}$ |
|-----------|--------|-----------------------------------------|------------------------------------------|
| Ni        | Железо | 3,0                                     | 0,4                                      |
| Cr        | Никель | 6,3                                     | 6,5                                      |
| W         | Железо | 5,2                                     | 3,2                                      |
| Fe        | Никель | 3,9                                     | 7,6                                      |
| Al        | Никель | 7,1                                     | 65,0                                     |
| Mn        | Никель | 9,2                                     | 98,0                                     |

При наложении импульсов тока на медленно растягиваемый металл ( $10^3 \text{ А/мм}^2$ ,  $1,25 \cdot 10^{-4} \text{ с}$ ,  $323 \text{ К}$ ) происходит деформация со скоростью  $40 \text{ с}^{-1}$ , и подвижность атомов резко возрастает (табл. 2).

**Таблица 2.** Подвижность атомов в металлах при действии одного импульса тока.

| *Me→<br>Me                              | Ni→Ni | Ni→Cu | Cu→Ni | Fe→Fe | Fe→Co | Co→Fe | Co→Co | Al→Ti | Ti→Al |
|-----------------------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| $D_M \cdot 10^5, \text{ см}^2/\text{с}$ | 1,8   | 2,1   | 0,9   | 1,2   | 2,0   | 3,0   | 3,2   | 4,9   | 6,6   |

С повышением температуры и скорости скачкообразной деформации в момент раз упрочнения в условиях конденсаторной сварки алюминия, меди, никеля ( $2 \cdot 10^{-5} \text{ с}$ ,  $7,5 \cdot 10^3 - 1 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ ,  $\sim 723 \div 873 \text{ К}$ ) подвижность собственных атомов и атомов других металлов растет еще больше и достигает величин  $10^{-3} - 10^{-2} \text{ см}^2/\text{с}$ . Аналогичное влияние температуры и скорости деформации наблюдается при различных обработках: механическом воздействии, нагружении ударами с ультразвуковой частотой и др. [1].

Для понимания полученных результатов необходимо создание модели процесса раз упрочнения металла при прохождении импульсов тока.

В описании электропластического эффекта (ЭПЭ) можно использовать модель предложенную в работе [2]. Включение импульсного тока в процессе активной деформации образцов или ползучести приводит, как правило, к скачкообразному приращению деформации и связанному с этим скачком деформирующего усилия. Зависимость этого эффекта от амплитуды  $J_0$  и длительности  $t_u$  импульсов тока носит пороговый характер [3]. Порог по  $J_0$  лежит на уровне  $250-400 \text{ А/мм}^2$  для различных металлов, а по  $t_u$  на уровне  $50-100 \text{ мкс}$ . Эффект увеличивается с ростом  $J_0$  и  $t_u$ , а также с ростом частоты тока [4]. Действие тока на дислокацию, участвующие в пластической деформации,

не эквивалентно только приложению к ним механического напряжения. Как следует из формулы Пича-Келера, сила, действующая на дислокацию со стороны внешнего напряжения, изменяет своё направление на противоположное при изменении знака дислокации. Протекание тока  $J_0$  приводит к тому, что дислокации, перемещающиеся под острым углом по отношению к направлению тока (условно, “положительные” дислокации), ускоряют своё движение под влиянием силы увлечения, которая в расчёте на единицу длины дислокации записывается в виде

$$F = J_0 B / ne, \quad (1)$$

где  $B$  – коэффициент электрон-дислокационного взаимодействия,  $n$  – концентрация электронов проводимости,  $e$  – заряд электрона. Дислокации “отрицательного” знака движутся под тупым углом к направлению тока, тормозятся той же силой. Нужно отметить, что это обстоятельство не обязательно должно приводить к полярному характеру ЭПЭ, поскольку данный эффект является откликом всего дислокационного ансамбля на действие тока. Зависимость вклада в ЭПЭ от направления тока обусловлена различием между плотностями дислокаций разного знака. Воспользовавшись кинетическим уравнением для скорости термически активированной деформации, в которую учтено действие на дислокации силы увлечения (1), можно показать, что в режиме ползучести скачок деформации определяется выражением

$$\Delta \varepsilon = f \cdot t_u \left[ \frac{N_+ - N_-}{N_+ + N_-} \cdot \frac{\sigma_l}{K} + \frac{V^* \sigma_l^2}{2KkT} \right], \quad (2)$$

где  $N_+$  и  $N_-$  – плотности дислокаций положительного и отрицательно знаков;  $K$  – коэффициент линейного упрочнения;  $\sigma_l = J_0 B / neb$ ;  $-$  – вектор Бюргерса. Здесь учтено, что  $\sigma_l V^* \ll kT$ . Числа  $N_+$  и  $N_-$  практически одинаковы. Поэтому, согласно (2), термофлуктуационный вклад в ЭПЭ будет не полярным, а различие между оценкой  $\Delta \varepsilon$  и ее экспериментальным значением составит четыре порядка.

Такое большое расхождение оценок с экспериментальными данными свидетельствует о более значительном безактивационном вкладе тока в ЭПЭ. Физическая природа этого вклада состоит в том, что под влиянием импульсов тока наиболее неравновесные группы дислокаций положительного знака открепляются от своих препятствий безактивационным путём, чему также способствует инерционный эффект Гранато. При этом резко возрастают силы, действующие на дислокации в направлении тока. Группы же дислокаций отрицательного знака открепляются от стопоров только термофлуктуационным путём. К тому же это открепление затрудняется встречным током. Происходящее во время деформации упрочнение материала препятствует появлению новых неравновесных групп дислокаций. Поэтому время формирования  $t_\phi$  таких групп после микропластической деформации, вызванной очередным импульсом тока, с ростом общей деформации должно возрастать. Качественно это можно учесть, полагая  $t_\phi = \bar{l} / \bar{\dot{\gamma}}$ , где  $\bar{\dot{\gamma}}$  – средняя скорость термофлуктуационного движения дислокаций в отсутствии импульсов тока, а  $\bar{l}$  – среднее перемещение дислокаций, открепившихся от стопоров. Так как скорость пластической деформации  $\dot{\varepsilon}$  связана с  $\bar{\dot{\gamma}}$  соотношением  $\dot{\varepsilon} = bN\bar{\dot{\gamma}}$ , то  $t_\phi = \varepsilon_0 / \dot{\varepsilon}$ , где  $\varepsilon_0 = b\bar{l}N$ , а  $N$  – общая плотность дислокаций обоих знаков. Воспользовавшись уравнением термоактивируемой пластической деформации:

$$\dot{\varepsilon} = \varepsilon_0 \omega sh \frac{(\sigma^* - K\varepsilon) \dot{\gamma}^*}{kT}, \quad (3)$$

с помощью которого, в частности, получена формула (2). Здесь  $\omega = \nu \exp(-U/kT)$  – средняя частота преодоления дислокациями потенциальных барьеров с энергией активации  $U$ ,  $\nu$  – частота попыток преодоления барьеров;  $\sigma^*$  – эффективные напряжения,

отвечающие началу процесса пластической деформации. Решая уравнение (3) для случая ползучести ( $\sigma^* = \text{const}$ ), найдём зависимость от времени пластической деформации. Вычисляя затем скорость ее изменения, получается в итоге время формирования неравновесных дислокационных скоплений:

$$t_\phi = \frac{\varepsilon_0}{\dot{\varepsilon}(t)}. \quad (4)$$

Наибольшее действие импульсный ток оказывает в тех случаях, когда к приходу каждого из последующих импульсов успевают появиться неравновесные группы дислокаций, т.е. при  $f \cdot t_\phi(t) \ll 1$ . Данному условию удовлетворяют только  $n$  первых импульсов тока, число которых согласно приведённому неравенству определяется с помощью уравнения  $f \cdot t_\phi(t_0 + n/f) = 1$ , где  $t_0$  – момент включения тока. Если принять, что каждый из  $n$  импульсов вызывает элементарную пластическую деформацию  $\delta\varepsilon$ , то безактивационный вклад тока в пластическую деформацию будет

$$\Delta\varepsilon = n\delta\varepsilon = \frac{\delta\varepsilon}{\varepsilon_0} \left\{ \frac{kT}{KV^*} \left[ \Phi\left(\frac{f}{\omega}\right) + \frac{f}{\omega} \ln \operatorname{th} \frac{\sigma^* V^*}{2kT} \right] - f t_0 \right\}. \quad (5)$$

Нужно отметить, что полученная формула применима лишь при частотах  $f \leq f_0 = t_\phi^{-1}(t_0)$ . В противоположном случае, когда  $f > f_0$ , дислокационный ансамбль будет реагировать не на каждый очередной импульс тока, «пропуская» с увеличением  $f$  всё большее число импульсов. Учитывая это, а также наличие в (5) максимума при  $f \sim \omega$ , следует сделать вывод о наличии не монотонного изменения  $\Delta\varepsilon$  с возрастанием частоты импульсного тока. Элементарная пластическая деформация  $\delta\varepsilon$ , как и  $\Delta\varepsilon$ , зависит, согласно (5), от амплитуды импульсов  $J_0$  и их длительности  $t_{\text{и}}$ . Отметим также, что множитель  $kT/KV^*$  в (5), в отличие от случая логарифмического закона ползучести, обусловлен не непосредственно термофлуктуационной пластической деформацией, а тем, что число актов безактивационной деформации определяется временем  $t_\phi$ , характеризующим термофлуктуационную перестройку дислокационного ансамбля в процессе ползучести.

1. Герцрикен, Д.С. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий. /Д.С. Герцрикен, В.Ф. Мазанко, В.М. Тышкевич, В.М. Фальченко — Киев: РИО ИМФ НАН Украины, 1999. - 436 с.
2. Рошупкин, А.М. /А.М. Рошупкин, О.А. Троицкий, В.И. Спицин // ДАН СССР.— 1986.— Т.286, № 3. — С. 633 – 636.
3. Зуев, Л.Б. /Л.Б. Зуев, В.Е. Громов, В.Ф. Курилов, Л.И. Гуревич // ДАН СССР.— 1978.— Т.239, №1.— С. 84 – 86.
4. Троицкий, О.А. /О.А. Троицкий, В.И. Спицин, В.И. Сташенко // ДАН СССР.— 1981.— Т.256, №5.— С. 1134 – 1137.

## ПРЕДЕЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ КРУГЛОГО РАСТЯНУТОГО ОДНОРОДНОГО СТЕРЖНЯ

Мойсейчик Е. А.

Белорусский национальный технический университет  
[emoisseitchik@mail.ru](mailto:emoisseitchik@mail.ru)

Рассмотрим напряженное состояние растянутого однородного стержня в месте образования шейки. Для определения трех компонент напряжения в произвольной точ-

ке в месте образования шейки применим приближенную теорию напряженного состояния в шейке растянутого образца, предложенную Н.Н.Давиденковым и Н.И. Спиридоновой [1] и основанную на экспериментально установленном ими факте равенства и равномерного распределения по минимальному сечению шейки натуральных деформаций в радиальном и тангенциальном направлениях. Из этого следует, что в некоторый момент деформирования в минимальном сечении стержня ( $z=0$ ) будет соблюдаться условие

$$\xi_{rr} = \xi_{\varphi\varphi} = \text{const}, \text{ соответственно } \sigma_{rr} = \sigma_{\varphi\varphi}. \quad (1)$$

Пренебрегая упругими деформациями по сравнению с пластическими в шейке из условия несжимаемости с учетом (1) получаем

$$\xi_{zz} = -2\xi_{rr} = -2\xi_{\varphi\varphi} = \text{const}. \quad (2)$$

Для осесимметричной деформации основные уравнения теории пластичности имеют вид [2]:

- дифференциальные уравнения равновесия при отсутствии массовых сил:

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial z} + \frac{\sigma_r - \sigma_{\varphi}}{r} = 0, \quad (3)$$

$$\frac{\partial \tau_{rz}}{\partial r} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{rz}}{r} = 0. \quad (4)$$

-условие текучести Мизеса:

$$(\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi})^2 + (\sigma_{\varphi\varphi} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{rr})^2 + 6\tau_{rz}^2 = 6\tau_s^2. \quad (5)$$

-компоненты скорости деформации:

$$\xi_{rr} = \frac{\partial v_{rr}}{\partial r}; \xi_{\varphi\varphi} = \frac{\partial v_{\varphi\varphi}}{r}; \xi_{zz} = \frac{\partial v_{zz}}{\partial z}; \eta_{rz} = \frac{\partial v_{rz}}{\partial z} + \frac{\partial v_{zz}}{\partial r}. \quad (6)$$

-уравнения Сен-Венана – Мизеса:

$$\frac{\xi_{rr}}{H} = \frac{\sigma_{rr} - \sigma}{2\tau_s}, \dots, \frac{\eta_{rz}}{H} = \frac{\tau_{rz}}{\tau_s}. \quad (7)$$

При  $z=0$  в силу симметрии  $\sigma_{zz} = \sigma_{\varphi\varphi}$  уравнения равновесия принимают вид:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \left( \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} \right)_{z=0} &= 0 \\ \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} &= 0 \end{aligned} \right\}. \quad (8)$$

Учитывая, что  $\sigma_{rr} = \sigma_{\varphi\varphi}$  и  $\sigma_s = \sqrt{3}\tau_s$ , а из условия симметрии  $\tau_{rz} = 0$  при  $z=0$ , из (5) получаем

$$\sigma_{zz} - \sigma_{rr} = \sigma_s. \quad (9)$$

В меридиональной плоскости, например,  $ZOX$ , вблизи плоскости  $XOY$  угол ( $\omega$ ) наклона

касательной к траектории напряжения  $\sigma_s$  имеет небольшую величину. Поэтому в произвольной точке  $A$  (рис.1б) касательное напряжение

$$\tau = \sigma_{rz} = \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_3) \cdot \sin 2\omega \approx \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_3) \cdot 2\omega = (\sigma_1 - \sigma_3) \cdot \omega = \sigma_s \cdot \omega. \quad (10)$$

Тогда:

$$\left( \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial z} \right)_{z=0} = \sigma_s \left( \frac{\partial \omega}{\partial z} \right)_{z=0} = \frac{\sigma_s}{\rho}, \quad (11)$$

где  $\rho$ -радиус кривизны траектории главного напряжения при  $z=0$ . При  $x=a$  имеем:

$\rho = R$ , а из дифференциального уравнения  $\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} + \frac{\sigma_r}{\rho} = 0$  с учетом  $\sigma_r = 0$  при  $r=a$  получим:

$$\sigma_r = \sigma_z \int_a^r \frac{dr}{\rho}. \quad (12)$$

Из экспериментов [1] следует, что

$$\rho = R \frac{a}{r}. \quad (13)$$

Подставляя (13) в (12) получаем:

$$\sigma_{rr} = \sigma_z \left( \frac{a^2 - r^2}{2aR} \right). \quad (14)$$

Из условия (9) с учетом (14) имеем:

$$\sigma_{zz} = \sigma_z + \sigma_{rr} = \sigma_z \left( 1 + \frac{a^2 - r^2}{2aR} \right). \quad (15)$$

Из условия равновесия внешних и внутренних сил в сечении  $z=0$  имеем:

$$P = \iint_F \sigma_{zz} dF = \int_0^{2\pi} d\varphi \int_0^a \sigma_z \left( 1 + \frac{a^2 - r^2}{2aR} \right) r dr = \pi a^2 \sigma_z \left( 1 + \frac{a}{4R} \right). \quad (16)$$

Используя выражение (16) и среднее осевое напряжение ( $\bar{\sigma} = P/F$ ) получаем:

$$P = \pi a^2 \sigma_z \left( 1 + \frac{a}{4R} \right) = \pi a^2 \bar{\sigma}. \quad (17)$$

где  $F$ - площадь поперечного сечения испытуемого образца  $z=0$ .

Обозначим через  $K_{yup} = \sigma_z / \sigma_s$ .

Тогда 
$$K_{yup} = \sigma_z / \sigma_s = \left( 1 + \frac{a}{4R} \right). \quad (18)$$

С использованием работы П.Бриджмена[3] коэффициент  $K_{yup}$  записывается в виде

$$K_{yup} = \left( 1 + \frac{2R}{a} \right) \ln \left( 1 + \frac{a}{2R} \right). \quad (19)$$

Коэффициент  $K_{yup}$  (18), определенный на основании работ Н.Н. Давиденкова и Н.И. Спиридоновой [1], Зибеля [1] незначительно отличается от его величины по формуле (19) на начальной стадии образования шейки. На более поздних стадиях развития шейки точнее становится формула П.Бриджмена.

Таким образом, используя выражение (16) и временное сопротивление материала ( $\sigma_s = P/F_0$ ) получаем нагрузку на стержень в момент разрыва:

$$P_s = F_0 (1 - \psi) \sigma_s \left( 1 + \frac{a}{4R} \right), \quad (20)$$

где  $\psi$ - относительное сужение площади поперечного сечения после разрыва;  $F_0$ - первоначальная площадь поперечного сечения испытуемого образца.

## Список литературы

1. Давиденков, Н.Н. Анализ напряженного состояния в шейке растянутого образца/Н.Н.Давиденков, Н.И.Спиридонова//Избранные труды: В2-х т.-Том 2. Механические свойства материалов и методы измерения деформаций/Н.Н.Давиденков; под ред. Г.С.Писаренко.-Киев, 1981.-С.592-602.
2. Качанов, Л.М. Основы теории пластичности/Л.М.Качанов.-М.: ГИТТЛ, 1956.-324с.
3. Bridgman, P.W. Stress Distribution at the Neck of a Tension Specimen/ P.W. Bridgman// Trans. Am. Soc. Metals.-1942.-32.-P.553-574.

# ПРОЦЕССЫ ГИДРАТАЦИИ ЦЕМЕНТНОЙ СИСТЕМЫ В ВОДЕ (ДИСТИЛЛИРОВАННОЙ И ОБРАБОТАННОЙ УЛЬТРАЗВУКОМ)

Иконникова К. В., Петров А. Г., Иконникова Л. Ф., Петров Г. Г.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томский политехнический университет, Томск, Россия,  
[ikonna@yandex.ru](mailto:ikonna@yandex.ru)

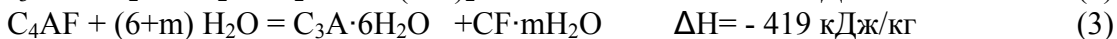
Технологические и эксплуатационные свойства строительных материалов на основе цемента зависят от продуктов твердения, образующихся при взаимодействии цемента с водой через ряд сложных химических реакций и процессов структурообразования. Для формирования структуры цементного камня с повышенной прочностью необходимо обеспечить стабилизацию состава гидратных соединений (предотвратить процессы их фазовых переходов) и достижение оптимального соотношения кристаллической и гелеобразной фаз в продуктах гидратации путем подбора состава и условий гидратации цемента. Положительный эффект дает воздействие на воду затворения низкочастотного ультразвукового поля [1], однако объяснение этого эффекта представляет предмет для дискуссий.

Целью настоящей работы является исследование процесса гидратации цементной системы в воде различного состояния (дистиллированной и обработанной ультразвуковыми колебаниями малой интенсивности).

Объектами исследования являлись: портландцемент марки «ПЦ 400-Д20» (ГОСТ 10178-85\*), дистиллированная вода (ГОСТ 6709-72), озвученная дистиллированная вода (обработка в течение 30 минут ультразвуком с частотой 1–100 Гц; 2–22 кГц  $\pm$  15%; 3–48 кГц  $\pm$  20%). В качестве контролируемых параметров процесса гидратации использованы pH,  $T^{\circ}\text{C}$  и время контакта цемента с жидкостью. Кислотность и температура фиксировались на pH-метре марки «HANNA Instruments pH-211» (точность измерения  $\text{pH}=\pm 0,03$  ед. pH,  $T^{\circ}\text{C}=\pm 0,1^{\circ}\text{C}$ ). Кинетические зависимости снимались следующим образом [2]. В потенциометрическую ячейку емкостью 25 мл вводилось 10 мл воды и, при непрерывном перемешивании магнитной мешалкой, вносилась навеска цемента (2 грамма) с одновременным включением секундомера. Замеры pH и  $T^{\circ}\text{C}$  проводились через 5 секунд в течение первой минуты контакта, в последующие 5 минут – через 1 минуту, а после 10 минут контакта – через 10 минут вплоть до 2÷3 часов исследования.

## Результаты и их обсуждение

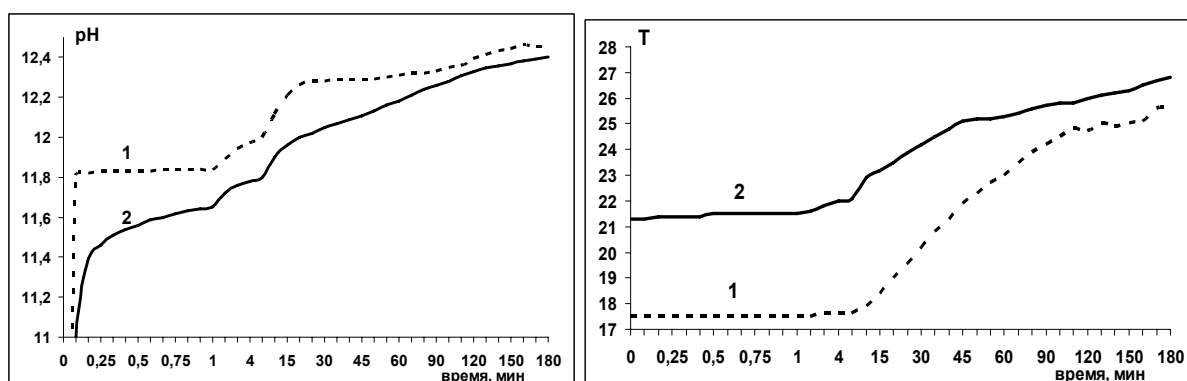
При затворении цемента водой (дистиллированной и озвученной) в течение всего 3-х часового контакта протекает подщелачивание и повышение температуры в суспензиях (рис.1), что обусловлено образованием гидратов клинкерных минералов по многочисленным химическим реакциям, основными из которых являются [3]:



Состав и состояние воды затворения существенно влияют на избирательность и селективность реакций гидратации полиминеральных зерен цемента, что отражается в изменении скорости тепловыделения и pH суспензий. Экспериментальные данные показывают, что обработка дистиллята ультразвуком приводит к изменению состава и состояния воды (подщелачивание до  $\text{pH}=9.3$  и повышение температуры на  $3\div 4^{\circ}\text{C}$ ). Это связано с явлением кавитации [4]: саморазогрев системы и деструкция молекул воды с образованием радикалов, ионов, возбужденных молекул воды:  $\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{OH}^-$ ,  $\text{O}^-$ ,  $\text{H}_2\text{O}^+$ ,  $\text{OH}$ ,  $\text{H}$ ,  $\text{H}_2\text{O}_2$ ,  $\text{H}_2\text{O}^*$  и т.д. Метастабильное состояние воды удерживается в течение 30 минут, затем протекает интенсивный процесс восстановления кислотно-основного рав-

новесия воды до  $pH=7.0$ . Затворение портландцемента озвученной водой приводит к следующим эффектам (рис. 1-2):

1 - «Воздушно-сухое состояние» поверхности цемента откликается более кислыми центрами (через  $5\div 15$  секунд контакта  $pH=11.0$ , в то время как в дистиллированной воде  $pH=11.8$ ). При этом, подщелачивание и тепловыделение в цементной суспензии на основе озвученной воде начинается раньше и протекает со скоростью в  $5\div 6$  раз большей (уже с первых секунд контакта процессы идут с постоянно высокой скоростью), в то время как в дистиллированной воде в течение 1 минуты скорость процессов практически нулевая. Полученные результаты указывают на то, что изменение состава и состояния озвученной воды приводит к активизации процесса гидратации по поверхностным центрам более кислого характера и гидратирующихся с большим тепловыделением, чем в дистиллированной воде. Такими центрами могут быть катионы  $Al^{3+}$  и  $Fe^{3+}$  алюминатных и алюмоферритных составляющих клинкера, характеризующихся высокими значениями скорости и теплот гидратации (реакции 3 и 4), а насыщенные растворы их гидроксидов характеризуются значениями  $pH=10.8$ . В то время как в дистиллированной воде поверхность откликается центрами более основного характера, гидратирующихся с меньшим тепловыделением. Такими центрами могут быть катионы  $Ca^{2+}$  силикатных форм портландцемента (трехкальцевого и двухкальцевого силикатов), которые характеризуются меньшей скоростью и теплотами гидратации (реакции 1 и 2), а кислотность насыщенного раствора  $Ca(OH)_2$  соответствует  $pH=12.5$ .



**Рис. 1.** Кривые изменения кислотности и тепловыделения цементной суспензии во времени: 1) в дистиллированной воде, 2) в озвученной воде

2 - Процессы гидратации цементных зерен с озвученной водой в период до  $20\div 30$  минут контакта испытывают внутридиффузионное торможение (рис.2 - область максимальных скоростей изменения  $pH$  и тепловыделения сдвинута влево по шкале времени и менее протяженна). В то время как в дистиллированной воде наблюдается внешнедиффузионное торможение реакции гидратации (область максимальных скоростей сдвинута вправо по шкале времени и более протяженна).

В озвученной воде более высокий заряд потенциалопределяющих ионов  $Al^{3+}$  и  $Fe^{3+}$  приводит к прочному удерживанию противоионов адсорбционного слоя ДЭС, смыкание частиц новообразований протекает по механизму дальнего взаимодействия (через прослойку адсорбционного слоя противоионов). В результате чего на поверхности зерен цемента образуется непрочная рыхлая оболочка, которая не препятствует прохождению молекул воды вглубь зерна цемента, способствует дальнейшему протеканию реакции гидратации. Торможение реакции происходит за счет внутридиффузионных процессов (в каждый момент времени реакция протекает на разных по глубине участках, поэтому находится в различных фазах своего развития и имеет различную скорость). Растворение более глубоких слоев цементных зерен приводит к уменьшению непрореагировавших зерен цемента и увеличению объема новообразований. Появление новых порций гидратов приводит к сдавливанию и разрушению оболочки вокруг

зерна цемента, что отражается максимумом после спада скорости реакции. Таким образом, вокруг зерна цемента формируется матрица – новообразования из кристаллических и скрытокристаллических (гелеобразных) форм. Гелеобразные формы играют роль «амортизаторов», снижают возникающие в твердеющем камне напряжения. При нагрузке сначала разрушается гель, так как затвердевшая гелевая матрица имеет хрупкий характер разрушения и меньшую предельную деформацию, чем кристаллы новообразований.

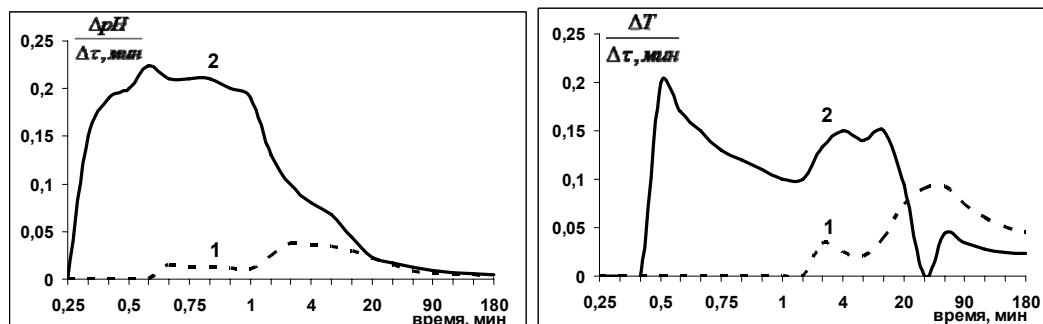


Рис. 2. Кривые изменения скорости кислотности и тепловыделения цементной суспензии во времени: 1) в дистиллированной воде, 2) в озвученной воде

В дистиллированной воде меньший заряд потенциалопределяющих  $\text{Ca}^{2+}$ -ионов слабо удерживает противоионы адсорбционного слоя ДЭС, поэтому смыкание частиц новообразований протекает по механизму ближнего взаимодействия с вытеснением адсорбционного слоя  $\text{OH}^-$ -противоионов. В щелочных растворах ( $\text{pH}=11,8\div 12$ ) растворимость  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  снижена, в результате чего на поверхности зерен цемента сразу же после соприкосновения с водой образуется прочная корочка из кристалликов  $\text{Ca}(\text{OH})_2$  и прочно сомкнувшихся частиц новообразований. Экранирующее действие продуктов реакции проявляется в затруднении диффузии воды по поверхности цементных частиц и скорость гидратации резко понижается (проявляются признаки внешнедиффузионного торможения реакции). Объем межзёрненной матрицы мал.

### Выводы

При озвучивании дистиллированной воды меняется её состав и состояние, что приводит к активации гидратации по поверхностным центрам более высокого заряда, слипанию частиц новообразований по механизму дальнего взаимодействия, внутридиффузионному торможению реакции гидратации, уменьшению непрореагировавших зерен цемента, увеличению объема новообразований. Повышение прочности цементного камня в таких условиях может быть связано с достижением в объеме матрицы новообразований оптимального соотношения кристаллической и скрытокристаллической фаз, позволяющего выдерживать высокие нагрузки.

### Список литературы

1. Карасева Я.А. Повышение эффективности цементных дисперсных систем водой в метастабильном состоянии: Дисс...канд. техн. наук. – Пенза, 2008. – 154 с.
2. Иконникова К.В. Влияние структурных параметров оксида алюминия различной модификации на кислотно-основные свойства его поверхности: Дисс...канд. хим. наук. – Кемерово, 2007. – 125 с.
3. Кузнецова Т.В., Кудряшов И.В., Тимашев В.В. Физическая химия вяжущих материалов: Учебник для хим.-технол. спец. вузов. – М.: Высш.шк., 1989. – 384 с.
4. Бункин Н.Ф., Бункин Ф.В. Бабстоны – стабильные газовые микропузырьки в сильно разбавленных растворах электролитов / ЖЭТФ, 1992. – Т.101, Вып.2 – С. 512-527

## **ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА БрА7Н6Ф**

**Девойно О. Г., Кардаполова М. А., Луцко Н. И., Ковальчук А. А.**

*Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,  
[scvdmed@bntu.by](mailto:scvdmed@bntu.by)*

Сложнолегированные бронзы обеспечивают оптимальное сочетание трибо-технических свойств при малых и средних нагрузках (от 2 до 5 МПа). В то же время, повышение удельной нагрузки выше допустимой приводит к их быстрому разрушению. Медь – основа сплава – отличается дороговизной и дефицитностью. Актуальной поэтому явилась попытка создать материал для покрытия, обладающий стоимостью, близкой к стоимости углеродистой стали и износостойкостью – в 2-3 раза выше, чем у стандартных бронз. Иначе говоря, в работе ставилась задача: создать покрытие на основе бронзы БрА7Н6Ф, обладающее достоинствами сложнолегированной бронзы, но значительно превосходящее по износостойкости.

При выборе легирующих компонентов для модификации бронзовых покрытий принималось во внимание: способность данного компонента образовывать с материалом основы высокотвердые соединения, т.е. формирования в покрытии вторичной упрочняющей фазы; способность данного компонента к упрочнению твердого раствора; смачиваемость компонента медью в расплавленном состоянии, т.е. возможность образования первичных твердых упрочняющих фаз. Следует учесть технологические особенности лазерного легирования, включающие высокоэнергетическое воздействие на вводимые модифицирующие компоненты, сверхвысокие скорости нагрева и охлаждения зоны воздействия лазерного луча. В таких условиях поведение легирующих компонентов не всегда подчиняется общепризнанным канонам и требуется экспериментальная проверка эффективности использования того или иного компонента. Производилась оптимизация состава сложной обмазки из выбранных компонентов, режимов легирования на основе изучения их влияния на структуру и свойства упрочненного слоя.

### **Методика проведения исследований. Выбор легирующих компонентов для лазерного легирования**

Легирующие компоненты в виде шликера наносились на поверхность газотермического покрытия (толщиной 0,6 мм) из алюминиевой бронзы БрА7Н6Ф. Толщина шликерной обмазки на покрытии составляла порядка 0,1 мм. Лазерная обработка покрытия проводилась на установке непрерывного действия Комета-2 мощностью излучения 1 кВт при скорости перемещения луча 2,67 мм/с, диаметре пятна лазерной обработки 2 мм и коэффициенте перекрытия 0,8. Эти режимы обеспечивали стабильный переплав покрытия на всю глубину и ширину зоны с минимальным влиянием на основу, и одинаковый фазовый состав. Перемещение детали относительно лазерного луча осуществлялось с помощью станка с ЧПУ.

Рентгеноструктурный анализ покрытий позволил оценить фазовый состав легированного покрытия, степень легированности твердого раствора, наличие и состав упрочняющей фазы. После предварительных исследований в качестве легирующих компонентов были отобраны 4 вещества: карбиды вольфрама и хрома, борид титана и кремний. Исходное бронзовое покрытие имело в составе алюминиды (25% об.) и фосфиды (10% об.) меди, распределенные в легированном твердом растворе. В процессе лазерной обработки фосфиды, видимо, выгорают и в составе оплавленного покрытия не найдены. Кремний довольно активно реагирует с медью, но его окислы, вследствие их тугоплавкости, не могут служить защитой от окисления при ЛХТО. Поэтому после

указанной обработки в поверхностном слое появляются силициды меди, окислы меди и кремния. Присутствует также небольшое количество непрореагировавшего кремния.

Хотя вольфрам с медью не взаимодействует, его карбиды хорошо ею смачиваются. В воздушной атмосфере при интенсивном энергетическом воздействии монокарбид вольфрама не вполне стабилен и обезуглероживается до  $W_2C$ ; покрытие имеет в составе:  $WC(30\%)$ ,  $W_2C(5-7\%)$ , алюминиды меди ( $25\%$ ),  $Cu_3P$  и  $CuO$  (по  $5-7\%$ ) в легированном твердом растворе. При использовании в качестве шликерной обмазки карбидов хрома лазерно-обработанное покрытие включает карбиды хрома ( $20-25\%$ , преимущественно  $Cr_7C_3$ ), алюминиды меди ( $25-30\%$ ), распределенные в твердом растворе хрома в меди. Для диборида титана оказывается справедливым то, что сказано относительно монокарида вольфрама:  $TiB_2$  при лазерной обработке частично разлагается с образованием монокарида  $TiB$ , в результате чего оба соединения присутствуют в сплаве примерно в одинаковых количествах. При этом титан не легирует твердый раствор.

### **Влияние технологических параметров на параметры качества упрочненных слоев**

Проводимое исследование представляло собой многофакторный и многопараметрический эксперимент, т. е. исследуемая система подвержена влиянию множества входных, поддающихся управлению факторов и характеризуется множеством выходных параметров, изменения которых необходимо исследовать и оптимизировать.

Поэтому в качестве метода планирования эксперимента выбрали планирование на симплексе, позволяющее при сравнительно небольшом числе опытов получить нелинейную модель поверхности отклика достаточно высокой степени (в данном случае – полной третьей), учитывающую сложность зависимости свойств системы от состава и возможность химических взаимодействий между компонентами. Алгоритм процедуры планирования и обработки результатов был взят из работы Ф. С. Новика, а расчёты производили на ПЭВМ с использованием программы SYMPLEX3, входящей в пакет прикладных программ STAT, разработанный в БНТУ.

Исследуемая система управлялась четырьмя входными факторами – переменными концентрациями компонентов (доли по объему):  $X_1$  – карбиды вольфрама,  $X_2$  – карбиды хрома,  $X_3$  – бориды титана,  $X_4$  – порошкообразный кремний.

В качестве выходных факторов (параметров оптимизации) для построения математических моделей полной третьей степени оценивали следующие величины:

$Y_1$  – средняя микротвердость покрытия (по данным 50 замеров, МПа);  $Y_2$  – содержание в покрытии твердого раствора на основе меди, в % по объему;  $Y_3$  – содержание в покрытии упрочняющих фаз высокой твердости (боридов, карбидов и чистого кремния), % по объему;  $Y_4$  – степень легированности твердого раствора на основе меди; в таблице приведены величины параметра кубической решетки твердого раствора в ангстремах – результаты экстраполяции по 6 дифракционным линиям (период решетки чистой меди 3.615);  $Y_5$  – содержание в покрытии интерметаллидов системы "Cu–Al";  $Y_6$  – износ при трении стального плоского контртела по плоской поверхности покрытия. Параметр  $Y_6$  имеет относительный характер и описывает скорость изнашивания, так как представляет собой глубину канавки изнашивания при трении с постоянной удельной нагрузкой. Тем не менее, по его величине можно судить о износостойкости покрытия. Матрица планирования потребовала реализации 20 основных и 4 повторных опытов. Результаты первых 20 опытов были использованы для расчета шести математических моделей – уравнений гиперповерхностей отклика параметров "Y" на вариацию факторов "X". Результаты опытов 21 .. 24 использовались для определения дисперсии опытов и оценки степени адекватности моделей (все модели оказались адекватными с вероятностью не менее 0.99).

Общий вид модели полного III порядка:

$$Y = \sum_{i=1}^4 B_i X_i + \sum_{i=1}^3 \sum_{j=2}^4 B_{i,j} X_i X_j + \sum_{i=1}^3 \sum_{j=2}^4 G_{i,j} X_i X_j (X_i - X_j) + \\ + \sum_{i=1}^2 \sum_{j=2}^3 \sum_{k=3}^4 B_{i,j,k} X_i X_j X_k,$$

Для оценки достоверности моделей программа сравнивает опытные значения параметра с рассчитанными модели. Это позволило рассчитать положение максимумов и минимумов в концентрационном тетраэдре методом прямого последовательного перебора с шагом, равным 5 % по объему. Расчет наличия, знака и степени тесноты корреляции между полученными координатами показал следующее: средняя микротвердость и износостойкость покрытия тесно коррелируют: износ уменьшается с повышением твердости; твердость покрытий обусловлена величиной объемной доли фаз высокой твердости; наоборот, увеличение концентрации твердорастворной составляющей снижает твердость и износостойкость покрытий; степень легированности твердого раствора мало влияет на свойства покрытий.

Весьма важно для теории и практики упрочнения следующее обстоятельство: максимумы твердости и износостойкости покрытий не совпадают с вершинами концентрационного тетраэдра; иначе говоря, упрочнение покрытий происходит не столько из-за высокого уровня свойств отдельных фаз (они ни в одном случае не образуют сплошного слоя), сколько в результате создания многофазных высокодисперсных структур с весьма развитыми межфазными поверхностями. Таким образом, основные механизмы упрочнения – дисперсионное твердение в результате торможения дислокаций на поверхностях раздела фаз различной природы.

При этом максимальный уровень свойств обеспечивается при определенном соотношении как свойств матрицы и упрочняющей фазы, так и их количества. Это подтверждается тем, что, несмотря на наличие корреляции, концентрационные максимумы твердости и износостойкости не совпадают. Так, расчеты по полученным моделям показывают, что покрытие с максимальной износостойкостью имеет микротвердость порядка 5500 МПа, содержит порядка 22% легированного твердого раствора, 56% высокотвердых составляющих и 14% алюминидов меди.

Исследования микроструктуры покрытий напыленной порошковой бронзы, оплавленной при различных режимах с обмазкой показали, что после сквозного проплавления она состоит из легированных дендритов твердого раствора, в пазах которых кристаллизуются мелкодисперсные высокотвердые фазы. При неполном энергоскладе введенные фазы из обмазки не успевают раствориться полностью, но покрытие остается работоспособным и может быть рекомендовано для условий трения с абразивом. Неоплавленное покрытие содержит большое количество окислов.

## Выводы

1. Исследована и подтверждена возможность повышения твердости и износостойкости покрытия на основе бронзы БрА7Н6Ф для деталей, работающих в условиях повышенного износа плазменной и лазерной обработкой их поверхности.
2. Рассчитаны математические модели структурообразования при лазерной ХТО покрытий и на их основании определены оптимальные сочетания упрочняющих компонентов.
3. Установлено, что основным механизмом, обуславливающим повышение свойств после лазерной ХТО, является фазовое дисперсионное упрочнение.
4. Микроструктура оплавленной лазером бронзы состоит, в основном, из высоколегированных дендритов твердого раствора на основе меди.

# **ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТНЫЕ И ИЗНОСОСТОЙКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНИТЕЛЬНО К КОНКРЕТНЫМ ЗАДАЧАМ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН**

**Кобяков О. С., Спиридонов Н. В., Кардаполова М.А.,  
Баркун А. А., Кукин С. Ф.**

*Белорусский национальный технический университет, Минск,  
Минский тракторный завод*

Производственное объединение «Минский тракторный завод» (ПО «МТЗ»), за более чем полувековую историю с момента его организации, на сегодняшний день является одним из крупнейших производителей сельскохозяйственной техники. На предприятии освоено производство 62 моделей тракторов для эксплуатации в различных климатических условиях и климатических зонах [1].

Как показывает анализ современного состояния и перспектив развития упрочняющих технологий, технический прогресс в этой области не возможен без использования современных инновационных технологий и аппаратуры.

С этой целью на РУП «МТЗ» намечена организация производственного участка лазерного термоупрочнения деталей подверженных повышенному изнашиванию в процессе эксплуатации.

К таким деталям, в частности, относятся детали разработанной новой конструкции узлов сцепления фрикционных механизмов – (деталь – «барабан» - 2822 - 1701070 и 2822 – 170-13-72) трактора, в которых повышенному изнашиванию подвержены торцевые поверхности барабана.

Традиционные технологические методы термоупрочнения такие, как объемная закалка и закалка ТВЧ не обеспечивают необходимых прочностных и износостойких свойств, а также приводят к короблению, изменению линейных размеров и формы деталей.

С учетом этих обстоятельств, с целью повышения прочностных износостойких и эксплуатационных свойств деталей, актуальным становится разработка технологии лазерного термоупрочнения, обеспечивающая минимальные изменения формы, линейных размеров и коробление деталей фрикционных механизмов узлов сцепления.

Исследования процессов лазерного термоупрочнения на образцах и деталях осуществлялись с использованием лазерной установки непрерывного излучения «Комета-2» мощностью 1,5 кВт с длиной волны излучения 10,2 мкм. Перемещение образцов и деталей в процессе закалки проводилось на установке с ЧПУ марки РУХ-4. Мощность излучения в процессе экспериментов составляла 1,1 – 1,2 кВт, а пятно нагрева 2,5 – 3,0 мм.

Металлографические исследования осуществлялись с использованием оптических микроскопов «Mef-3» фирмы «Reichert» (Австрия) и «Neofot-21» (Германия). Микротвердость зон упрочнения измерялась на микротвердомерах ПМТ-3 и «Micromet-П» при нагрузке 100 и 200г при времени экспозиции 10 с, по ГОСТ 9450-76. Изменения линейных размеров контролировались измерительным инструментом с ценой деления 0,01 мм. Шероховатость поверхности определялись профилографом-профилометром модели 252-Н завода «Калибр». Испытания на износостойкость осуществлялись на машине трения СМТ-3 по схеме «диск – колодка» при нагрузке от 8,0 до 10,0 кгс при линейной скорости скольжения 0,6 м/с и количество циклов испытаний до  $5 \cdot 10^7$ . Испытания проводились в масле индустриальном 20. Контртелом служили образцы из стали

65-Г твердостью 56-58 HRC. Использование данного металла обусловлено условиями взаимодействия пар трения в узлах сцепления, близких к реальным.

В процессе упрочняющей термообработки деталей барабанных механизмов узлов сцепления основными технологическими требованиями являются: сохранение линейных размеров и формы деталей в пределах поля допусков, не превышающих величину от 0,01 до 0,07 мм., обеспечение минимальной твердости упрочняемых поверхностей трения не менее 47 единиц HRC.

Учитывая сложную конфигурацию деталей барабанных механизмов изменение линейных размеров после лазерного термоупрочнения контролируется в нескольких направлениях. Основными являются: радиальные смещения упоров относительно центра, а также изменение расстояния между пазами упоров дисков сцепления.

Спаренный (двойной) барабан (2228-1701070) имеет 8 пазов, между которыми фиксированное расстояние составляет  $25^{+0,2}_{-0}$  мм. Жесткие требования к изменению линейных размеров обусловлены конструктивными особенностями барабанных механизмов, внутри которых размещены ведущие, и ведомые диски из закаленной стали 65Г. Общее количество дисков достигает 14 штук с одной стороны барабана и 14 дисков с другой стороны.

В процессе работы узла сцепления диски обеспечивают фрикционное взаимодействие и передают крутящий момент на силовой вал привода трактора. Концы ведущих дисков упираются в торцовые стенки барабана, вызывая повышенный износ. Скольжение дисков по поверхности пазов упоров обеспечивается заданными по чертежу параметрами рельефа и шероховатостью поверхности, которая должна быть в пределах Ra-5 мкм.

С целью повышения износостойких свойств деталей узлов сцепления на РУП «МТЗ» было опробовано несколько методов термообработки, включая закалку с объемным нагревом и с нагревом ТВЧ. Использование объемного нагрева было полностью исключено, в связи с очень сильным искажением размеров и формы деталей, а также окислением поверхности в результате высокотемпературного (900-950°C) нагрева в окислительной воздушной атмосфере. Закалка торцов с помощью плоского индуктора, вводимого в пазы барабана, позволяет получать закаленные слои с относительно невысокой твердостью. Нагрев с использованием ТВЧ часто приводит к изменению формы и требуемых линейных размеров от реальной поверхности или реального профиля формы лимитируемых в соответствии с требованиями ГОСТ 24642-8. В связи с этим, значительное количество деталей не попадают в поле допусков, по диаметру или расстояниям между пазами и отбраковываются.

Нами были проведены исследования по замене энергоемкого, малоэффективного процесса закалки ТВЧ на использование локального высококонцентрированного лазерного источника нагрева.

В результате лазерного термоупрочнения торцовых поверхностей упоров барабанных механизмов двойного узла сцепления модели 2822-17010170 были проведены замеры линейных размеров взаимного расположения упоров барабана относительно центра и пазов детали в соответствии с требованиями по чертежу.

Замеры линейных размеров фрикционных механизмов узлов сцепления до процесса термоупрочнения и после лазерной обработки показали, что линейные размеры деталей находятся в поле допусков и соответствуют требованиям размеров по чертежу.

При закалке металла на режимах с подплавлением поверхности, наблюдается изменение микрорельефа поверхности за счёт уменьшения среднеарифметического отклонения профиля Ra, а также уменьшения высоты микронеровностей Rz и увеличения радиусов округления вершин, сформировавшихся в результате механической обработки.

При закалке стали 45 из твердой фазы поверхность деталей определяется предшествующей механической обработкой и после лазерной закалки не изменяется.

Наибольший практический интерес представляет оценка влияния величины  $H_{\max}$  на фактическую площадь опорной поверхности взаимодействующих пар трения. По нашим оценочным данным фактическая площадь касания сопряжённых поверхностей трения составляет 75–80% от номинальной площади.

Для создания оптимальной величины опорной поверхности было рекомендовано ввести дополнительную механическую финишную обработку поверхностей упоров деталей шлифованием. Это обеспечит площадь опорной поверхности близкую к номинальной. Устранение микронеровностей не существенно отразится на износостойких свойствах упрочнённого слоя, толщина которого составляет 0,95–1,1 мм.

Исследования влияния глубины упрочнённого слоя ( $h$ ) в зависимости от скорости ( $v$ ) перемещения зоны нагрева, показывало, что уменьшение скорости перемещения зоны приводит к увеличению глубины ( $h$ ) закалённого слоя. Однако микротвёрдость металла при этом уменьшается. Например, при скорости  $v > 0,7$  м/мин микротвёрдость стали 45 на 1500–2000 МПа превышает микротвёрдость, полученную традиционными методами закалки с объёмным нагревом металла.

При скорости  $v < 0,7$  м/мин наблюдается значительное уменьшение микротвёрдости. По-видимому, это связано с тем, что при определённых скоростях нагрева,  $v > 10^4$  С/с, начинает преобладать бездиффузионный механизм  $\alpha \rightarrow \gamma$  – превращений с последующей рекристаллизацией  $\gamma$ -фазы. При этом скорость зарождения аустенита становится соизмеримой и даже превосходит скорость роста его зёрен [2, 3], в результате чего, формируется структура мелкоигольчатого мартенсита.

Превращение «перлит – аустенит» происходит при этом, преимущественно, в рамках перлитных колоний, благодаря чему имеет место неравномерное распределение углерода, что характерно для сверхскоростных методов нагрева и, прежде всего, лазерного [2]. Эти особенности обуславливают высокую твёрдость мартенсита.

В случае использования лазерного излучения, поверхностный нагрев осуществляется за время порядка  $10^{-3}$  с. Распределение теплоты происходит за счёт теплопроводности в глубь детали. Например, при закалке углеродистых сталей 35, 40, 45, 40ХН и ряда других с подплавлением поверхностного слоя – формируется зона, состоящая из дисперсного мартенсита твёрдостью  $H_{100} = 10000$ –12000 МПа. Непосредственно под верхним слоем располагается слой крупноигольчатого мартенсита, средняя твёрдость которого достигает  $H_{100} = 10000$  МПа, а далее расположена переходная зона, состоящая из мартенсита и феррита твёрдостью до  $H_{100} = 8000$  МПа. Такая слоистая структура закаленного металла способствует тому, что возникающие при закалке напряжения компенсируются многослойной структурой металла, что не приводит к короблению и изменению линейных размеров и формы деталей. При закалке из твёрдой фазы без подплавления поверхности, возрастает предел выносливости металла на изгиб до 70–80% и контактной выносливости на 60–70%, в связи с формированием мартенситной структуры с высокой степенью дисперсности [4].

С уменьшением скорости перемещения пятна нагрева мгновенные значения температуры на поверхности возрастают и по расчётным и экспериментальным данным [6] температура на поверхности может достичь 1300–1400 С. Одновременно возрастает и длительность выдержки металла при высокой температуре, а скорость охлаждения уменьшается, что в конечном итоге способствует значительному снижению микротвёрдости упрочнённого слоя [3,5].

Как показали экспериментальные исследования и анализ формирования зон лазерного термоупрочнения глубина зон термоупрочнения и микротвёрдость металла, прежде всего, определяются скоростью движения зоны нагрева.

При формировании зон закалки в диапазоне скоростей (250, 300, 500, 800 мм/мин) основной наблюдаемой закономерностью является уменьшение глубины закалённого слоя с увеличением скорости пятна нагрева с одновременным изменением микротвёрдости металла.

Как показали измерения, наиболее оптимальной скоростью перемещения пятна нагрева будет диапазон скоростей в пределах 1100–1200 мм/мин. При этом глубина закали составляет 1,1–1,5 мм с максимальной твердостью до 9000 МПа.

Таким образом, в результате проведенных исследований нами было упрочнено 5 штук деталей барабанных механизмов узлов сцепления. Разработанная технология лазерной закали обеспечивает минимальные изменения формы и линейных размеров деталей и способствует повышению износостойких (до 2,5–3 раз) и эксплуатационных свойств деталей.

Производственные испытания упрочнённых деталей в испытательном цехе РУП «МТЗ» (с. Обчак) показали хорошие результаты. Стендовые испытания упрочненных лазером деталей (при общем количестве циклов до 2000) показали полное отсутствие следов износа торцовых поверхностей деталей узлов сцепления при сохранении линейных размеров и формы детали в пределах существующих допусков.

В результате проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Установлено преобладающее влияние скорости зоны нагрева на глубину закалённого слоя в диапазоне скоростей от 250 до 2000 мм/мин. Показано, что при скорости 1100–1200 мм/мин микротвердость закаленного слоя достигает значений 9000 МПа при толщине слоя 1,1–1,5 мм.

2. Микрорельеф и шероховатость поверхности существенно влияют на площадь опорной поверхности сопряжённых пар трения, фактическая площадь которой составляет 75–80% от номинальной.

3. Установлено, что жесткие требования, предъявляемые к изменению линейных размеров и формы деталей узлов сцепления, могут быть обеспечены в случае использования технологии лазерного упрочнения деталей фрикционных механизмов узлов сцепления тракторов «Беларус».

#### **Список использованных источников**

1. Ильющенко А.Ф., Крупец Л.Н., Киреев П.Н. Сотрудничество НАН Беларуси и ПО «МТЗ». Разработка и внедрение новых материалов и технологий. В сб. научных докладов «Порошковая металлургия в автотракторном машиностроении», ГНУ ИПМ, Минск-2007.- С.30-33.
2. Кидин И.Н. – Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали. – М.: Металлургиздат, 1957. – 45 с.
3. Хрущев М.М. – Закономерности абразивного изнашивания // Износостойкость. – М.: Наука, 1957. – Вып.3. – с 5-28.
4. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин / Н.В.Спиридонов, О.С.Кобяков, И.Л.Куприянов. Изд. «Высшая школа», Мн., 1988, 155 с.
5. Блантер М.А., Гольденберг А.А. Термическое упрочнение низкоуглеродистой легированной стали. – М.: - Машиностроение, 1967. – 40 с.
6. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н.Гриднев, Ю.Л.Мешков, С.Л.Ошкадеров, В.Л.Трефилов. – Киев : Наук. Думка, 1973. – 335 с.

# МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО СООСАЖДЕНИЯ.

Лалетин В. М.<sup>1</sup>, Паньков В. В.<sup>2</sup>, Степанович А. И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь,  
[laletin57@rambler.ru](mailto:laletin57@rambler.ru)

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь

## Введение

Сочетание индивидуальных свойств пьезоэлектрических и магнитных материалов позволяет создавать композиционные структуры с особыми магнитоэлектрическими (МЭ) свойствами. Механизм МЭ взаимодействия в этих структурах является результатом механического взаимодействия магнитной и пьезоэлектрической подсистем. В изменяющемся магнитном поле, возникающая деформация магнитострикционной фазы передается пьезоэлектрику и вследствие прямого пьезоэффекта приводит к возникновению электрического поля в образце. МЭ эффект, являющийся новым свойством таких композитов относится к классу вторичных эффектов, или так называемых „product properties“ [1]. Очевидно, что величина эффекта должна зависеть от свойств исходных компонентов и структуры композита. Существуют различные методы получения композиционных материалов, обладающие своими преимуществами и недостатками. Объемные композиционные материалы, полученные спеканием смесей порошков феррита и пьезоэлектрика, хотя и имеют меньшие значения МЭ параметров, но они просты в изготовлении и обладают хорошими механическими свойствами [2]. Эти особенности делают их наиболее перспективными в практическом применении. МЭ эффект в объемных композитах зависит от целого ряда факторов: состава исходных порошков, размера его частиц, соотношения составляющих фаз, влияния добавок, температуры спекания, гомогенности структуры. В данной работе исследованы МЭ свойства композиционной керамики феррит-пьезоэлектрик, полученной методом химического соосаждения, в зависимости от температуры спекания.

## Методика эксперимента

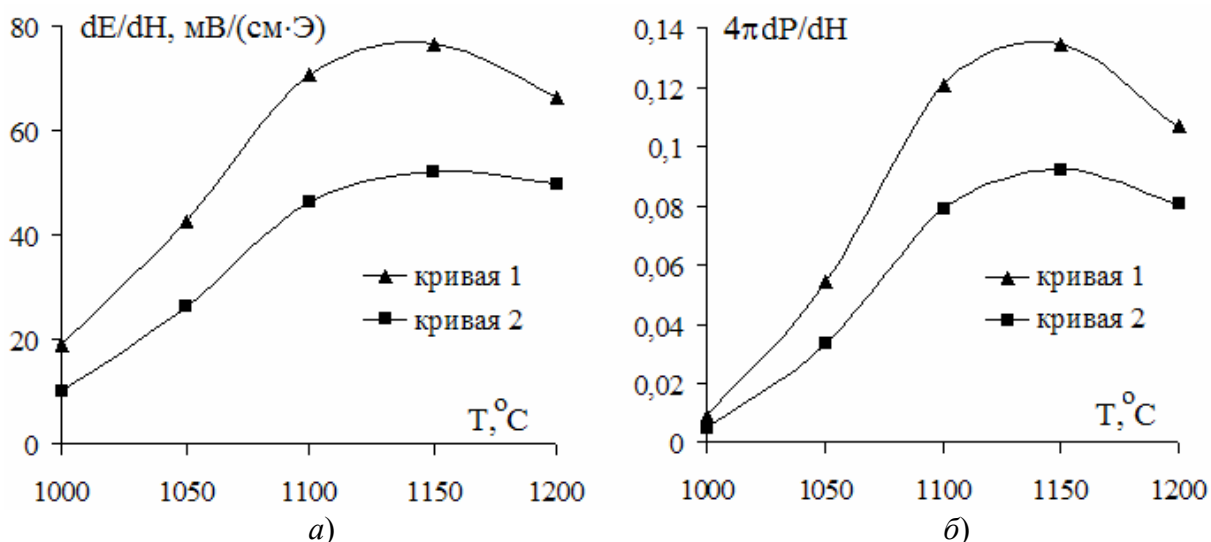
В качестве объекта исследования был использован объемный композиционный материал, состоящий из 70 масс.% порошка ЦТБС-3 и 30 масс.% модифицированного феррита никеля  $\text{NiFe}_{1,9}\text{Co}_{0,02}\text{O}_4$ . Смеси порошков получены методом одностадийного соосаждения прекурсоров феррита (соединения железа, никеля и кобальта) и пьезоэлектрика (соединения свинца, бария, циркония и титана) с последующим отжигом при 800°C. Образцы формовали при статическом давлении 200 МПа и спекали в тиглях со свинец содержащей засыпкой в течение двух часов в интервале температур 1000-1200°C. Поляризацию материалов осуществляли при температуре 90°C в течение двух часов в электрическом поле 4 кВ/мм, возрастающем при охлаждении до 5 кВ/мм.

Для исследования МЭ эффекта использовался метод, основывающийся на измерении переменного напряжения, возникающего на образце, при наложении на него переменного и постоянного магнитных полей. Такой подход позволяет получить дифференциальную характеристику МЭ эффекта, как функцию постоянного магнитного поля. Переменное магнитное поле напряженностью 1,0 Э и частотой 1 кГц генерировалось катушками Гельмгольца. Для создания постоянного магнитного поля напряженностью 0 - 3,0 кЭ использовался электромагнит. Исследования были проведены при двух различных ориентациях образца относительно магнитных полей. В одном случае вектор электрической поляризации был перпендикулярен магнитным полям (поперечный эффект), в другом случае – параллелен (продольный эффект). Для описания МЭ эффекта

использовались два параметра - МЭ коэффициент по напряжению ( $dE/dH$ ) и МЭ коэффициент по поляризации ( $4\pi dP/dH$ ). Первый параметр характеризует напряженность электрического поля, возникающего в материале под действием магнитного поля, второй параметр – изменение поляризации композита. Они определялись по значениям переменного напряжения, напряженности переменного магнитного поля, толщине образца и диэлектрической проницаемости материала.

### Результаты и обсуждение

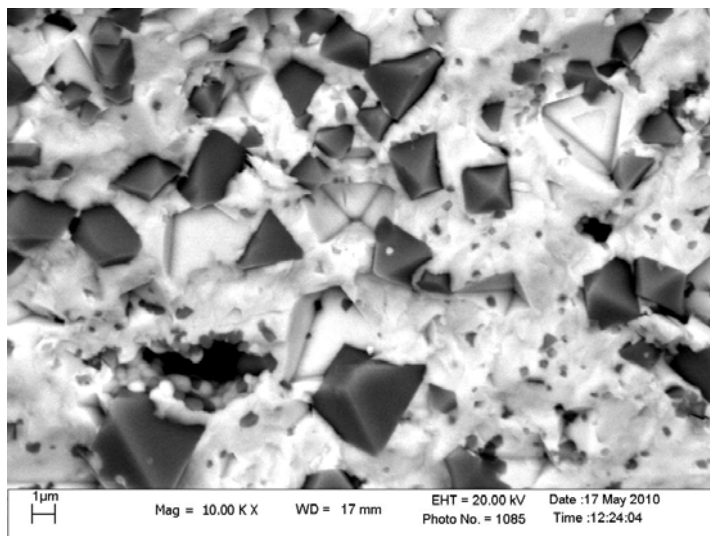
Исследования МЭ свойств композиционной керамики показали (рис.1), что наиболее высокими МЭ свойствами обладают образцы, полученные при температуре  $1150^{\circ}\text{C}$ . В этом случае значения МЭ коэффициента по напряжению и МЭ коэффициента по поляризации при продольном эффекте составили соответственно  $76,6 \text{ мВ}/(\text{см} \cdot \text{Э})$  и  $0,14$ . Это примерно в два раза больше, по сравнению с данными, полученными в работе [3] для материала аналогичного состава. Существующее различие можно объяснить различными технологиями, применяемыми для изготовления образцов. В работе [3] для изготовления исходных порошков применялся керамический метод, основанный на смешении оксидов с последующим их синтезом. Этому методу присущ ряд недостатков: наличие остаточной химической неоднородности однофазных продуктов твердофазного синтеза, загрязнение смеси оксидов материалами мельницы, трудность получения гомогенной смеси порошков феррита и пьезоэлектрика. Используемый нами метод химического соосаждения позволил избежать выше перечисленных недостатков. Причем, процесс образования феррита и пьезоэлектрика проходил одновременно. Благодаря этому была получена смесь порошков феррита и пьезоэлектрика с гомогенным распределением компонентов. Из рис.1 также следует, что с ростом температуры спекания от  $1000^{\circ}\text{C}$  до  $1200^{\circ}\text{C}$  отношение продольного МЭ сигнала к поперечному уменьшается от 1,9 до 1,3 что свидетельствует об изменении характера взаимодействия между магнитными кристаллитами.



**Рис. 1.** Зависимость МЭ коэффициента по напряжению а) и МЭ коэффициента по поляризации б) от температуры спекания для продольного (кривая 1) и поперечного (кривая 2) эффектов.

На рис.2 представлены результаты исследования микроструктуры образца, полученного при температуре спекания  $1150^{\circ}\text{C}$ . Светлые участки соответствуют пьезоэлектрической фазе, темные – магнитной. Установлено, что в процессе спекания смесей порошков образуется двухфазная структура, состоящая из зерен феррита, имеющих правильную кристаллическую огранку размером от 0,5 до 4 мкм, равномерно распределен-

ных в пьезоэлектрической матрице. Размер частиц исходного порошка (0,1 мкм) и зерен феррита свидетельствует об интенсивном росте магнитных кристаллитов. Исследование микроструктуры проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO 1455VP.



**Рис. 2.** Микроструктура излома образца, полученного при температуре спекания 1150°C.

Представляет интерес зависимости диэлектрической проницаемости и МЭ коэффициента по поляризации от температуры спекания. С увеличением температуры от 1000°C до 1150°C диэлектрическая проницаемость увеличивается примерно в 4 раза, в тоже время МЭ коэффициент по поляризации при поперечном эффекте увеличивается в 20 раз. Можно предположить, что такой результат явился следствием изменения взаимодействия между пьезоэлектрической и магнитной фазами.

### **Заключение**

Методом химического соосаждения получен объемный композиционный материал феррит-пьезоэлектрик с гомогенным распределением кристаллитов феррита в пьезоэлектрической матрице. Значения МЭ параметров примерно в два раза больше, по сравнению с данными, полученными для материала аналогичного состава изготовленного по керамической технологии, основанной на смешении оксидов металлов с последующим их синтезом.

### **Список литературы**

1. Van Suchtelen. Product properties: a new application of composite materials. // Philips Res. Rep. – 1972. – V.27. – P.28–37.
2. Boomgaard van den J., Born R.A.J. A sintered magnetoelectric composite material BaTiO<sub>3</sub> – Ni(Co,Mn)Fe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. // Journal of Materials Science. – 1978. – V.13, №5. – P.1538-1548.
3. Лалетин В.М. Физические свойства композиционной керамики в системе ЦТБС – феррит никеля. // Письма в ЖТФ – 1992. – Т.18, Вып.15. – С.27-30.

# ЭКСПРЕСС-МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ВЕЛИЧИНЫ НАВЕДЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБОМ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.

Коротницкий А. В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия, [akorotitskiy@rambler.ru](mailto:akorotitskiy@rambler.ru)

Одно из основных функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ), определяющих их рабочий потенциал – это величина деформации, которая может быть восстановлена при нагреве (эффект памяти формы, ЭПФ) или при разгрузке (эффект сверхупругости) после некоторой исходной (наведенной), деформации. Поскольку все функциональные свойства СПФ – структурно-чувствительные, эффективным способом управления комплексом свойств – служит термомеханическая обработка (ТМО). Практическая задача обработчика, заключается в установлении режимов ТМО для получения предельно высокого или требуемого комплекса функциональных свойств (например: сочетания реактивного напряжения и обратимой деформации) СПФ. Поэтому, весьма важным является оперативность, малая металло- и трудоемкость испытаний материалов, а также достоверность получаемых при этом результатов.

Наиболее распространенным методом качественно-количественной оценки величины обратимой деформации является способ, основанный на изгибании протяженных образцов круглого и других сечений вокруг цилиндрических оправок разного радиуса  $R$ . При этом величина деформации изгибом определяется как  $\varepsilon = h/2R$ , где  $h$  – толщина образца. А величина обратимой деформации при нагреве ( $\varepsilon_r$ ) определяется как  $\varepsilon_r = (\varepsilon_i - \varepsilon_f)$ , где  $\varepsilon_i$  – наведенная деформация,  $\varepsilon_f$  – остаточная деформация после нагрева. В свою очередь,  $\varepsilon_i = (\varepsilon_t - \varepsilon_e)$ , где  $\varepsilon_t$  – полная деформация,  $\varepsilon_e$  – упругая деформация. Наводящую ЭПФ деформацию сплавов проводят вблизи температур начала мартенситных превращений ( $M_n$ ), определенных ранее (например, калориметрически). По получаемым зависимостям  $\varepsilon_r = f(\varepsilon_i)$  определяют основную характеристику формовосстановления – величину максимальной полностью обратимой деформации, или другими словами, максимальную деформацию, при которой степень восстановления формы  $\eta = \varepsilon_r / \varepsilon_i$  ещё близка к 1 (значения  $\varepsilon_r$ , отличающиеся от  $\varepsilon_i$  менее, чем на некоторый, заранее оговоренный допуск (например, 0.2%).

Однако данный метод имеет ряд существенных недостатков: схема деформации является сложно-сопоставимой с одноосным растяжением (сжатием); профиль образца в действительности полностью не повторяет профиль оправки; измерение радиуса кривизны методом сравнения с эталонным – также весьма грубо, ввиду неравномерности, получаемой на практике, кривизны образцов по длине; и наконец, для каждого уровня наведенной деформации ( $\varepsilon_i$ ) (т.е. для каждой точки графика зависимости «обратимая деформация ( $\varepsilon_r$ ) – наведенная деформация ( $\varepsilon_i$ )»), требуется использовать новый образец, что весьма металлоемко и не всегда удобно. Получение желаемой дискретизации наводимой деформации – также бывает довольно затруднительным.

Поэтому, была создана методика экспресс оценки степени восстановления формы в зависимости от величины наведенной деформации изгибом не требующая использования оправки и большого числа образцов.

Разработанная методика позволяет получить зависимость степени восстановления формы от величины наведенной деформации в широком диапазоне (от 0 до ~15%) одномоментно на одном образце. Такого рода процедура реализована за счет прецизионного поточечного анализа геометрической формы поверхностного слоя (кривизны про-

филя) одного образца в трех состояниях: исходном, после наведения деформации и после восстановления формы.

Длина образца ( $l_{\text{образца}}$ ) выбирается примерно равной 10–0 толщин образца ( $h_{\text{образца}}$ ).

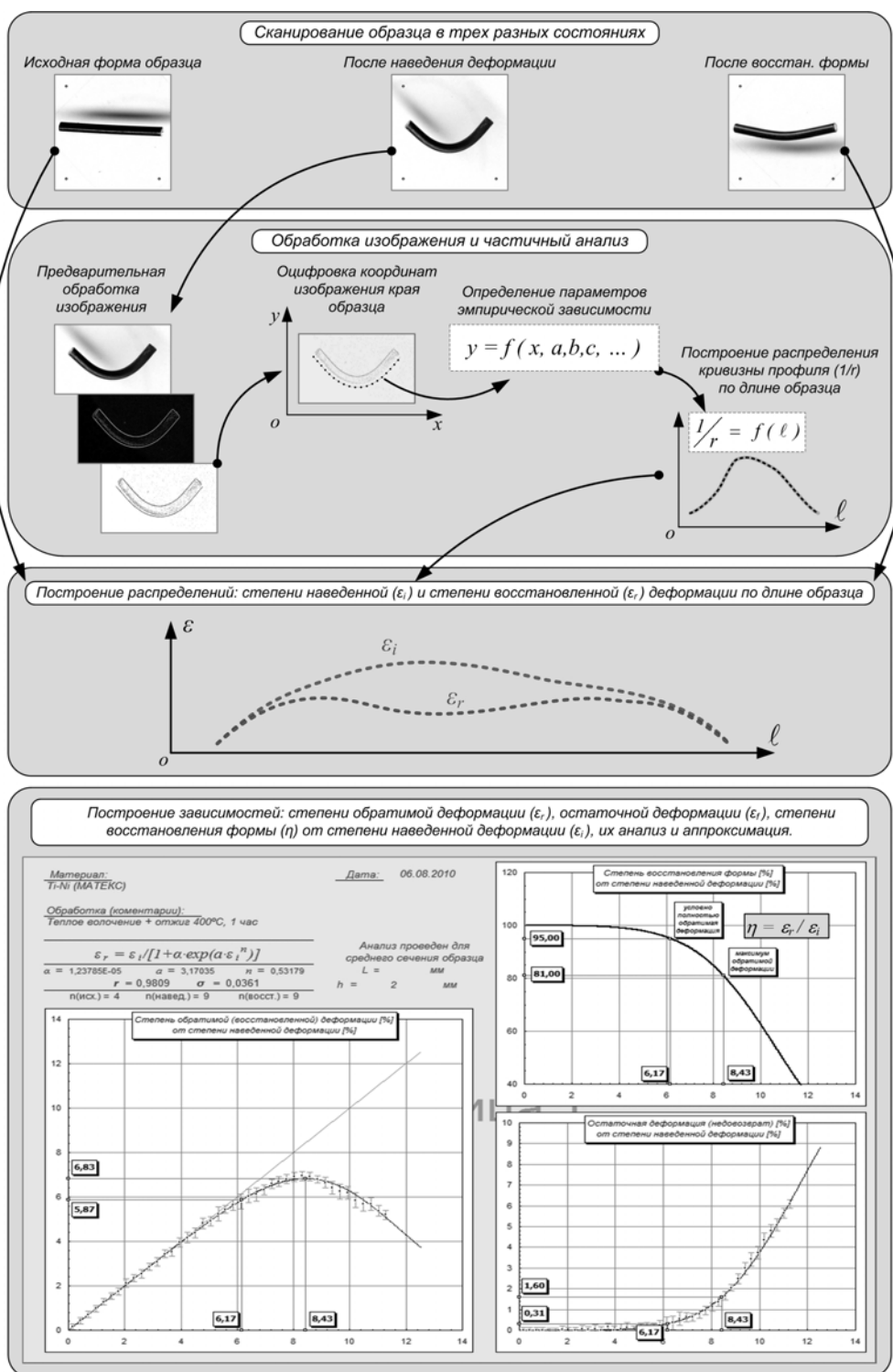


Рис. 1. К процедуре экспресс-оценки параметров формовосстановления

Следует отметить, что при деформировании (изгибании) образца нет необходимости использовать оправку. Образец деформируют, сводя концы до того момента, при котором в центральной области начинается пластическая деформация. Обычно, этот

момент можно почувствовать по резкому усилению сопротивления дальнейшему искривлению. Дальнейшая деформация – крайне нежелательна, т.к. приводит к существенному субструктурному изменению, а деформационный наклеп к изменению положения критических точек обратного мартенситного превращения.

Для получения характеристик формовосстановления нужно отсканировать (или сфотографировать) выбранную поверхность образца в одной и той же ориентировке, относительно других его поверхностей, в трех состояниях: исходном (1), после наведения деформации (2) и после восстановления формы (3), при этом температура образца при съемке ( $T_{\text{съемки}}$ ) должна быть выше  $M_S$ , но ниже  $A_S$  (т.е. между характеристическими температурами начала прямого и обратного мартенситного превращения). Профиль достаточно хорошо (коэффициент корреляции:  $r \geq 0.999$ ) описывается полиномом высоких степеней ( $\approx 5 \div 9$ ), поэтому статистически корректно иметь массив, объемом  $N \geq 500$ . Следовательно, разрешение сканера –  $ppi$  (тоже, что для принтера –  $dpi$ ), необходимое для качественного анализа профиля должно составлять:

$$ppi \geq \frac{500}{l_{\text{образца}} / 25.4} \approx \frac{13 \cdot 10^3}{l_{\text{образца}}} \approx \frac{850}{h_{\text{образца}}}; \text{ где } [l_{\text{образца}}] - [\text{мм}] \text{ и } [h_{\text{образца}}] - [\text{мм}].$$

Если сканирование невозможно ввиду низкого (высокого) значения температуры  $T_{\text{съемки}}$ , тогда допускается его фотографирование с максимально возможным разрешением.

Сканирование или фотографирование объекта необходимо произвести на белом (контрастном образце) фоне, на котором имеются реперные точки (достаточно трех) задающие ортогональную систему координат и масштаб изображения.

Каждое изображение необходимо привести к черно-белому виду (см. рис.1), когда края (контур) образца контрастно выделяется на фоне (градиентная обработка), после чего, точки изображения, относящиеся к нижнему (или верхнему) краю образца нужно оцифровать (для достижения этих целей мы использовали программу «Digitize-Pro»), а полученный массив «X-Y» отправить на дальнейшую аналитическую обработку.

Разработанная Коротицким А.В. оригинальная компьютерная программа, позволяет произвести с данным массивом следующие операции (см. рис.1):

- 1) определение параметров оптимальной эмпирической зависимости, описывающей геометрические особенности профиля образца с автоматическим удалением «шумов» от шероховатостей на поверхности;
- 2) построение распределений: кривизны профиля ( $1/r$ ) по длине образца, степени наведенной ( $\varepsilon_i$ ) и степени восстановленной ( $\varepsilon_r$ ) деформации по длине образца;
- 3) построение зависимостей: степени восстановления формы ( $\eta$ ) и других характеристик формовосстановления от степени наведенной деформации ( $\varepsilon_i$ ) и их анализ;
- 4) графическое представление результатов эксперимента (см. рис.1).

В первом приближении небольшую (до 15%) пластическую деформацию СПФ можно рассмотреть как деформацию, реализуемую за счет двух независимых конкурирующих механизма (обратимого – за счет мартенситного превращения, и необратимого – скольжение дислокаций). Долю в наведенной деформации каждого механизма можно рассмотреть в рамках модели вероятностного преодоления потенциальных барьеров разной «высоты». При этом зависимость степени восстановления формы ( $\eta$ ) от степени наведенной деформации ( $\varepsilon_i$ ) можно описать следующим соотношением:

$$\eta = \frac{\varepsilon_r}{\varepsilon_i} = \frac{1}{1 + \alpha \cdot \exp(a \cdot \varepsilon_i^n)}; \quad \text{где: } \alpha, a, n - \text{численные коэффициенты.}$$

Апробация данной методики на сплавах Ti–Ni показала хорошее согласование предсказанной зависимости с полученными экспериментальными данными.

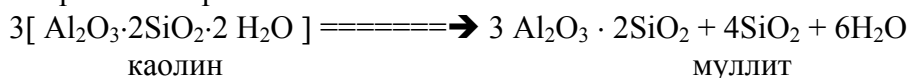
## СВС-ПОКРЫТИЕ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ФУТЕРОВКИ СУШИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ

Клубович В. В., Рубаник В. В., Самолётов В. Г.

ГНУ «ИТА НАН Беларуси», Витебск, УО «ВГТУ»,  
[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

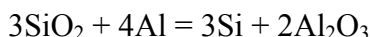
В ряде случаев традиционные огнеупорные материалы и способы футеровки не могут обеспечить необходимый комплекс свойств – сочетание прочности, износостойкости, коррозионной и термической стойкости. В обычном технологическом режиме огнеупорная керамика образуется в процессе длительного обжига формованного сырого материала в печах туннельного типа в результате реакции, схематически которую можно выразить уравнением:

Нагрев 70 ч. при ~ 1400°C



В последнее время разрабатываются новые огнеупорные материалы и способы футеровки. В частности, получили распространение технологические процессы синтеза новых материалов с помощью метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [1]. С практической точки зрения особое предпочтение получают смешанные СВС системы, содержащие в своем составе диоксид кремния ( $\text{SiO}_2$ ), поскольку этот материал составляет основу большинства природных материалов и отходов строительной индустрии. Так на основе смесей  $\text{SiO}_2 + \text{Al}$ , глина +  $\text{Al}$  и зола-унос +  $\text{Al}$  получен огнеупорный жаростойкий материал муллитовой структуры общего состава  $x\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot y\text{SiO}_2$ , где  $x=68-70\%$ , а  $y=30-32\%$  по массе [2]. В реакциях СВС-систем с восстановительной стадией керамический материал на основе муллитовых структур образуется в результате следующих реакций:

I стадия – восстановительная, идет за счет предварительного нагрева шихты



II стадия - высокотемпературный синтез с выделением тепла (экзотермическая стадия)



Обобщение известных экспериментальных данных и математическое моделирование процессов структурообразования позволяет сделать вывод, что идеальная структура СВС-огнеупорных материалов представляет собой пористую плавленную оксидную матрицу с включениями армирующей фазы, при минимальном растворении армирующей фазы и при полном смачивании ее частиц расплавом матрицы. Для этого необходимо, чтобы существовала определенная связь между удельной поверхностью балласта и давлением насыщенных паров материала армирующего наполнителя. Выявленные закономерности существенно упрощают выбор материалов в производстве СВС-огнеупоров и позволяют использовать различные промышленные отходы и местное минеральное сырье [3]. Основное преимущество СВС-огнеупоров по сравнению со спеченными огнеупорами зернистой структуры – высокая коррозионная стойкость в металлических расплавах, шлаках, расплавах стекол и других агрессивных жидких и газообразных средах. Используемое оборудование недорогое и несложное в эксплуатации. Применение СВС-огнеупоров позволяет осуществить принципиально новые конструктивные решения, неосуществимые при использовании обычных огнеупоров.

С практической точки зрения большой интерес представляют неформованные СВС-огнеупоры – штукатурные и обмазочные смеси, так как они позволяют ремонтировать футеровку тепловых агрегатов (рис. 1), тем самым существенно (в несколько раз) увеличить их межремонтный период.



**Рис. 1.** Эрозия футеровки сушильной печи на ОАО «Доломит»

Поскольку при таком ремонте расход смеси невелик ( $5 \div 7 \text{ кг/м}^2$ ), то использование неформованных СВС-огнеупоров, несмотря на их высокую стоимость, намного выгоднее, чем полная замена футеровки. На основании обзора литературы и проведенных экспериментов был разработан следующий состав смеси для огнеупорного СВС-покрытия (весовые проценты):

|                        |    |
|------------------------|----|
| Песок строительный     | 41 |
| Порошок алюминия АСД-4 | 20 |
| Доломит                | 20 |
| Жидкое стекло          | 5  |
| Вода                   | 14 |



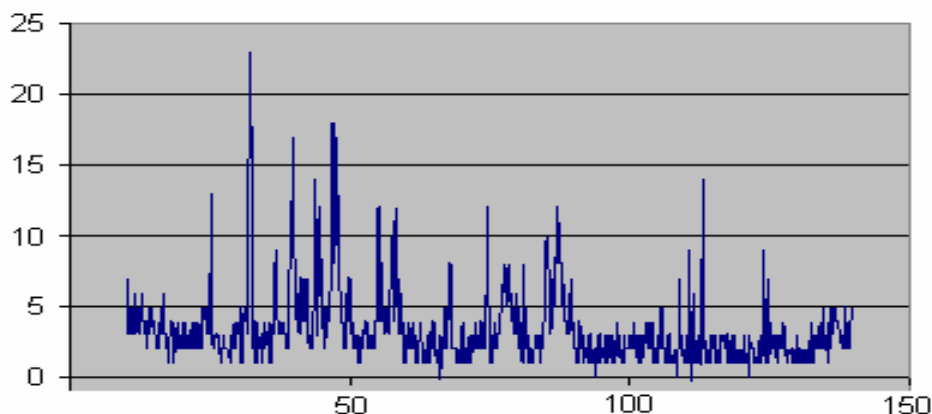
**Рис. 2.** Вид покрытия, нанесенного на поверхность горелочного камня после 7 суток непрерывной работы печи

Данное покрытие хорошо проявило себя при производственных испытаниях на ОАО «Доломит» (г. Витебск) при восстановлении футеровки сушильных печей. Так после непрерывной работы печи в течение семи суток покрытие не имело следов оплавления и коробления (рис. 2).

Результаты рентгенофазового анализа синтезированного материала (рис. 3) показывают, что в синтезированном покрытии присутствуют муллит, алюминат кальция, алюмосиликат кальция, алюмомагниева шпинель, анортит и другие фазы. Необходи-

можно отметить, что интенсивность гелеобразования в растворе исходной смеси с водой можно повысить с помощью механической активации исходных компонентов, которая, кроме того, повышает скорость взаимодействия реагентов смеси и глубину химического превращения при горении [4]. Одним из вариантов механической активации предложена ультразвуковая активация [5]. Установлено, что при определённых параметрах

ультразвуковой механоактивации степень гидратации достигает такого значения, что раствор начинает затвердевать уже в процессе активации даже под слоем воды.



**Рис. 3.** Рентгенограмма синтезированного огнеупорного покрытия (по вертикали отложена интенсивность, имп/сек; по горизонтали – угол дифракции  $2\theta$ , градус)

Этот результат демонстрирует эффективность ультразвукового воздействия. При оптимальной интенсивности ультразвукового воздействия такая активация позволяет увеличить скорость горения смеси и степень превращения реагентов в продукты реакции при СВС-синтезе огнеупорных неформованных материалов.

### Список литературы

1. Клубович В.В. Получение износостойких материалов методом центробежного СВС-лития / В.В. Клубович, В.В. Рубаник, В.Г. Самолетов // Монография / «Структура и свойства перспективных металлических материалов», ТГУ РАН / Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: изд. НТЛ, 2007. – С. 465-488.
2. Мальцев В.М.; Гафиятуллина Г.П.; Уваров Л.А.; Волков В.Т.; Жуков Н.И.; Егоров Н.К / Муллитовый материал для производства огнеупорных изделий ... / Патент RU № 2101263 K1CO4B 35/66, 41/87, 1998 г.
3. Рязанов С.А., Хлыстов А.И. Особенности применения неорганических отходов промышленности при производстве алюмотермитных СВС-огнеупоров. В сб.: Труды 8 Всероссийского Конгресса серии «Экология и здоровье человека» по теме: «Актуальные проблемы экологии человека». Самара. 2002. С. 198-199.; Рязанов С. А., Хлыстов А. И. Неорганические отходы промышленности и их утилизация в производстве алюмотермитных огнеупоров // Процессы, технологии и оборудование для переработки отходов и вторичного сырья. Полигоны по захоронению отходов. Труды 2 Всероссийской научно-практической конференции. Самара. 2003. С. 77-79.
4. Кетегенов Т. А. Особенности горения механически активированной системы  $\text{SiO}_2 - \text{Al}$  / Т. А. Кетегенов, О. А. Тюменцева, О. С. Байракова, Ф. Х. Уракаев // Химия в интересах устойчивого развития. – 2005. – Т. 13 – С. 217-223.
5. Рубаник В.В. Использование отходов кожевенного производства для получения градиентных материалов методом СВС / В.В. Рубаник, В.В. Клубович, В.Г. Самолетов // Энерго- и материалосберегающие экологически чистые технологии. VII международная научно-техническая конференция: тезисы докладов общ. ред. А.И. Свириденко. Гродно 29-30 октября 2009 г. – Гродно: издательство ГрГУ. – 2009. – С. 285-291.

# СОЗДАНИЕ СЖИМАЮЩИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ МЕТОДАМИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

**Выбойщик М. А., Быков Р. Н., Маршанская О. В.**

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[motom@yandex.ru](mailto:motom@yandex.ru)*

Известно, что растягивающие остаточные напряжения в металлических изделиях, складываясь с рабочими напряжениями могут вызвать разрушение, а также значительно увеличить скорость коррозионных процессов. Остаточные напряжения сжатия наоборот способствуют снижению темпов коррозии [1-3].

При производстве труб остаточные напряжения могут возникать на всех стадиях обработки и формообразования. Наличие и величина остаточных напряжений не контролируется производителями труб. Как показали наши измерения, на поверхностях труб формируются остаточные напряжения растяжения, которые и могут изменяться в весьма широких пределах (табл.1).

Наблюдаемый разброс в значении остаточных поверхностных напряжений может вызвать дополнительную нестабильность коррозионной стойкости.

**Таблица 1.** Остаточные напряжения на поверхности труб

| № Трубы | Завод<br>изго-<br>тови-<br>тель | Мате-<br>риал | Размеры,<br>мм | Состояние по-<br>ставки<br>(СП) | Остаточные на-<br>пряжения (СП),<br>МПа |                 | Остаточные на-<br>пряжения (ОТО),<br>МПа |                 |
|---------|---------------------------------|---------------|----------------|---------------------------------|-----------------------------------------|-----------------|------------------------------------------|-----------------|
|         |                                 |               |                |                                 | Наруж.<br>пов-ть                        | Внут.<br>пов-ть | Наруж.<br>пов-ть                         | Внут.<br>пов-ть |
| 1       | ПНТЗ                            | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО <sup>2</sup>        | -180                                    | +175            | -220                                     | -215            |
| 2       |                                 | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -160                                    | +155            | -210                                     | -170            |
| 3       |                                 | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -170                                    | +115            | -215                                     | -75             |
| 4       |                                 | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -190                                    | -50             | -220                                     | -70             |
| 5       |                                 | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -170                                    | +160            | -210                                     | -135            |
| 6       |                                 | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -155                                    | +150            | -205                                     | -125            |
| 7       | СинТЗ                           | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -190                                    | +135            | -285                                     | -95             |
| 8       | ИТЗ                             | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -160                                    | +145            | -290                                     | -45             |
| 9       | СинТЗ                           | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат                          | -60                                     | +55             | -320                                     | -205            |
| 10      |                                 | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТМО <sup>3</sup>       | -95                                     | -30             | -345                                     | -260            |
| 11      |                                 | 37Г2С         | Ø73х5,5        | Прокат + ТО                     | -210                                    | -80             | -340                                     | -325            |
| 12      |                                 | 45ГБ          | Ø73х5,5        | Прокат                          | +40                                     | +35             | -280                                     | -275            |
| 13      |                                 | 45ГБ          | Ø73х5,5        | Прокат + ТМО                    | -140                                    | -125            | -370                                     | -360            |
| 14      |                                 | 10            | Ø89х6          | Прокат                          | -20                                     | -20             | -360                                     | -340            |
| 15      |                                 | 10            | Ø73х5,5        | Прокат + ТМО                    | -80                                     | -60             | -360                                     | -350            |
| 16      |                                 | 20            | Ø89х6          | Прокат                          | -35                                     | -30             | -270                                     | -250            |
| 17      |                                 | 20ДС          | Ø89х8          | Прокат + ТО <sup>4</sup>        | -80                                     | -50             | -295                                     | -240            |

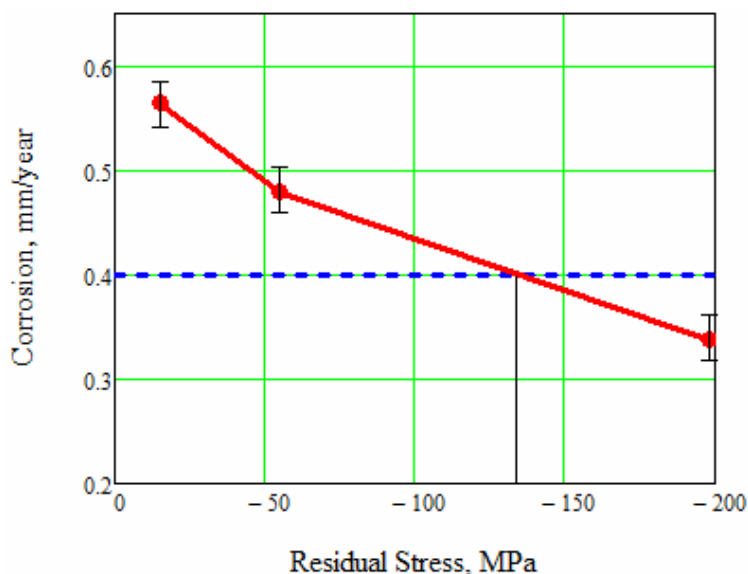
ТО – термическая обработка (закалка + отпуск)

<sup>2</sup> ТМО – термомеханическая обработка

<sup>3</sup> – двойная закалка + отпуск

Нами создан способ окончательной термической обработки труб (ОТО), позволяющий получить на обеих поверхностях достаточно высокие значения остаточных напряжений сжатия, обеспечивающих заданный уровень коррозионной стойкости [4]. Полученные значения остаточных напряжений после ОТО также приведены в табл. 1.

Влияние ОТО на стойкость металла труб к общей коррозии оценивали по потере массы образцов, вырезанных из труб, после выдержки в коррозионной среде (начальная pH 3,14, конечная pH 3,76; H<sub>2</sub>S начальная – 2920 ppm, H<sub>2</sub>S конечная – 2615ppm). Часть образцов подвергали ОТО, а другую часть – отжигу для снятия остаточных напряжений. Для всех образцов контролировали величину поверхностных остаточных напряжений методом Н.Н. Давиденкова. Усредненные результаты скорости общей коррозии для четырех образцов в зависимости от величины поверхностных сжимающих остаточных напряжений приведены на рис. 1. Видно, что увеличение поверхностных сжимающих остаточных напряжений до уровня ~200 МПа уменьшает скорость коррозии с 0,57 до 0,33мм/год.



**Рис. 1.** Зависимость скорости общей коррозии от величины поверхностных остаточных напряжений

Принято, что достаточный уровень коррозионной стойкости нефтепромысловых труб обеспечивается про общей скорости коррозии 0,4 мм/год, который показан пунктирной линией на рис. 1. ОТО позволяет получить на обеих сторонах труб сжимающие напряжения 200 МПа, что с учетом рабочих растягивающих напряжений в транспортирующих трубах ( $\sigma_{\text{раб.мах.}} = 50$  МПа) позволяет сохранить сжимающие поверхностные напряжения на уровне 150 МПа, что вполне достаточно для обеспечения скорости коррозии менее 0,4 мм/год.

*Работа выполнена при поддержке Государственного контракта П2316 ФЦП «Кадры».*

#### Список литературы

1. Ажогин Ф.Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей. – М.: Металлургия, 1974. – 256 с.
2. Саакийян Л.С., Ефремов А.П., Соболева И.А. Повышение коррозионной стойкости нефтепромышленного оборудования. – М.: Недра, 1988. – 211 с.
3. Жуков А.П., Малахов А.И. Основы металловедения и теории коррозии. – М.: Высшая школа, 1991. – 169 с.
4. Пат. № 2299251 РФ. Способ термической обработки труб / В.И. Пузенко, А.М. Николаев, М.А. Выбойщик, Е.А. Николаев, А.И. Утриванов, Г.В. Егорова, Р.Н. Быков, В.П. Ольберг // заявл. 19.01.2006; опубл. 20.05.2007, Бюл. 2007/14. – 6 с.

# РАСЧЕТ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Выбойщик М. А., Быков Р. Н., Маршанская О. В.

Тольяттинский государственный университет, г.Тольятти, Россия,  
[motom@yandex.ru](mailto:motom@yandex.ru)

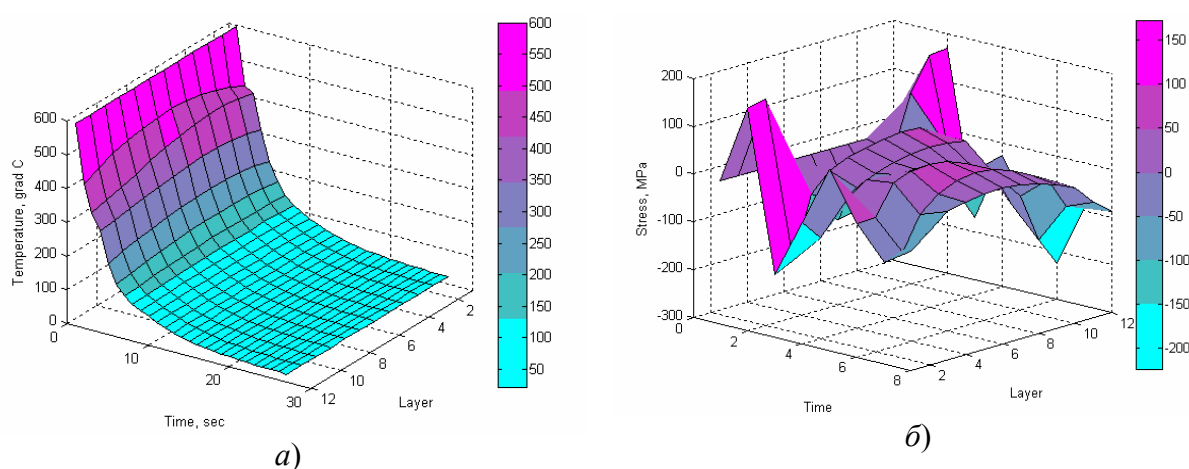
Распределение и величина остаточных напряжений в трубах имеет большое значение. Сжимающие остаточные напряжения увеличивают ресурс изделий и замедляют скорость коррозионных процессов. Окончательная термическая обработка [1] создает в трубах значительные сжимающие остаточные напряжения на поверхности. Режимы термической обработки определялись экспериментально.

На величину поверхностных остаточных напряжений и на характер их распределения по толщине трубы влияют геометрические параметры изделия, физико-механические свойства материала изделия, а также способы и параметры охлаждения. В связи с этим экспериментальный способ определения режимов термической обработки для получения требуемого уровня поверхностных остаточных напряжений для значительной номенклатуры труб является неэффективным и дорогостоящим. Использование математической модели формирования остаточных напряжений при охлаждении изделия позволяет с достаточной точностью прогнозировать распределение остаточных напряжений при различных условиях охлаждения.

За основу была взята математическая модель, основанная на теории малых пластических деформаций [2]. Основными достоинствами модели являются учет изменения физических и механических характеристик материала от температуры, изменения интенсивности охлаждения в зависимости от температуры охлаждающего реагента, изменяющейся при соприкосновении с охлаждающимся изделием, возможность варьирования интенсивности и типа охлаждения, учет сжимаемости материала и т.д.

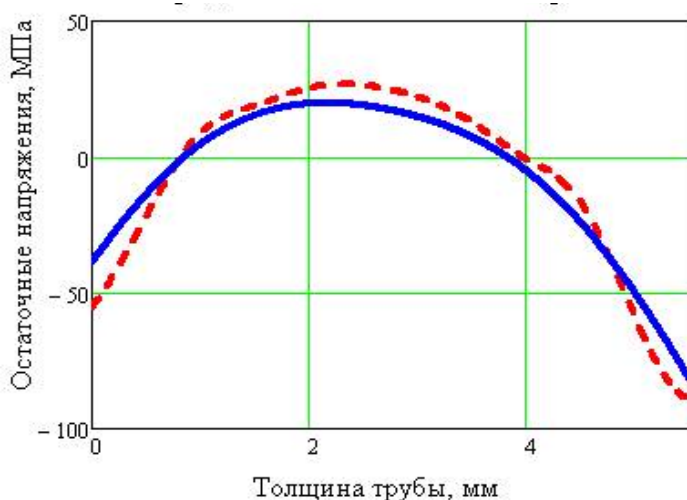
По данной расчетной модели создана методика расчета температуры и напряжений в любой точке, в любой момент времени. По алгоритму составлена программа расчета температуры и напряжений в системе MatLab.

На рис. 1 представлены результаты расчета температурного поля и поля возникающих тангенциальных напряжений для трубы  $\varnothing 73 \times 5,5$  мм из стали 10, охлаждаемой в спрейном устройстве с обеих поверхностей с интенсивностью  $3 \text{ л}/(\text{м}^2 \cdot \text{с})$ .



**Рис. 1.** Результаты расчета:  
а) температурное поле; б) поле тангенциальных напряжений

Сравнение расчетных и экспериментальных результатов (рис. 2) показывает, что расчетная модель достаточно корректно отображает картину получаемых остаточных напряжений.



**Рис. 2.** Сравнение экспериментальных и расчетных результатов распределения тангенциальных остаточных напряжений по толщине стенки трубы, сталь 10:

— экспериментальный метод;  
 - - - расчетный метод

*Работа выполнена при поддержке Государственного контракта П2316 ФЦП «Кадры».*

#### Список литературы

1. Пат. № 2299251 РФ. Способ термической обработки труб / В.И. Пузенко, А.М. Николаев, М.А. Выбойщик, Е.А. Николаев, А.И. Утриванов, Г.В. Егорова, Р.Н. Быков, В.П. Ольберг // заявл. 19.01.2006; опубл. 20.05.2007, Бюл. 2007/14. – 6 с.
2. Кенис, М.С. Новое в оценке температурно-напряженного поля: Монография / М.С. Кенис, Ю.П. Самарин, Б.Ф. Трахтенберг // – М.: Машиностроение, 2002. – 349 с. ISBN.

### ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ХРОМОМ И МОЛИБДЕНОМ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБ

**Иоффе А. В., Выбойщик М. А.\*, Тетюева Т. В., Борисенкова Е. А., Князькин С. А.**

*ООО «Самарский научно-технический центр»*

*\* – Тольяттинский государственный университет, Россия,*

[motom@yandex.ru](mailto:motom@yandex.ru)

В настоящее время транспортируемые среды на нефтяных месторождениях характеризуются наличием растворенных  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{S}$ , соответственно карбонатная и сероводородная коррозии являются основными причинами разрушения труб. В средах с повышенной коррозионной активностью трубы и оборудование на нефтяных месторождениях выходят из строя в течение одного - двух лет. Для повышения эксплуатационной стойкости насосно-компрессорных труб необходимо решить вопросы рационального легирования стали для производства труб и подобрать режимы термической обработки, обеспечивающие наряду с комплексом механических (прочностных и вязко-пластических) свойств, хладостойкость и стойкость к сульфидной и углекислотной коррозии.

В качестве объектов исследований использовали стали с различным содержанием хрома и молибдена. Химический состав исследуемых сталей приведен в табл.1.

**Таблица 1.** Химический состав исследуемых сталей

| Марка стали | Содержание элементов, % (масс.) |      |      |       |       |       |      |       |       |
|-------------|---------------------------------|------|------|-------|-------|-------|------|-------|-------|
|             | C                               | Si   | Mn   | Al    | V     | Cr    | Mo   | S     | P     |
| 15X5M       | 0,14                            | 0,38 | 0,39 | 0,020 | 0,040 | 4,62  | 0,46 | 0,006 | 0,011 |
| 10X2M       | 0,09                            | 0,30 | 0,46 | 0,022 | -     | 2,25  | 0,66 | 0,005 | 0,007 |
| 13XФА       | 0,13                            | 0,27 | 0,52 | 0,042 | 0,048 | 0,57  | 0,02 | 0,007 | 0,013 |
| 20X13       | 0,21                            | 0,41 | 0,69 | -     | -     | 12,7  | -    | 0,010 | 0,012 |
| Сталь20     | 0,20                            | 0,25 | 0,55 | 0,039 | 0,006 | >0,01 | -    | 0,003 | 0,004 |

Использовали следующие методы исследований: металлографический анализ, включающий световую микроскопию, растровую электронную микроскопию и электронную микроскопию на просвет; механические испытания на статическое растяжение и ударную вязкость; локальный химический анализ; фазовый рентгеноструктурный анализ; коррозионные испытания на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) по стандарту NACE TM 0177 с определением коэффициента интенсивности напряжений в вершине коррозионной трещины ( $K_{Isc}$ ) и порогового напряжения  $\sigma_{th}$  и испытания на стойкость к углекислотной коррозии.



**Рис.1.** Зависимость коррозионной стойкости исследуемых сталей от содержания Cr (углекислотная коррозия)

Результаты испытаний стойкости исследуемых сталей к углекислотной коррозии и СКРН (рис.1) показали что стали 15X5M и 20X13 наиболее стойкие к углекислотной коррозии. Однако, сталь 20X13 среди исследуемых сталей наименее стойкая к СКРН и имеет наименьшие значения ударной вязкости.

Сталь 15X5M выбрана базовой по составу, обеспечившему высокую коррозионную стойкость в CO<sub>2</sub>-содержащих средах. Дальнейшее повышение механических свойств и стойкости к СКРН стали 15X5M обеспечили на основе получения определенного состава и

дисперсности карбидной фазы при термической обработке. Для каждого из выбранных режимов (табл.2) методами электронной сканирующей и просвечивающей микроскопии и методом локального дифракционного анализа исследовали структуру матрицы, состав, форму и размеры частиц карбидной фазы, также определяли механические и коррозионные свойства (табл.2). Это позволило проследить трансформацию структуры и свойств с ростом температуры отпуска и после двукратного отпуска.

**Таблица 2.** Коррозионная стойкость стали 15X5М после термической обработки

| Термическая обработка                         | $K_{1ssc}$ ,<br>МПа·м <sup>1/2</sup> | $\sigma_{th}$ ,<br>относительно<br>$\sigma_{0,2}$ | Скорость коррозии, мм/год,<br>в средах |                 |
|-----------------------------------------------|--------------------------------------|---------------------------------------------------|----------------------------------------|-----------------|
|                                               |                                      |                                                   | H <sub>2</sub> S                       | CO <sub>2</sub> |
| Нормализация + отпуск 690°C                   | 16,0                                 | 0,55                                              | -                                      | -               |
| Нормализация + отпуск 710°C                   | 21,0                                 | 0,6                                               | -                                      | -               |
| Нормализация + отпуск 730°C                   | 20,0                                 | 0,6                                               | 0,30                                   | 0,48            |
| Нормализация + отпуск 770°C                   | 29,0                                 | 0,75                                              | 0,30                                   | 0,45            |
| Нормализация + отпуск 790°C                   | 30,3                                 | 0,8                                               | 0,30                                   | 0,30            |
| Нормализация + отпуск 790°C<br>+ отпуск 670°C | 31,2                                 | 0,8                                               | 0,20                                   | 0,2             |
| Сталь 20                                      | -                                    | -                                                 | 0,50                                   | 1,68            |

После термической обработки по режиму: нормализация + отпуск 790° + отпуск 670 ° прочностные свойства повысились и соответствовали группе L80 стандарта API 5CT, также повысились и коррозионные свойства (табл. 2). Сформировалась структура, состоящая из рекристаллизованных зерен феррита и карбидов типа Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и Mo<sub>2</sub>C. Карбиды Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> размером ~0,1-0,3 мкм имеют зернистую и стержневидную форму. Карбиды Mo<sub>2</sub>C имеют гексагональную решетку и представляют собой плоские иглы длиной ~0,15 мкм и толщиной 0,05 мкм. Карбиды равномерно расположены в ферритных зернах. Наличие карбидов Mo<sub>2</sub>C привело к повышению прочностных свойств и стойкости стали к СКРН. Дисперсные карбиды Mo<sub>2</sub>C являются дополнительными ловушками водорода, снижающими его локальную концентрацию.

Насосно-компрессорные трубы из стали 15X5М после термической обработки по разработанному режиму (нормализация 900°C + отпуск 790°C + отпуск 670°C) поставлены на натурные испытания.

*Работа выполнена при поддержке Государственного контракта П2316 ФЦП «Кадры».*

## ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ НЕФТЕПРОВОДНЫХ ТРУБ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ЗАПАДНОЙ СИБИРИ

**Иоффе А. В., Выбойщик М. А.\*, Тетюева Т. В., Борисенкова Е. А., Князькин С. А.**

*ООО «Самарский научно-технический центр»*

\* *Тольяттинский государственный университет, Россия,*  
[motom@yandex.ru](mailto:motom@yandex.ru)

Перед нефтяными компаниями остро стоит задача выбора марок сталей труб, обладающих повышенной долговечностью в определенных условиях. Это связано с постоянным ростом воздействия коррозионно-активных компонентов перекачиваемых сред с увеличением их обводненности, содержания CO<sub>2</sub> (углекислого газа), H<sub>2</sub>S (сероводорода) и СВБ (сульфат восстанавливающих бактерий). Выбрать материал для эксплуатации в жестких условиях системы нефтевыброса без проведения предварительных полноценных испытаний весьма сложно. Наиболее доступным и достоверным способом определения коррозионной стойкости и долговечности труб в реальных промысловых условиях является проведение испытаний катушек-имитаторов, смонтированных

ных в действующий трубопровод. В качестве объектов исследования использовались образцы, изготовленные из сталей марок 13ХФА, 08ХМФЧА, 20КСХ и 20. Все трубы были установлены на одном опытно-экспериментальном участке, в составе одного нефтесборного коллектора таким образом, чтобы не нарушать ламинарного потока среды и предупредить возникновение электрохимической коррозии между сталями с различным содержанием углерода. Транспортируемая среда содержала растворенные коррозионно-активные газы в следующих количествах:  $\text{CO}_2$  – 75,9 мг/л;  $\text{H}_2\text{S}$  – 2,0 мг/л. Сроки испытаний составили 221, 283, и 515 суток.

При оценке коррозионной стойкости труб учитывали воздействие как общей, так и локальной составляющих коррозионного процесса. Суммарная скорость коррозионного поражения определена путем их сложения:

|                          |              |
|--------------------------|--------------|
| – 13ХФА (221 сут.)       | 0,69 мм/год; |
| – 13ХФА (515 сут.)       | 0,46 мм/год; |
| – 08ХМФЧА – 1 (283 сут.) | 0,58 мм/год; |
| – 08ХМФЧА – 2 (283 сут.) | 0,56 мм/год; |
| – 20КСХ (283 сут.)       | 0,83 мм/год; |
| – 20 (283 сут.)          | 0,89 мм/год. |

Фазовый рентгеноструктурный анализ продуктов коррозии выявил наличие карбонатов кальция ( $\text{CaCO}_3$ ), карбонатов железа ( $\text{FeCO}_3$ ) и оксидов ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ). Фазовый состав продуктов коррозии свидетельствует о том, что механизм коррозии на данном нефтесборном коллекторе преимущественно карбонатный.

На хромосодержащих сталях 13ХФА и 08ХМФЧА (обоих вариантов модифицирования) в продуктах коррозии можно условно выделить три слоя. Наружный слой состоит из сульфидов. Средний слой из отложений виде карбонатов кальция и железа. Внутренний слой, непосредственно прилегающий к металлу трубы, имеет трещиноватую структуру и состоит из смеси карбонатов и оксидов железа. Максимальное обогащение хромом наблюдается во внутреннем трещиноватом слое продуктов коррозии. Хромом также обогащены продукты коррозии в полости неглубоких язв с пологими берегами. Наблюдается насыщение средних слоев продуктов коррозии хлором из транспортируемой среды. Однако на границе металл – продукты коррозии хлор не выявлен, что по видимому, связано с благоприятным влиянием хрома, максимально содержание которого в продуктах коррозии при большом сроке эксплуатации труб может быть достаточно высоким. На момент проведения исследований содержание хрома в коррозионных отложениях на внутренней поверхности образцов труб из сталей 13ХФА и 08ХМФЧА составило:

|                                 |       |
|---------------------------------|-------|
| – 13ХФА (221 сут.)              | 2,5%; |
| – 13ХФА (515 сут.)              | 4,5%; |
| – 08ХМФЧА (150 кг Се, 283 сут.) | 3,7%; |
| – 08ХМФЧА (250 кг Се, 283 сут.) | 3,6%. |

–

Стали 20КСХ и 20 не легированы хромом. В результате, основной фазой, образующейся при их коррозии, является карбонат железа  $\text{FeCO}_3$ . В данных условиях эксплуатации чистые карбонаты не обладают достаточными защитными свойствами. Кроме того, из-за изменений состава среды отложения виде карбонатов кальция и сульфидов разрыхляют и разрушают слой карбонатов железа. Имеет место диффузия хлора на границу раздела металл – продукты коррозии, что ускоряет локальные коррозионные процессы под слоем карбонатов. В локальных областях карбонаты отслаиваются, что приводит к язвенной коррозии.

## **Выводы по работе**

1. В хромосодержащих марках стали скорость коррозии зависит от процентного содержания хрома в продуктах коррозии. С увеличением его содержания скорость коррозии падает.
2. С увеличением срока эксплуатации хромосодержащих сталей количество хрома в коррозионных отложениях на их поверхности повышается, а скорость коррозии снижается.
3. Коррозионные отложения на всех исследованных трубах содержат хлориды. На трубах из стали 20 и 20КСХ наибольшее количество хлоридов содержится в слое продуктов коррозии, непосредственно прилегающем к поверхности трубы, на хромосодержащих марках (13ХФА и 08ХМФЧА) накопление хлоридов у поверхности не наблюдается. По-видимому, это связано со свойствами хромосодержащих продуктов коррозии, обладающих ионоселективностью, что замедляет диффузию хлоридов к поверхности трубы.

## **ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА, ФОРМЫ И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ РЗМ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ**

**Иоффе А. В., Тетюева Т. В., Денисова Т. В., Зырянов А. О.**

*ООО «Самарский научно-технический центр», Самара, Россия,  
[motom@yandex.ru](mailto:motom@yandex.ru)*

Одним из основных факторов, определяющих зарождение и скорость развития коррозии нефтяных труб из низкоуглеродистых и низколегированных сталей в  $H_2S$  и  $CO_2$ -содержащих средах являются неметаллические включения, в частности их количество, состав, размер, форма и распределение. Наиболее эффективным способом воздействия на неметаллические включения является внепечная обработка стали комплексными модификаторами, содержащими Са и РЗМ.

Целью работы является повышение коррозионной стойкости нефтепроводных труб на основе воздействия модифицирования церием на состав, размеры и форму неметаллических включений.

В качестве объектов исследования использованы образцы металла бесшовных труб, изготовленных из стали 13ХФА (С-0,14%, Cr-0,53%, Si-0,34%, V-0,052%) 4 различных плавок. Плавки отличаются количеством вводимой церийсодержащей проволоки (порошковая проволока с наполнением комплексным модификатором, содержащим Са и РЗМ).

Плавка № 1 – металл, подвергнут обработке кальцийсодержащей проволокой. В качестве модификатора использовался алюминат кальция (AlCa). Масса модификатора – 147кг.

Плавки № 2, № 3, № 4 – металл, подвергнут обработке церийсодержащей проволокой в количестве 700, 900 и 1000 метров, что соответственно составляет 0,215; 0,260; 0,282 кг/т по РЗМ. В качестве модификатора использовался ферроцерий (FeCe – проволока).

В настоящей работе рассматриваются факторы, обусловившие изменение количества, формы, размера и состава неметаллических включений, значительное повышение коррозионной стойкости труб из стали 13ХФА (данные приведены в предшествующей статье).

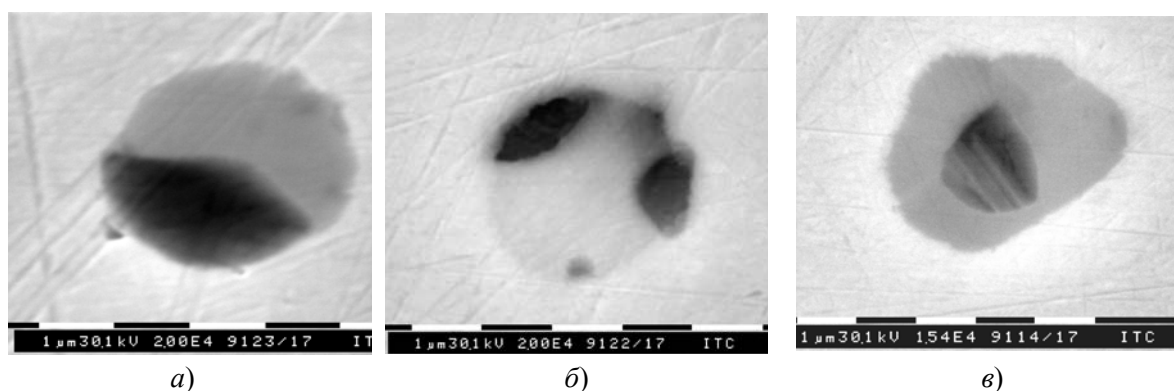
Степень загрязненности металла труб неметаллическими включениями измеряли по ГОСТ 1778 (метод Ш4). Оценку делали по максимальному баллу (табл.1). Введение модификатора РЗМ позволило уменьшить загрязненность металла неметаллическими включениями, которая снижается с ростом количества модификатора. Для плавки №4 сульфиды удлиненной формы отсутствуют, окисные строчки менее 1б балла и оксиды точечные не превышают 0,5а балла.

Анализ формы, фазового и химического состава неметаллических включений проводили на микрошлифах металла труб, отобранных от середины слитка и с начала разливки. Локальный качественный и полуколичественный анализ неметаллических включений в металле труб проводился с помощью электронной микроскопии и микроанализатора EDAX PV1800.

Неметаллические включения в металле трубы (рис. 1), преимущественно, состоят из двух фаз и представлены сульфидом кальция (темная составляющая) и сульфидом кальция, церия и лантана (светлая составляющая).

**Таблица 1.** Загрязненность металла неметаллическими включениями

| Примечание           | Место отбора металла труб | Сульфиды          | Оксиды точечные   | Оксиды строчечные |
|----------------------|---------------------------|-------------------|-------------------|-------------------|
|                      |                           | максимальный балл | максимальный балл | максимальный балл |
| Плавка №1 (Са)       | центральная часть слитка  | 3 б               | 3 а               | 3 б               |
| Плавка №2 (Се 700м)  | головная часть слитка     | 3 а               | 1 а               | 2,5 б             |
|                      | центральная часть слитка  | 2 а               | 0,5 а             | 3 а               |
|                      | донная часть слитка       | 1 а               | 0,5 а             | 3 б               |
| Плавка №3 (Се 900м)  | центральная часть слитка  | 0                 | 0,5 а             | 1 а               |
| Плавка №4 (Се 1000м) | головная часть слитка     | 0                 | 0,5 а             | 1 б               |
|                      | центральная часть слитка  | 0                 | 0,5 а             | 0,5 б             |
|                      | донная часть слитка       | 0                 | 0,5 а             | 0                 |



**Рис. 1.** Неметаллические включения в металле трубы стали 13ХФА после проката (х20000): а) плавка №2, б) плавка №3, в) плавка №4.

Наиболее стабильны по химическому составу и форме включения в металле плавки №4. Включения представлены оксисульфидами и состоят из ядра фазы, обогащенной кальцием, окруженной оболочкой фазы, обогащенной РЗМ. Однородность химического состава включений подтверждается результатами статистического анализа.

### **Выводы**

1. Модифицирование РЗМ приводит к уменьшению степени загрязненности металла неметаллическими включения, получению сульфидов типа  $(Fe, Mn)S$  округлой формы и образованию сложных оксисульфидов кальция, церия, лантана.
2. При введении РЗМ в количестве 0,282 кг/т (1000 метров, плавка №4) происходит полное модифицирование неметаллических включений. Включения приобретают округлую форму с ядром (фаза, обогащенная кальцием) окруженным оболочкой (фаза, обогащенная РЗМ). В металле плавки №4 полностью отсутствуют удлиненные сульфиды.

## **ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РЗМ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

**Иоффе А. В., Денисова Т. В., Зырянов А. О., Борисенкова Е. А., Князькин С. А.**

*ООО «Самарский научно-технический центр», Самара, Россия,  
[motom@yandex.ru](mailto:motom@yandex.ru)*

Внутренняя коррозия является основной причиной низкой работоспособности нефтепроводных труб, которая наиболее интенсивно развивается при транспортировке сред с повышенным содержанием  $H_2S$  и  $CO_2$ . Коррозионное разрушение проявляется в виде водородного растрескивания (ВР), сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением (СКРН) и язвенной углекислотной коррозии. Скорость развития коррозии определяется химическим составом, структурой, загрязненностью стали неметаллическими включениями и другими параметрами.

Целью работы является повышение коррозионной стойкости нефтепроводных труб из низколегированных, низкоуглеродистых сталей на основе исследования влияния модифицирования церием.

В качестве объектов исследования использованы образцы металла бесшовных труб, изготовленных из стали 13ХФА (C-0,14%, Cr-0,53%, Si-0,34%, V-0,052%) 4 различных плавов. Плавки отличаются количеством вводимой церийсодержащей проволоки (порошковая проволока с наполнением комплексным модификатором, содержащим Са и РЗМ).

Плавка № 1 – металл, подвергнут обработке кальцийсодержащей проволокой. В качестве модификатора использовался алюминат кальция (AlCa). Масса модификатора – 147 кг.

Плавки № 2, № 3, № 4 – металл, подвергнут обработке церийсодержащей проволокой в количестве 700, 900 и 1000 метров, что соответственно составляет 0,215, 0,260, 0,282, кг/т по РЗМ. В качестве модификатора использовался ферроцерий (FeCe – проволока).

Коррозионные испытания металла труб из исследуемых плавов проводили на стойкость к СКРН, на стойкость к ВР и на стойкость к общей коррозии по стандарту NACE и с добавлением соляной кислоты (табл. 1).

Для испытаний на бактерицидную коррозию образцы помещали в питательную среду Постгейта, зараженную музейными формами СВБ, и выдерживали в термостате. Количество адгезированных клеток на поверхности образца подсчитывали по специальной компьютерной программе на 25 полях зрения при увеличении 3000 раз, а также проводили оценку по приросту бактериальной массы (табл. 2).

Соответственно были проведены механические испытания металла труб исследуемых плавов на растяжение и ударную вязкость.

**Таблица 1.** Результаты коррозионных испытаний металла нефтегазопроводных труб из стали 13ХФА

| Примечание                  | Стойкость к сульфидному<br>коррозионному<br>растрескиванию под напряжением<br>(СКРН),<br>(Стандарт NACE TM0177-2005)                  |     |     | Стойкость к водо-<br>родному растрес-<br>киванию (ВР)<br>(Стандарт NACE<br>TM 0284-2003)      |                                | Стойкость к общей<br>коррозии, мм/год |                                                                        |                                                            |
|-----------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|-----|-----------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------|---------------------------------------|------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------|
|                             | Результаты испытаний<br>при нагрузке в % от $\sigma_T$ .<br>Н/р - не разрушился<br>Р - разрушился<br>за время испытания –<br>720 час. |     |     | Пороговый коэффи-<br>циент интенсивности на-<br>пряжений $K_{I_{SSC}}$ , МПа·м <sup>1/2</sup> | Коэфф. длины трещины<br>CLR, % | Коэфф. толщины<br>трещины CTR, %      | H <sub>2</sub> S-<br>содержащая среда<br>(стандарт NACE 0177-<br>2005) | H <sub>2</sub> S-<br>содержащая среда<br>+ соляная кислота |
|                             | 75                                                                                                                                    | 80  | 90  |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
| Плавка<br>№1<br>Са          | Н/р                                                                                                                                   | Р   | Р   | 39                                                                                            | 0                              | 0                                     | 0,5                                                                    | 3,8                                                        |
|                             | потеря пластичности, %                                                                                                                |     |     |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
|                             | 35                                                                                                                                    | —   | —   |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
| Плавка<br>№2<br>Се 700м     | Н/р                                                                                                                                   | Н/р | Р   | 41                                                                                            | 0                              | 0                                     | 0,5                                                                    | 3,0                                                        |
|                             | потеря пластичности, %                                                                                                                |     |     |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
|                             | 20                                                                                                                                    | 25  | —   |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
| Плавка<br>№3<br>Се 900м     | Н/р                                                                                                                                   | Н/р | Н/р | 44                                                                                            | 0                              | 0                                     | 0,4                                                                    | 2,5                                                        |
|                             | потеря пластичности, %                                                                                                                |     |     |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
|                             | 15                                                                                                                                    | 20  | 23  |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
| Плавка<br>№4<br>Се<br>1000м | Н/р                                                                                                                                   | Н/р | Н/р | 46                                                                                            | 0                              | 0                                     | 0,4                                                                    | 2,0                                                        |
|                             | потеря пластичности, %                                                                                                                |     |     |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |
|                             | 5                                                                                                                                     | 8   | 10  |                                                                                               |                                |                                       |                                                                        |                                                            |

**Таблица 2.** Результаты испытаний на бактериальную коррозию

| Металл подвергнут обработке –     | Среднее количество клеток СВБ в биопленке (по 25 полей зрения), х3000 | Белок, мкг/мл |
|-----------------------------------|-----------------------------------------------------------------------|---------------|
| кальцийсодержащей проволокой      | 46±5                                                                  | 40,1          |
| церийсодержащей проволокой 700м   | 29±3                                                                  | 20,2          |
| церийсодержащей проволокой 1000м  | 4±1                                                                   | 10,6          |
| Сталь 09Г2С (контрольный образец) | 172±26                                                                | 230,0         |

### Выводы

1. Введение РЗМ не влияет на механические свойства при растяжении и несколько повышает ударную вязкость.
2. Сталь, модифицированная РЗМ, отличается повышенной стойкостью к локальной коррозии в сероводородсодержащих средах, к общей коррозии в среде по стандарту NACE TM0177-2005 и модельной среде содержащей соляную кислоту.
3. Наличие церия в стали резко снижает бактериальную коррозию, что свидетельствует о его бактерицидном воздействии.

# ШИРОКОДИАПАЗОННАЯ ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ЯЧЕЙКА ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА С РАЗРУШАЮЩИМСЯ ДИСПЕРСНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Острик А. В.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

[ostrik@icp.ac.ru](mailto:ostrik@icp.ac.ru)

В настоящее время построено достаточно много неравновесных моделей элементарных ячеек гетерогенных материалов [1,2], поглощающих интенсивные потоки ионизирующих излучений (ИИ) [3,4]. Эти модели имеют различные области применимости и не могут быть использованы во всех практически важных диапазонах изменения параметров воздействующих потоков ИИ.

В работе строится широкодиапазонная неравновесная модель элементарной ячейки гетерогенного материала с дисперсным наполнителем. Предполагается, что ячейка находится в условиях одноосного деформированного состояния. Расчет выравнивания напряжений в пределах элементарной ячейки основывается на решении уравнений равновесия упругопластической среды, дополненных широкодиапазонными уравнениями состояния. Предлагаемая модель позволяет получить начальный профиль напряжений во всем диапазоне плотностей подводимой энергии (как малых энерговкладов, когда оказывается важным упруго-пластическое течение, так и больших, при которых имеют место фазовые переходы) с учетом влияний последствий электрических микропробоев (изменений механических и термодинамических свойств компонентов) и теплообмена между компонентами на процесс релаксации напряжений.

Большое внимание при построении модели уделяется учету структурных особенностей многослойных микросферических наполнителей, используемых в гетерогенных покрытиях для защиты от ионизирующих излучений. Учитываются потеря устойчивости (тонких микросфер с малым отношением толщины к радиусу), разрушение и необратимое схлопывание микросфер [5] в процессе поглощения энергии ИИ в гетерогенном материале.

Приводятся результаты расчетов начальных профилей напряжений в гетерогенных покрытиях с дисперсными наполнителями из стеклянных и углеродных микросфер с напылением тяжелых металлов (вольфрама и никеля).

## Список литературы

1. Острик А.В. Термомеханическое действие рентгеновского излучения на многослойные гетерогенные преграды в воздухе. – М.: НТЦ «Информтехника», 2003. – 160с.
2. Бакулин В.Н., Грибанов В.М., Острик А.В., Ромадинова Е.А., Чепрунов А.А. Механическое действие рентгеновского излучения на тонкостенные композиционные конструкции. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. – 256с.
3. Грибанов В.М., Острик А.В., Слободчиков С.С. Тепловое и механическое действие рентгеновского излучения на материалы и преграды // В монографии Физика ядерного взрыва: Том 2. Действие взрыва. – М.: МО РФ ЦФТИ.
4. Грибанов В.М., Острик А.В., Ромадинова Е.А. Численный код для расчета многократного комплексного действия излучений и частиц на многослойный многофункциональный гетерогенный плоский пакет. – Черноголовка: ИПХМ РАН, 2006. – 92с.
5. Ромадинова Е.А. Модель установления давления при импульсном объемном энерговыделении в гетерогенном материале с полидисперсным наполнителем /XVI Международная конференция «Воздействие интенсивных потоков энергии на вещество». Сборник трудов. Терскол, 2001. С.30-32.

# ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН И ОСОБЕННОСТЕЙ ТЕХНОЛОГИИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ

Данченко С. С., Шелестова В. А., Гракович П. Н.

*Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси,  
г. Гомель, Беларусь  
[chater@tut.by](mailto:chater@tut.by)*

Фторопластовые композиты занимают особую нишу среди антифрикционных материалов, предназначенных для подвижных уплотнительных узлов: поршневых и направляющих колец компрессоров, уплотнений шаровых кранов, надежная работа которых определяет ресурс и долговечность ответственного оборудования химической и нефтегазовой промышленности.

Развитие машиностроения предъявляет все более высокие требования к материалам подвижных уплотнительных узлов. Существует необходимость в дальнейшем повышении прочности и формоустойчивости при высоких нагрузках (выше 20 МПа) и, особенно, при повышенных температурах (до 200°C). Очевидный способ решения этой проблемы - повышение содержания наполнителя в ПТФЭ, не так прост вследствие исключительной инертности фторопласта-4, которая приводит к снижению прочности композита при растяжении пропорционально увеличению доли наполнителя [1]. Зачастую высоконаполненный фторопласт-4 разрушается уже при вытачивании деталей из заготовок или на начальных стадиях эксплуатации.

В нашем Институте разработан оригинальный способ улучшения взаимодействия фторопласта-4 с поверхностью наполнителя с целью устранения пор и микротрещин в композите и повышения его деформационно-прочностных характеристик [2]. Он заключается в нанесении тонкого фторполимерного покрытия на углеродные волокна и лежит в основе получения нового наполнителя БЕЛУМ. Композит Суперфлувис, получаемый из наполнителя БЕЛУМ, значительно превосходит свои аналоги по упруго-прочностным свойствам и ресурсу работы в тяжелонагруженных узлах трения.

Плотность композита при замене обычных углеродных волокон на БЕЛУМ возрастает на 5...8%. Это значит, в исходном материале из необработанных волокон 5...8% объема занимали поры, которые при улучшении смачиваемости наполнителя матрицей удалось убрать. Прочность на разрыв композита сохранилась равной прочности фторопласта-4. На порядок увеличилась электропроводность, что также свидетельствует об устранении пустот между отдельными волокнами и уплотнении композита. На 20...25% выросла теплопроводность, что позволило снизить термонапряженность работы узла трения из-за улучшения теплоотвода. Возросла твердость по Бринеллю, что привело к уменьшению деформационной составляющей работы трения, и, вместе с улучшением теплоотвода, примерно в 1,5-2 раза уменьшило износ.

Таким образом, появилась возможность увеличивать содержание наполнителя в ПТФЭ, сохраняя при этом необходимую сплошность и сопротивление разрыву. Наши дальнейшие работы посвящены достижению еще большей нагрузочной способности композита Суперфлувис за счет увеличения доли углеродных волокон марки БЕЛУМ.

В представленной работе проведены исследования влияния на упруго-прочностные свойства фторопластовых композитов содержания наполнителя Белум, в том числе при повышенных температурах, как наиболее важном условии работы подобных материалов в высоконагруженных узлах трения.

Образцы композитов из фторопласта-4 (марки ПН 20, ГОСТ 10007) и углеродных волокон БЕЛУМ (ТУ ВУ 400084698.177) различного содержания получены по стандартной технологии на ОАО «Гродненский механический завод».

Упруго-прочностные характеристики композитов измерены на стенде Instron 5567 (Великобритания) при скорости нагружения 5 мм/мин. Для измерений при повышенных температурах (50 и 100°C) стенд Instron 5567 оснащен термостатической камерой. Для измерения твердости по Бринеллю использовали микротвердомер ХП-250. Плотность композитов определяли по ГОСТ 15139-69.

В таблице 1 представлены результаты физико-механических измерений образцов композитов. Наблюдается экстремальная зависимость деформационно-прочностных свойств от содержания углеродного наполнителя Белум. Так, образцы, содержащие 25 % масс. углеродных волокон обладают наиболее высокими значениями пределов прочности и текучести, модуля упругости как при растяжении, так и при сжатии. При дальнейшем увеличении содержания наполнителя до 27 % масс. все эти показатели снижаются до значений, меньших, чем у образцов с 20%-м наполнением.

**Таблица 1.** Упруго-прочностные характеристики композитов при различной температуре в зависимости от содержания наполнителя Белум.

| T, °C | Характеристика                            | Суперфлувис 20<br>(20 % масс Белум) | Суперфлувис 25<br>(25 % масс Белум) | Суперфлувис 27<br>(27 % масс Белум) |
|-------|-------------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|
| 28    | Плотность, кг/м <sup>3</sup>              | 1967                                | 1980                                | 1750                                |
|       | Твердость, НВ<br>(5/625/120)              | 57,3                                | 58,3                                | 56,5                                |
|       | Прочность при растяжении, МПа             | 27,0                                | 28                                  | 20,0                                |
|       | Предел текучести при растяжении, МПа      | 12-13                               | 15-18                               | 8-11                                |
|       | Модуль упругости при растяжении, МПа      | 1200-1300                           | 400                                 | 400                                 |
|       | Относительное удлинение при растяжении, % | 30-33                               | 25-30                               | 17-20                               |
|       | Предел прочности при сжатии, МПа          | 85,6                                | 88,2                                | 73,8                                |
|       | Предел текучести при сжатии, МПа          | 19                                  | 20                                  | 11                                  |
|       | Модуль упругости при сжатии, МПа          | 780                                 | 840                                 | 760                                 |
| 50    | Предел текучести при сжатии, МПа          | 8,5                                 | 10                                  | 7                                   |
|       | Модуль упругости при сжатии, МПа          | 470                                 | 530                                 | 310                                 |
| 100   | Предел текучести при сжатии, МПа          | 5                                   | 5                                   | 4                                   |
|       | Модуль упругости при сжатии, МПа          | 320                                 | 370                                 | 270                                 |

На диаграммах сжатия (рис.1) для композитов с наполнением 20 и 25 % наблюдается более выраженный участок пропорциональной зависимости деформации от напряжения, обычно соответствующий упругой деформации. По наклону этого участка определен модуль упругости, а по отклонению от пропорциональности – предел текучести. Иногда его приравнивают к пределу пластичности [3]. Эта величина для пла-

стичных материалов является основной характеристикой прочности при сжатии, так как истинного разрушения с разрывом сплошности для таких материалов часто не происходит.

По диаграммам растяжения (Рис. 2) наиболее выраженный участок упругости наблюдается только для композита с 20 % масс. углеродных волокон. Ему соответствует также значительно более высокий модуль упругости, чем у остальных образцов. Однако предел прочности выше у композита с наполнением 25 %.

Фторопласт-4 является полимером с явно выраженными пластичными свойствами, ему присущи хладотекучесть и необратимые деформации под нагрузкой. Для композитов на его основе эти недостатки снижаются за счет введения жесткого наполнителя: модуль упругости углеродных волокон составляет от 200 до 700 ГПа [4].

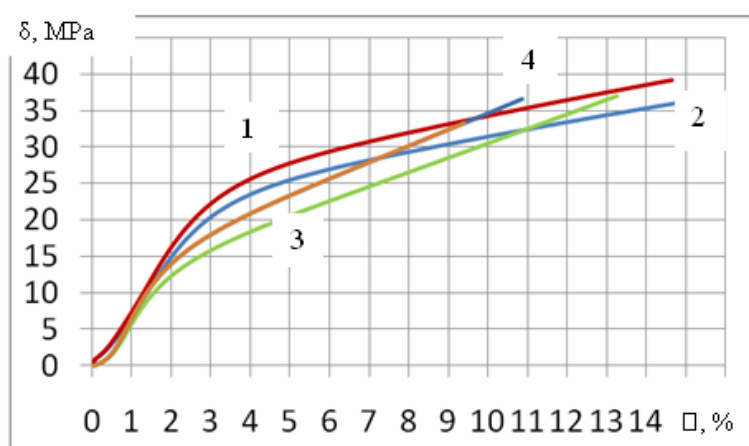


Рис. 1. Диаграммы сжатия композитов при комнатной температуре.  
1-Суперфлувис 25, 2-Суперфлувис 20, 3-Суперфлувис 27, 4-Флувис 20.

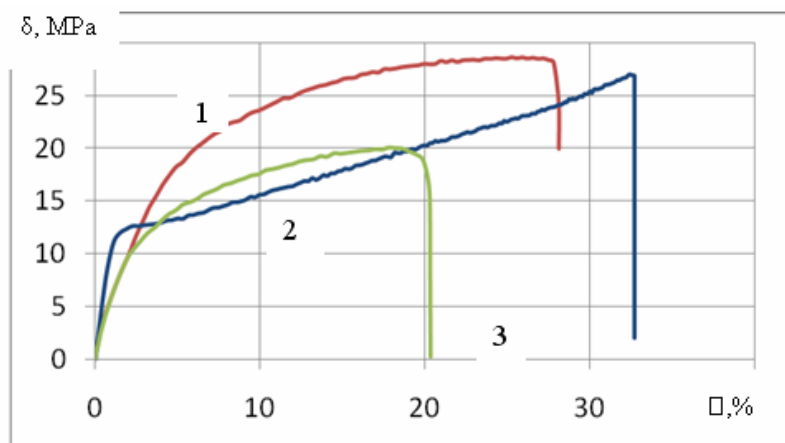


Рис. 2. Диаграммы растяжения композитов при комнатной температуре.  
1-Суперфлувис 25, 2-Суперфлувис 20, 3-Суперфлувис 27

Снижение модуля упругости исследуемых композитов при увеличении доли наполнителя в полимере обусловлено, по-видимому, отличительными особенностями фторопласта-4. Главным недостатком наполненного фторопласта-4 остается высокая пористость и дефектность композита, неравномерность свойств по объему. Поры оказывают определяющее влияние на прочность композита не только при растяжении, что очевидно, но и при сжатии. Происходит пластическое деформирование отдельных участков полимера, не связанных с наполнителем, приводящее к снижению жесткости для образца в целом - тем большому, чем более пористый композит.

Разрушение при наличии пор лимитируется расслоением, а поры служат концентраторами напряжения и инициируют рост трещин, в случае сжатия – сдвиговых [12]. Действительно, наблюдалось разрушение исследуемых образцов по радиальной трещине, расположенной под углом около  $45^\circ$  к оси сжатия. Причем для таких материалов характерны более высокие значения прочности при сжатии, чем при растяжении, что подтверждается и нашими данными.

Наблюдаемое при наполнении, значительное повышение модуля упругости при растяжении и, соответственно, снижение относительного удлинения приближает наполненный ПТФЭ к хрупким материалам, что также обусловлено недостаточным контактом поверхности наполнителя и полимера и, соответственно, наличием пор и микротрещин в его структуре. Механизм разрушения наполненных пористых образцов при растяжении отличается тем, что в области предела текучести деформация становится существенно неоднородной по объему и разрушение происходит уже тогда, когда появляется пластическая деформация и формируется шейка. Происходит переход от пластического к квазихрупкому разрушению [5].

Таким образом, показано влияние дефектности и пористости фторопластовых композитов на деформационно-прочностные свойства и возможный путь их повышения за счет улучшения контакта и взаимодействия модифицированного наполнителя и полимера. Сравнение свойств композита на основе исходных углеродных волокон (Флувис 20) и модифицированных волокон БЕЛУМ (Суперфлувис 20) показало, что характер диаграммы сжатия исходного композита близок к более пластичным материалам, а его прочностные показатели ниже, чем у композита Суперфлувис (Рис.1). Это подтверждает сделанные ранее выводы о том, что исходному композиту присуща более пористая структура, а при модифицировании наполнителя она становится более плотной, устраняются дефекты и поры, что и приводит к повышению модуля упругости, предела текучести и прочности композита.

В настоящее время Суперфлувис успешно используется в подвижных уплотнениях компрессоров на многих предприятиях химической и нефтегазовой промышленности Беларуси, России и Украины. На автомобильных газонаполнительных компрессорных станциях (АГНКС) производства ОАО «Сумское НПО им. М.В. Фрунзе» при замене в компрессоре материала уплотнений Ф4К20 на Суперфлувис средний ресурс увеличился в десять раз (от несколько сотен до пяти тысяч часов). Это позволило отказаться от второго компрессора, обеспечив требуемую надежность, и резко уменьшить стоимость и размеры АГНКС.

Можно предположить, что композит Суперфлувис – это новая ступень качества фторопластовых антифрикционных материалов, достигнутая в результате исследований и модифицирования углеродных волокон, а увеличение содержания наполнителя в нем без потери физико-механических свойств позволит повысить надежность работы ответственного компрессорного оборудования и других механизмов.

1. Пугачев А.К., Росляков О.А. Переработка фторопластов в изделия. – Л.: Химия, 1987. – 168 с.
2. Способ модифицирования углеродных наполнителей для политетрафторэтилена: пат. 6214 Респ. Беларусь, МПК С 08J / В.А. Шелестова, П.Н. Гракович // Официальный бюллетень. – 2001. - №1. – С. 33.
3. Бартенев Г.М., Зеленев Ю.В. Физика и механика полимеров. – М.: Высшая школа, 1983. – 392 с.
4. Молчанов Б.И., Чукаловский П.А., Варшавский В.Я. Углепластики. – М.: Химия, 1985. – 208 с.
5. Принципы создания композиционных полимерных материалов / А.А. Берлин, С.А. Вольфсон, В.Г. Ошмян, Н.С. Ениколопов. – М.: Химия, 1990. – 240 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭДС В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, ВЫЗВАННОЙ НЕСТАЦИОНАРНЫМ НАГРЕВОМ

Рубаник В. В.<sup>1,2</sup>, Рубаник В. В. мл.<sup>1,2</sup>, Буркина О. А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>Витебский государственный технологический университет, Беларусь  
[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

Термоэлектрические явления, происходящие на границе раздела между разнородными металлами, такие как эффекты Пельтье, Зеебека, Томпсона, достаточно хорошо изучены и находят широкое практическое применение. Наряду с классическими возможны и термоэлектрические явления, наблюдаемые в однородных металлических образцах. К таким, например, относится возникновение устойчивой во времени электродвижущей силы при локальном нагреве неоднородно деформированного металла [1], возникновение ЭДС при нестационарном нагревании однородного металлического участка разомкнутой электрической цепи, вызванной движением границы раздела фаз в материале, названной термокинетической [2].

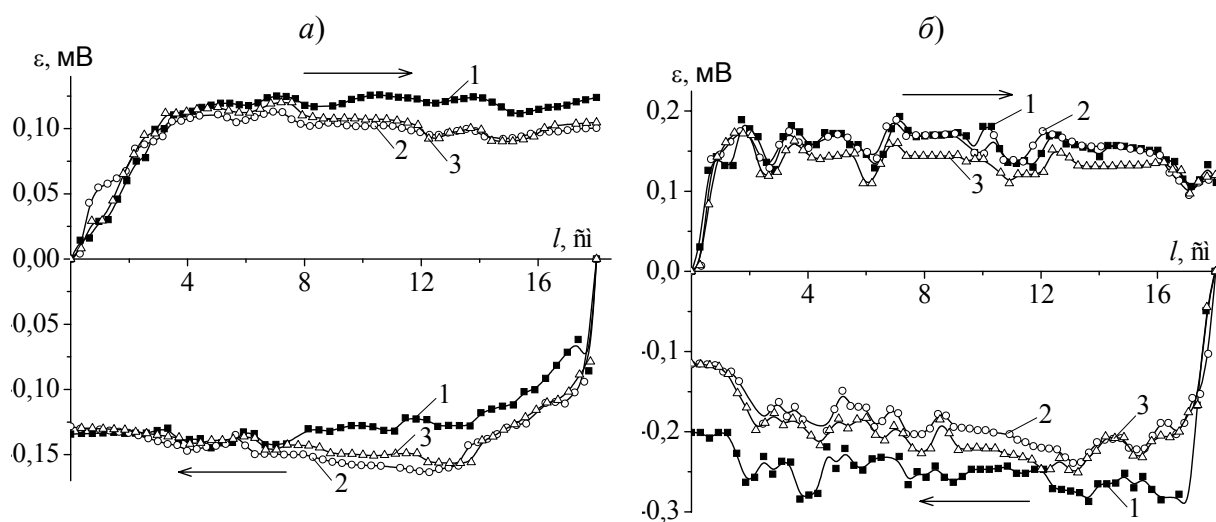
В качестве объекта исследования выбран сплав титана и никеля с составом близким к эквиаtomному, который обладает эффектом памяти формы. Для изучения термокинетической ЭДС использовали прямой способ измерения с помощью цифрового милливольтметра. Испытания проводили на разработанном измерительном комплексе, конструкция которого позволяет бесконтактно локально нагревать узкую зону образца и перемещать ее с заданной скоростью.

Исследования проводили на проволочных образцах никелида титана длиной 18 см, диаметром 0,22 мм и 0,48 мм. Предварительно образцы подвергались отжигу при температуре 500°C в течение получаса на воздухе с последующей закалкой в воде. Характеристические температуры окончания обратного фазового перехода, измеренные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составили:  $A_k = 74^\circ\text{C}$  для проволоки диаметром 0,48 мм и  $A_k = 68^\circ\text{C}$  для проволоки диаметром 0,22 мм. При комнатной температуре материал находился в мартенситном состоянии. После отжига проводили химическое травление поверхностного окисного слоя раствором  $\text{HF} + 3\text{HNO}_3 + 6\text{H}_2\text{O}$ . Температурный профиль зоны нагрева контролировали тепловизором.

В процессе измерения зона нагрева смещалась вдоль образца сначала в одну сторону, а затем в другую, потом цикл измерений повторяли. Направление перемещения зоны нагрева на рисунках указано стрелкой. Полученные зависимости распределения термокинетической ЭДС по длине для исследуемых образцов никелида титана при скорости перемещения 0,3 см/с и максимальной температуре в зоне нагрева 115°C, т.е. выше температуры фазового перехода, представлены на рисунке 1.

Можно отметить, что для обоих образцов существует зона роста термокинетической ЭДС от 0 до некоторого установившегося значения: для проволоки диаметром 0,48 мм оно составляет 0,12 мВ, а для проволоки диаметром 0,22 мм - 0,2 мВ, что связывается с инерционностью процесса нагрева. При изменении направления перемещения на противоположное полярность ЭДС изменяется.

Для образца диаметром 0,48 мм величина термокинетической ЭДС постоянна по абсолютному значению и направлению, при этом присутствуют небольшие флуктуации ее величины по длине проволоки. Для образца диаметром 0,22 мм флуктуации величины термокинетической ЭДС более выражены. При этом в каждом полуцикле, как в первом, так и во втором случаях они носят повторяющийся характер. По-видимому, это обусловлено неоднородностью химического состава проволоки по ее длине, наличием дефектов кристаллической решетки или внутренних напряжений.



**Рис. 1.** Зависимость распределения термокинетической ЭДС по длине образца для проволоки диаметром 0,48 мм (а) и 0,22 мм (б)  
(1, 2, 3 – первый, второй и третий циклы испытаний)

Таким образом, впервые установлено, что движение границы раздела фаз в образцах никелида титана вызывает возникновение постоянной по величине и направлению электродвижущей силы. Причиной возникновения этого явления, возможно, является наличие контактной разности потенциалов между участками TiNi находящимися в разных фазовых состояниях (аустенит или мартенсит) нагретого и ненагретых участков проволоки.

#### Список литературы

1. В.Л. Шушкевич, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл. Термоэлектронные явления в TiNi // Сборник материалов XLIII международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 27 сент. - 1 окт. 2004 г.: в 2 ч. Витебск, 2004. Ч.1. С. 345-346.
2. Е.Ф. Фурмаков Электрический ток, вызванный движением поверхности раздела фаз в металле // Фундаментальные проблемы естествознания. Санкт-Петербург, 1999. Вып. 21. С. 377-378.

### ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗАДАНИЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Рубаник В. В., Рубаник В. В. мл., \*Дородейко В. Г., Милюкина С. Н.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, ВГТУ, Витебск, Беларусь,*

*\*Медицинское предприятие «Симург»*

*s.niko@tut.by*

Использование сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) для изготовления различных изделий предполагает необходимый этап обработки материала с целью задания ему способности к восстановлению формы. Обычно такая обработка представляет собой длительные отжиги в задеформированном состоянии при высоких температурах (400÷550°C). В работе [1] показано, что использование низкотемпературной обработки (150÷250°C) перспективно для задания формы и способствует стабильному запоминанию

нию наведённой деформации. При наведении эффектов памяти формы также важную роль играют температура, степень деформации и время выдержки под нагрузкой [2], влияние которых на функциональные свойства пока ещё не достаточно изучены. В связи с этим, целью исследований в данной работе было систематическое изучение влияния условий деформирования и низкотемпературной обработки на запоминаемую деформацию.

### Материалы и методы исследования

При проведении исследований использовали проволоочные образцы Ti-50,4ат.%Ni диаметром 0,65 мм, которые подвергали предварительному рекристаллизационному отжигу при температуре 700°C в течение 30 минут с последующей закалкой в воде со льдом для устранения влияния предыстории. После чего в материале при охлаждении и нагревании через интервал мартенситных превращений реализовывалось одностадийное превращение  $B2 \leftrightarrow B19'$ . Характеристические температуры, измеренные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составляли:  $M_n = 30^\circ\text{C}$ ,  $M_s = 14^\circ\text{C}$ ,  $A_n = 41^\circ\text{C}$ ,  $A_s = 57^\circ\text{C}$ .

Температуры мартенситных превращений при восстановлении формы определяли термомеханическим методом. Наведение деформации осуществляли двумя методами: изгибом на цилиндрической оправке и кручением. Образцам задавали деформацию при температуре 20°C, нагревали в заневоленном состоянии до температур, не превышающих 250°C, выдерживали в течение различных промежутков времени и охлаждали до 0°C. Затем образец освобождали и измеряли значения наведённой деформации  $\varepsilon_i$  ( $\gamma_i$ ); после чего нагревали выше температуры восстановления формы  $A_n$  и фиксировали остаточную деформацию  $\varepsilon_A$  ( $\gamma_A$ ). Далее образцы термоциклировали в интервале от 0°C до  $A_n$ . При температуре 0°C фиксировали деформацию в мартенситном состоянии  $\varepsilon_M$  ( $\gamma_M$ ).

### Результаты экспериментов

Влияние температуры выдержки материала в заневоленном состоянии на параметры ЭПФ и ОЭПФ показано на рис. 1. Наводимая изгибом деформация составляла 4,5%, время выдержки образца при указанных температурах 0,1 ч.

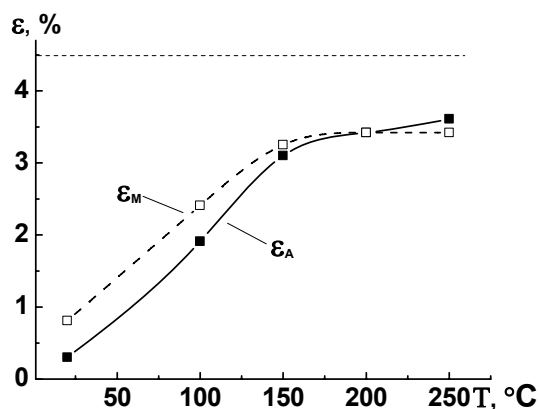


Рис. 1. Зависимость деформаций  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_M$  от температуры выдержки.

Значения приобретаемых деформаций зависят от температуры выдержки некоторым нелинейным образом. Увеличение температуры сопровождается ростом  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_M$ , причём наиболее интенсивно значения деформаций повышаются при температурах до 150°C, затем их рост резко замедляется. При температуре отжига 200°C обратимая деформация составляет 0%, а при 250°C меняет знак.

Последующее термоциклирование через интервал мартенситных превращений показало, что значения приобретённых деформаций стабильны после обработки при 200°C и 250°C, а при более низких температурах уменьшаются с числом термоциклов.

Влияние времени выдержки на остаточную деформацию в исследуемых температурных режимах очень мало — при увеличении времени от 0,1 ч до 10 ч значения  $\varepsilon_A$  увеличиваются лишь на 0,2% (рис. 2).

Поскольку за столь кратковременные выдержки при температурах до 250°C структурные изменения в материале практически не происходят, возможно, наблюдаемые деформационные эффекты связаны с релаксацией внутренних напряжений, в ре-

зультате перераспределения дефектов и перемещения их в новые, более устойчивые состояния. Проанализировав полученные данные, можно предположить, что в данном случае наиболее интенсивная релаксация осуществляется при нагреве напряжённого материала выше температуры  $A_k^\sigma$ . Чтобы проверить данное предположение, необходимо определить значение  $A_k^\sigma$  для заневоленного образца.

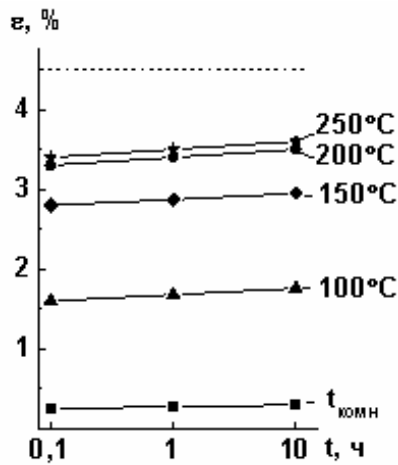


Рис. 2. Зависимость остаточной деформации  $\varepsilon_A$  от времени выдержки

Для этого образцы в мартенситном состоянии кручением на 4,5%, нагружали и нагревали под постоянным напряжением до температуры окончания восстановления деформации. При охлаждении, чтобы исключить накопление деформации за счёт пластичности превращения при прямом переходе, деформацию образца ограничивали. Значения действующих напряжений варьировали до 300 МПа.

Кинетика формовосстановления существенно зависит от приложенных напряжений, так как они повышают температуры мартенситных переходов. С увеличением напряжений уменьшается наклон линий  $A_n \div A_k$  и  $M_n \div M_k$  и увеличивается температурный интервал формовосстановления (рис. 3). Наибольшее влияние напряжения оказывают на параметры обратного перехода, главным образом, на температуру  $A_k^\sigma$  (рис. 4). Значения восстанавливаемой деформации уменьшаются с ростом прикладываемых напряжений и при нагрузке  $\sim 300$  МПа уже не наблюдается изменение деформации.

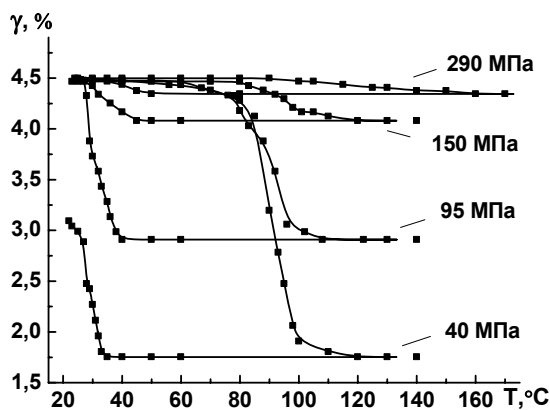


Рис. 3. Зависимости деформации от температуры под постоянным напряжением.

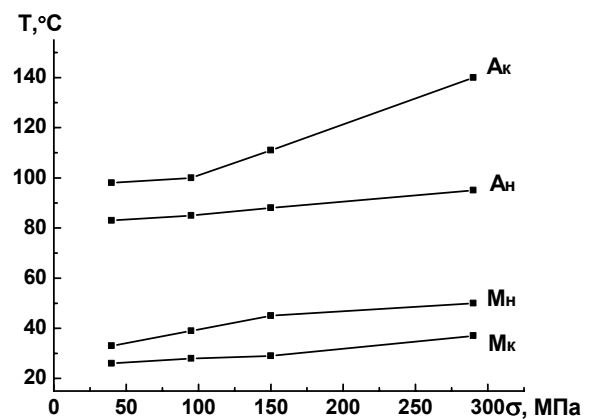


Рис. 4. Температуры мартенситных превращений в напряжённом материале.

Таким образом, при нагреве заневоленного образца обратный переход в нём заканчивается при температуре  $\sim 150^\circ\text{C}$ , что соответствует точке перегиба на графике зависимости приобретаемых деформаций от температуры выдержки.

Проведенные дополнительные эксперименты показали, что увеличение наводимой деформации до 15% и последующий нагрев под напряжением 500 МПа приводит к увеличению  $A_k^\sigma$  до  $160^\circ\text{C}$ . Поэтому для дальнейших исследований была выбрана температура обработки  $200^\circ\text{C}$ , при которой даже при больших деформациях напряжённый материал находится в аустенитном состоянии.

Влияние степени наводимой деформации на параметры формовосстановления после выдержки при комнатной температуре и  $200^\circ\text{C}$  в течение 5 минут показано на рис. 5.

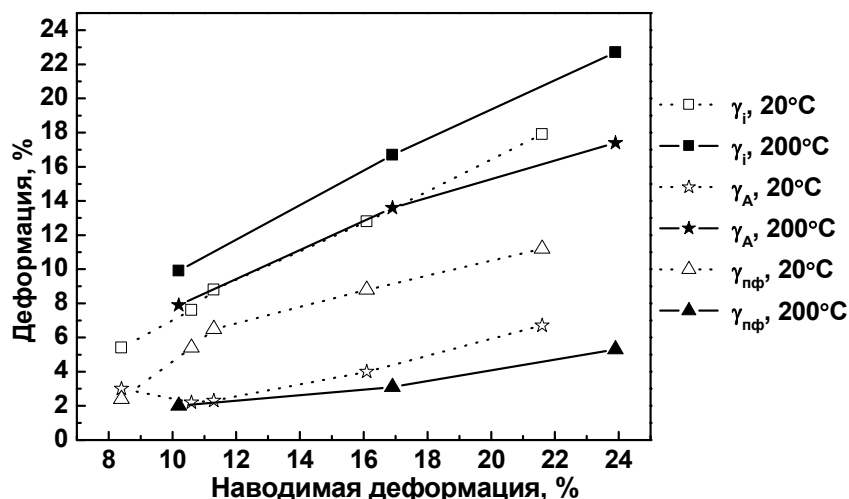


Рис. 5. Параметры формовосстановления в зависимости от наводимой деформации после выдержки при комнатной температуре и 200°C.

После обработки наведённая деформация совпадает с наводимой, в то время как без обработки имеет место упругий возврат до 4%. Остаточная деформация в аустените в результате выдержки при 200°C также значительно возрастает и составляет 77÷80% от наводимой для деформаций до 20%. При больших степенях деформации значения  $\gamma_A$  снижаются. Из представленных на рисунке данных видно, что в результате вышеуказанной обработки подавляется эффект памяти формы, и восстанавливаемая при нагреве деформация составляет всего ~20% от наводимой. Вероятно, такое поведение материала связано с активными релаксационными процессами, протекающими при нагреве заневоленного материала выше  $A_{\kappa}^{\sigma}$ .

Анализ представленных данных показывает, что термообработка при температурах 150÷250°C даже в течение нескольких минут способствует стабильному закреплению формы (до 80%). Для применения этих режимов обработки в практических целях необходимы данные о новых, приобретённых характеристиках ЭПФ, т.е. если образец снова испытает деформацию, то каковы будут характеристики формовосстановления при реализации эффекта памяти формы. Проведение таких экспериментов является дальнейшим направлением исследований.

### Заключение

Нагрев в заневоленном состоянии материала, продеформированного в мартенситной фазе, выше  $A_{\kappa}^{\sigma}$  приводит к изменению его характеристик формовосстановления, которые зависят от температуры нагрева и степени наводимой деформации. Кратковременные выдержки при температурах 200÷250°C можно использовать для закрепления формы образца вследствие уменьшения восстанавливаемой деформации при последующем нагреве через интервал мартенситных превращений, т.е. имеет место подавление эффекта памяти формы.

1. Рубаник В.В. (мл.), Рубаник В.В., Милюкина С.Н. Задание формы в TiNi проволоке низкотемпературной обработкой / Межд. симпозиум «Перспективные материалы и технологии»: сб. тез. – Витебск, 2009.
2. Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Чернавина А.А., Перевощикова Н.Н. Исследование термомеханических условий наведения и характеристик обратимого и одностороннего эффектов памяти формы в никелиде титана. XLVI Межд. конф. «Актуальные проблемы прочности»: сб. матер. – Витебск, 2007 – С.163-168.

## Именной указатель

|                  |                    |                  |                    |
|------------------|--------------------|------------------|--------------------|
| Акимов А.И.      | 141                | Ильичев М.В.     | 100                |
| Алексеева Л.Е.   | 115                | Ильясов Р.С.     | 129                |
| Андреева А.В.    | 25, 26             | Иоффе А.В.       | 195, 197, 199, 201 |
| Асадчая М.В.     | 19, 22             | Исакаев Э.Х.     | 100                |
| Ахвердиева Т.А.  | 118                | Кадашевич Ю.И.   | 78                 |
| Бадиян Е.Е.      | 93                 | Кайбышев Р.О.    | 120                |
| Баев А.Р.        | 19, 22             | Калентьев Е.А.   | 104                |
| Баркун А.А.      | 179                | Карасёва Д.Н.    | 26                 |
| Бармин А.Е.      | 82                 | Кардаполова М.А. | 13, 173, 179       |
| Бевз В.П.        | 167                | Кашевич И.Ф.     | 27, 39             |
| Белкин А.А.      | 95                 | Кипелова А.Ю.    | 85                 |
| Беломестных В.Н. | 150                | Клубович В.В.    | 3, 6, 189          |
| Бертяев Б.И.     | 63                 | Князькин С.А.    | 195, 197, 201      |
| Бобровский В.В.  | 48                 | Кобяков О.С.     | 179                |
| Борисенкова Е.А. | 195, 197, 201      | Ковальчук А.А.   | 176                |
| Босин М.Е.       | 66                 | Коледа В.В.      | 48                 |
| Буржанов А.А.    | 115                | Комков Н.А.      | 98                 |
| Буркина О.А.     | 207                | Коновалов Г.Е.   | 22                 |
| Бурнышев И.Н.    | 126, 129, 131      | Корзников А.В.   | 134                |
| Быков Р.Н.       | 192, 194           | Кортицкий А.В.   | 186                |
| Выбойщик М.А.    | 192, 194, 195, 197 | Костомаров С.В.  | 42                 |
| Гаврилов А.В.    | 35                 | Костюк Д.А.      | 19                 |
| Герцрикен Д.С.   | 164, 167           | Котречко С.А.    | 60                 |
| Гетманова М.Е.   | 98                 | Кравченко Я.П.   | 115                |
| Главатских М.Ю.  | 129                | Кузьмина А.В.    | 72                 |
| Гомозов Е.П.     | 66                 | Кукин С.Ф.       | 179                |
| Гракович П.Н.    | 204                | Кулак М.М.       | 6                  |
| Грешилов А.Д.    | 110                | Кустов А.И.      | 51, 54             |
| Гриншпон А.С.    | 98                 | Лалетин В.М.     | 183                |
| Гувалов А.А.     | 153                | Летко А.К.       | 141                |
| Гуделев В.Г.     | 19                 | Ливанова О.В.    | 95                 |
| Гуляева Е.М.     | 144                | Линевич А.В.     | 48                 |
| Гурьев А.М.      | 110                | Литовченко И.Ю.  | 134                |
| Гурьев М.А.      | 110                | Лопата Л.А.      | 167                |
| Гусев С.С.       | 123                | Лукашевич О.Н.   | 13                 |
| Данченко С.Г.    | 204                | Лукин Е.С.       | 107                |
| Девоино О.Г.     | 13, 173            | Лутфуллин Р.Я.   | 138                |
| Денисова Т.В.    | 199, 201           | Луцко В.Ф.       | 3                  |
| Джежора А.А.     | 9                  | Луцко Н.И.       | 173                |
| Долгоров А.А.    | 110                | Лыс В.Ф.         | 129                |
| Дородейко В.Г.   | 209                | Мазанко В.Ф.     | 164                |
| Дубовик А.М.     | 13                 | Майоров А.Л.     | 22                 |
| Дудова Н.Р.      | 120                | Малашенко В.В.   | 159, 161           |
| Зеленев В.М.     | 51                 | Малашенко Т.И.   | 159                |
| Зими́на Г.П.     | 60                 | Малофеев С.С.    | 69                 |
| Зозуля Э.В.      | 82                 | Марков О.И.      | 147                |
| Зубков А.И.      | 82                 | Маршанская О.В.  | 192, 194           |
| Зырянов А.О.     | 199, 201           | Медведев Н.Н.    | 75                 |
| Иванов А.М.      | 107                | Метьковец А.И.   | 19                 |
| Иванов Б.Ф.      | 78                 | Мигель И.А.      | 51, 54             |
| Иванов С.Г.      | 110                | Милюкина С.Н.    | 209                |
| Изотов В.И.      | 98                 | Миронов В.М.     | 164, 167           |
| Иконникова К.В.  | 173                | Миронов Д.В.     | 164, 167           |
| Иконникова Л.Ф.  | 173                | Мозжаров С.Е.    | 33, 39             |
| Ильинский А.И.   | 82                 | Мойсейчик Е.А.   | 170                |

|                     |                  |
|---------------------|------------------|
| Мухаметрахимов М.Х. | 135, 138         |
| Мышляев М.М.        | 6                |
| Нагорных И.Л.       | 126              |
| Никулин И.А.        | 69               |
| Новиков В.Н.        | 104              |
| Однобокова М.В.     | 85               |
| Острик А.В.         | 203              |
| Островерх А.А.      | 82               |
| Панкова М.Н.        | 115              |
| Паньков В.В.        | 183              |
| Петров А.Г.         | 173              |
| Петров Г.Г.         | 173              |
| Петрова Н.Д.        | 107              |
| Платонов А.А.       | 107              |
| Платонов Л.Л.       | 6                |
| Поджидаева О.В.     | 75               |
| Помельникова А.С.   | 72               |
| Помыткин С.П.       | 78               |
| Прудникова О.Р.     | 87, 91           |
| Реут И.И.           | 63               |
| Рубаник В.В.        | 9, 189, 207, 209 |
| Рубаник В.В.мл.     | 207, 209         |
| Румянцева И.Н.      | 6                |
| Савчук Г.К.         | 141              |
| Самолётов В.Г.      | 189              |
| Саркисян С.О.       | 56               |
| Сафонов А.А.        | 25, 26           |
| Сорока Е.Ф.         | 60               |
| Спиридонов Н.В.     | 179              |
| Старовойтов Л.Е.    | 123              |
| Старостенков М.Д.   | 75               |
| Степанова Л.И.      | 141              |
| Степанович А.И.     | 183              |
| Сыромятникова А.С.  | 144              |

|                  |                  |
|------------------|------------------|
| Сырцов С.Р.      | 30               |
| Тарасов В.В.     | 104, 131         |
| Теслева Е.П.     | 150              |
| Тетюева Т.В.     | 195, 197, 199    |
| Ткачёв Д.В.      | 123              |
| Тонкопряд А.Г.   | 93               |
| Трифонов Н.В.    | 144              |
| Трубловский В.Л. | 30               |
| Тюменцев А.Н.    | 134              |
| Тюфтяев А.С.     | 100              |
| Фарманян А.Ж.    | 56               |
| Федорук Г.Ф.     | 13               |
| Филиппов Г.А.    | 95, 98, 100, 115 |
| Хамчуков Ю.Д.    | 16               |
| Хлопков Ю.В.     | 45               |
| Хрипунов Ю.В.    | 147              |
| Чао Шенжу        | 164              |
| Чжан Цженю       | 164              |
| Шацкий А.В.      | 25, 26           |
| Шевченко Н.В.    | 134              |
| Шелестова В.А.   | 204              |
| Шеховцов О.В.    | 93               |
| Шипко М.Н.       | 72               |
| Ширинзаде И.Н.   | 113              |
| Шрубилов С.Н.    | 3                |
| Штеренберг А.М.  | 25, 26           |
| Шуринов Р.В.     | 93               |
| Шут В.Н.         | 27, 33, 39, 42   |
| Щербаков Э.Д.    | 87               |
| Юсупов Д.И.      | 100              |
| Яснгов В.В.      | 48               |

---

Leonidov P.V. 155

# ШИРОКОДИАПАЗОННАЯ ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ЯЧЕЙКА ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА С РАЗРУШАЮЩИМСЯ ДИСПЕРСНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Острик А. В.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

[ostrik@icp.ac.ru](mailto:ostrik@icp.ac.ru)

В настоящее время построено достаточно много неравновесных моделей элементарных ячеек гетерогенных материалов [1,2], поглощающих интенсивные потоки ионизирующих излучений (ИИ) [3,4]. Эти модели имеют различные области применимости и не могут быть использованы во всех практически важных диапазонах изменения параметров воздействующих потоков ИИ.

В работе строится широкодиапазонная неравновесная модель элементарной ячейки гетерогенного материала с дисперсным наполнителем. Предполагается, что ячейка находится в условиях одноосного деформированного состояния. Расчет выравнивания напряжений в пределах элементарной ячейки основывается на решении уравнений равновесия упругопластической среды, дополненных широкодиапазонными уравнениями состояния. Предлагаемая модель позволяет получить начальный профиль напряжений во всем диапазоне плотностей подводимой энергии (как малых энерговкладов, когда оказывается важным упруго-пластическое течение, так и больших, при которых имеют место фазовые переходы) с учетом влияний последствий электрических микропробоев (изменений механических и термодинамических свойств компонентов) и теплообмена между компонентами на процесс релаксации напряжений.

Большое внимание при построении модели уделяется учету структурных особенностей многослойных микросферических наполнителей, используемых в гетерогенных покрытиях для защиты от ионизирующих излучений. Учитываются потеря устойчивости (тонких микросфер с малым отношением толщины к радиусу), разрушение и необратимое схлопывание микросфер [5] в процессе поглощения энергии ИИ в гетерогенном материале.

Приводятся результаты расчетов начальных профилей напряжений в гетерогенных покрытиях с дисперсными наполнителями из стеклянных и углеродных микросфер с напылением тяжелых металлов (вольфрама и никеля).

## Список литературы

1. Острик А.В. Термомеханическое действие рентгеновского излучения на многослойные гетерогенные преграды в воздухе. – М.: НТЦ «Информтехника», 2003. – 160с.
2. Бакулин В.Н., Грибанов В.М., Острик А.В., Ромадинова Е.А., Чепрунов А.А. Механическое действие рентгеновского излучения на тонкостенные композиционные конструкции. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. – 256с.
3. Грибанов В.М., Острик А.В., Слободчиков С.С. Тепловое и механическое действие рентгеновского излучения на материалы и преграды // В монографии Физика ядерного взрыва: Том 2. Действие взрыва. – М.: МО РФ ЦФТИ.
4. Грибанов В.М., Острик А.В., Ромадинова Е.А. Численный код для расчета многократного комплексного действия излучений и частиц на многослойный многофункциональный гетерогенный плоский пакет. – Черноголовка: ИПХМ РАН, 2006. – 92с.
5. Ромадинова Е.А. Модель установления давления при импульсном объемном энерговыделении в гетерогенном материале с полидисперсным наполнителем /XVI Международная конференция «Воздействие интенсивных потоков энергии на вещество». Сборник трудов. Терскол, 2001. С.30-32.

# ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН И ОСОБЕННОСТЕЙ ТЕХНОЛОГИИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ

Данченко С. С., Шелестова В. А., Гракович П. Н.

*Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси,  
г. Гомель, Беларусь  
[chater@tut.by](mailto:chater@tut.by)*

Фторопластовые композиты занимают особую нишу среди антифрикционных материалов, предназначенных для подвижных уплотнительных узлов: поршневых и направляющих колец компрессоров, уплотнений шаровых кранов, надежная работа которых определяет ресурс и долговечность ответственного оборудования химической и нефтегазовой промышленности.

Развитие машиностроения предъявляет все более высокие требования к материалам подвижных уплотнительных узлов. Существует необходимость в дальнейшем повышении прочности и формоустойчивости при высоких нагрузках (выше 20 МПа) и, особенно, при повышенных температурах (до 200°C). Очевидный способ решения этой проблемы - повышение содержания наполнителя в ПТФЭ, не так прост вследствие исключительной инертности фторопласта-4, которая приводит к снижению прочности композита при растяжении пропорционально увеличению доли наполнителя [1]. Зачастую высоконаполненный фторопласт-4 разрушается уже при вытачивании деталей из заготовок или на начальных стадиях эксплуатации.

В нашем Институте разработан оригинальный способ улучшения взаимодействия фторопласта-4 с поверхностью наполнителя с целью устранения пор и микротрещин в композите и повышения его деформационно-прочностных характеристик [2]. Он заключается в нанесении тонкого фторполимерного покрытия на углеродные волокна и лежит в основе получения нового наполнителя БЕЛУМ. Композит Суперфлувис, получаемый из наполнителя БЕЛУМ, значительно превосходит свои аналоги по упруго-прочностным свойствам и ресурсу работы в тяжелонагруженных узлах трения.

Плотность композита при замене обычных углеродных волокон на БЕЛУМ возрастает на 5...8%. Это значит, в исходном материале из необработанных волокон 5...8% объема занимали поры, которые при улучшении смачиваемости наполнителя матрицей удалось убрать. Прочность на разрыв композита сохранилась равной прочности фторопласта-4. На порядок увеличилась электропроводность, что также свидетельствует об устранении пустот между отдельными волокнами и уплотнении композита. На 20...25% выросла теплопроводность, что позволило снизить термонапряженность работы узла трения из-за улучшения теплоотвода. Возросла твердость по Бринеллю, что привело к уменьшению деформационной составляющей работы трения, и, вместе с улучшением теплоотвода, примерно в 1,5-2 раза уменьшило износ.

Таким образом, появилась возможность увеличивать содержание наполнителя в ПТФЭ, сохраняя при этом необходимую сплошность и сопротивление разрыву. Наши дальнейшие работы посвящены достижению еще большей нагрузочной способности композита Суперфлувис за счет увеличения доли углеродных волокон марки БЕЛУМ.

В представленной работе проведены исследования влияния на упруго-прочностные свойства фторопластовых композитов содержания наполнителя Белум, в том числе при повышенных температурах, как наиболее важном условии работы подобных материалов в высоконагруженных узлах трения.

Образцы композитов из фторопласта-4 (марки ПН 20, ГОСТ 10007) и углеродных волокон БЕЛУМ (ТУ ВУ 400084698.177) различного содержания получены по стандартной технологии на ОАО «Гродненский механический завод».

Упруго-прочностные характеристики композитов измерены на стенде Instron 5567 (Великобритания) при скорости нагружения 5 мм/мин. Для измерений при повышенных температурах (50 и 100°C) стенд Instron 5567 оснащен термостатической камерой. Для измерения твердости по Бринеллю использовали микротвердомер ХП-250. Плотность композитов определяли по ГОСТ 15139-69.

В таблице 1 представлены результаты физико-механических измерений образцов композитов. Наблюдается экстремальная зависимость деформационно-прочностных свойств от содержания углеродного наполнителя Белум. Так, образцы, содержащие 25 % масс. углеродных волокон обладают наиболее высокими значениями пределов прочности и текучести, модуля упругости как при растяжении, так и при сжатии. При дальнейшем увеличении содержания наполнителя до 27 % масс. все эти показатели снижаются до значений, меньших, чем у образцов с 20%-м наполнением.

**Таблица 1.** Упруго-прочностные характеристики композитов при различной температуре в зависимости от содержания наполнителя Белум.

| T, °C | Характеристика                            | Суперфлувис 20<br>(20 % масс Белум) | Суперфлувис 25<br>(25 % масс Белум) | Суперфлувис 27<br>(27 % масс Белум) |
|-------|-------------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|
| 28    | Плотность, кг/м <sup>3</sup>              | 1967                                | 1980                                | 1750                                |
|       | Твердость, НВ<br>(5/625/120)              | 57,3                                | 58,3                                | 56,5                                |
|       | Прочность при растяжении, МПа             | 27,0                                | 28                                  | 20,0                                |
|       | Предел текучести при растяжении, МПа      | 12-13                               | 15-18                               | 8-11                                |
|       | Модуль упругости при растяжении, МПа      | 1200-1300                           | 400                                 | 400                                 |
|       | Относительное удлинение при растяжении, % | 30-33                               | 25-30                               | 17-20                               |
|       | Предел прочности при сжатии, МПа          | 85,6                                | 88,2                                | 73,8                                |
|       | Предел текучести при сжатии, МПа          | 19                                  | 20                                  | 11                                  |
|       | Модуль упругости при сжатии, МПа          | 780                                 | 840                                 | 760                                 |
| 50    | Предел текучести при сжатии, МПа          | 8,5                                 | 10                                  | 7                                   |
|       | Модуль упругости при сжатии, МПа          | 470                                 | 530                                 | 310                                 |
| 100   | Предел текучести при сжатии, МПа          | 5                                   | 5                                   | 4                                   |
|       | Модуль упругости при сжатии, МПа          | 320                                 | 370                                 | 270                                 |

На диаграммах сжатия (рис.1) для композитов с наполнением 20 и 25 % наблюдается более выраженный участок пропорциональной зависимости деформации от напряжения, обычно соответствующий упругой деформации. По наклону этого участка определен модуль упругости, а по отклонению от пропорциональности – предел текучести. Иногда его приравнивают к пределу пластичности [3]. Эта величина для пла-

стичных материалов является основной характеристикой прочности при сжатии, так как истинного разрушения с разрывом сплошности для таких материалов часто не происходит.

По диаграммам растяжения (Рис. 2) наиболее выраженный участок упругости наблюдается только для композита с 20 % масс. углеродных волокон. Ему соответствует также значительно более высокий модуль упругости, чем у остальных образцов. Однако предел прочности выше у композита с наполнением 25 %.

Фторопласт-4 является полимером с явно выраженными пластичными свойствами, ему присущи хладотекучесть и необратимые деформации под нагрузкой. Для композитов на его основе эти недостатки снижаются за счет введения жесткого наполнителя: модуль упругости углеродных волокон составляет от 200 до 700 ГПа [4].

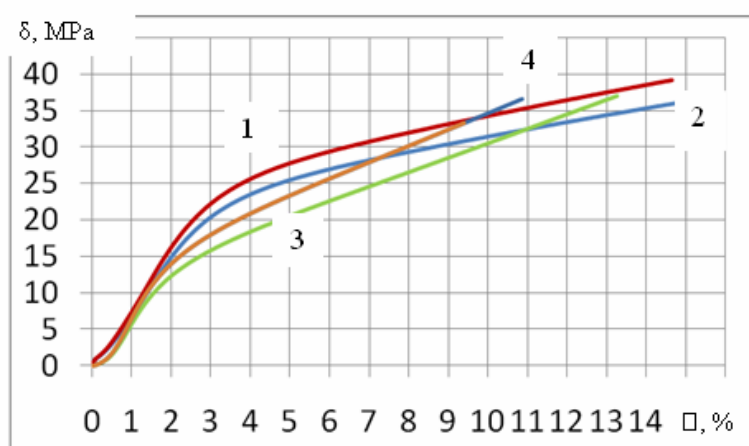


Рис. 1. Диаграммы сжатия композитов при комнатной температуре.  
1-Суперфлувис 25, 2-Суперфлувис 20, 3-Суперфлувис 27, 4-Флувис 20.

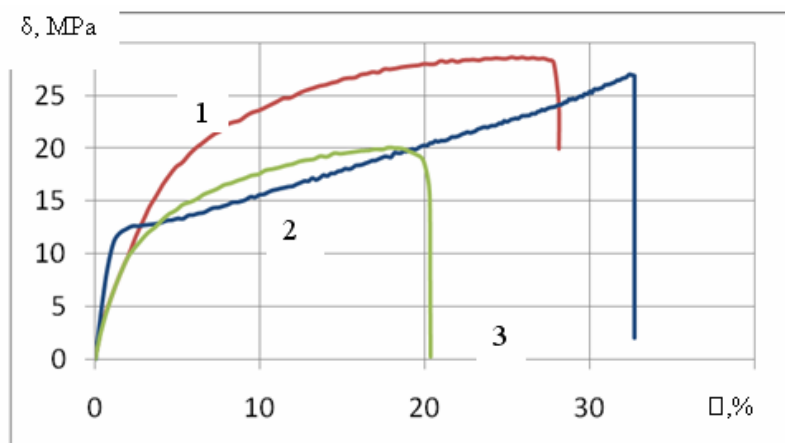


Рис. 2. Диаграммы растяжения композитов при комнатной температуре.  
1-Суперфлувис 25, 2-Суперфлувис 20, 3-Суперфлувис 27

Снижение модуля упругости исследуемых композитов при увеличении доли наполнителя в полимере обусловлено, по-видимому, отличительными особенностями фторопласта-4. Главным недостатком наполненного фторопласта-4 остается высокая пористость и дефектность композита, неравномерность свойств по объему. Поры оказывают определяющее влияние на прочность композита не только при растяжении, что очевидно, но и при сжатии. Происходит пластическое деформирование отдельных участков полимера, не связанных с наполнителем, приводящее к снижению жесткости для образца в целом - тем большому, чем более пористый композит.

Разрушение при наличии пор лимитируется расслоением, а поры служат концентраторами напряжения и инициируют рост трещин, в случае сжатия – сдвиговых [12]. Действительно, наблюдалось разрушение исследуемых образцов по радиальной трещине, расположенной под углом около  $45^\circ$  к оси сжатия. Причем для таких материалов характерны более высокие значения прочности при сжатии, чем при растяжении, что подтверждается и нашими данными.

Наблюдаемое при наполнении, значительное повышение модуля упругости при растяжении и, соответственно, снижение относительного удлинения приближает наполненный ПТФЭ к хрупким материалам, что также обусловлено недостаточным контактом поверхности наполнителя и полимера и, соответственно, наличием пор и микротрещин в его структуре. Механизм разрушения наполненных пористых образцов при растяжении отличается тем, что в области предела текучести деформация становится существенно неоднородной по объему и разрушение происходит уже тогда, когда появляется пластическая деформация и формируется шейка. Происходит переход от пластического к квазихрупкому разрушению [5].

Таким образом, показано влияние дефектности и пористости фторопластовых композитов на деформационно-прочностные свойства и возможный путь их повышения за счет улучшения контакта и взаимодействия модифицированного наполнителя и полимера. Сравнение свойств композита на основе исходных углеродных волокон (Флувис 20) и модифицированных волокон БЕЛУМ (Суперфлувис 20) показало, что характер диаграммы сжатия исходного композита близок к более пластичным материалам, а его прочностные показатели ниже, чем у композита Суперфлувис (Рис.1). Это подтверждает сделанные ранее выводы о том, что исходному композиту присуща более пористая структура, а при модифицировании наполнителя она становится более плотной, устраняются дефекты и поры, что и приводит к повышению модуля упругости, предела текучести и прочности композита.

В настоящее время Суперфлувис успешно используется в подвижных уплотнениях компрессоров на многих предприятиях химической и нефтегазовой промышленности Беларуси, России и Украины. На автомобильных газонаполнительных компрессорных станциях (АГНКС) производства ОАО «Сумское НПО им. М.В. Фрунзе» при замене в компрессоре материала уплотнений Ф4К20 на Суперфлувис средний ресурс увеличился в десять раз (от несколько сотен до пяти тысяч часов). Это позволило отказаться от второго компрессора, обеспечив требуемую надежность, и резко уменьшить стоимость и размеры АГНКС.

Можно предположить, что композит Суперфлувис – это новая ступень качества фторопластовых антифрикционных материалов, достигнутая в результате исследований и модифицирования углеродных волокон, а увеличение содержания наполнителя в нем без потери физико-механических свойств позволит повысить надежность работы ответственного компрессорного оборудования и других механизмов.

1. Пугачев А.К., Росляков О.А. Переработка фторопластов в изделия. – Л.: Химия, 1987. – 168 с.
2. Способ модифицирования углеродных наполнителей для политетрафторэтилена: пат. 6214 Респ. Беларусь, МПК С 08J / В.А. Шелестова, П.Н. Гракович // Официальный бюллетень. – 2001. - №1. – С. 33.
3. Бартенев Г.М., Зеленев Ю.В. Физика и механика полимеров. – М.: Высшая школа, 1983. – 392 с.
4. Молчанов Б.И., Чукаловский П.А., Варшавский В.Я. Углепластики. – М.: Химия, 1985. – 208 с.
5. Принципы создания композиционных полимерных материалов / А.А. Берлин, С.А. Вольфсон, В.Г. Ошмян, Н.С. Ениколопов. – М.: Химия, 1990. – 240 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭДС В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, ВЫЗВАННОЙ НЕСТАЦИОНАРНЫМ НАГРЕВОМ

Рубаник В. В.<sup>1,2</sup>, Рубаник В. В. мл.<sup>1,2</sup>, Буркина О. А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>Витебский государственный технологический университет, Беларусь  
[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

Термоэлектрические явления, происходящие на границе раздела между разнородными металлами, такие как эффекты Пельтье, Зеебека, Томпсона, достаточно хорошо изучены и находят широкое практическое применение. Наряду с классическими возможны и термоэлектрические явления, наблюдаемые в однородных металлических образцах. К таким, например, относится возникновение устойчивой во времени электродвижущей силы при локальном нагреве неоднородно деформированного металла [1], возникновение ЭДС при нестационарном нагревании однородного металлического участка разомкнутой электрической цепи, вызванной движением границы раздела фаз в материале, названной термокинетической [2].

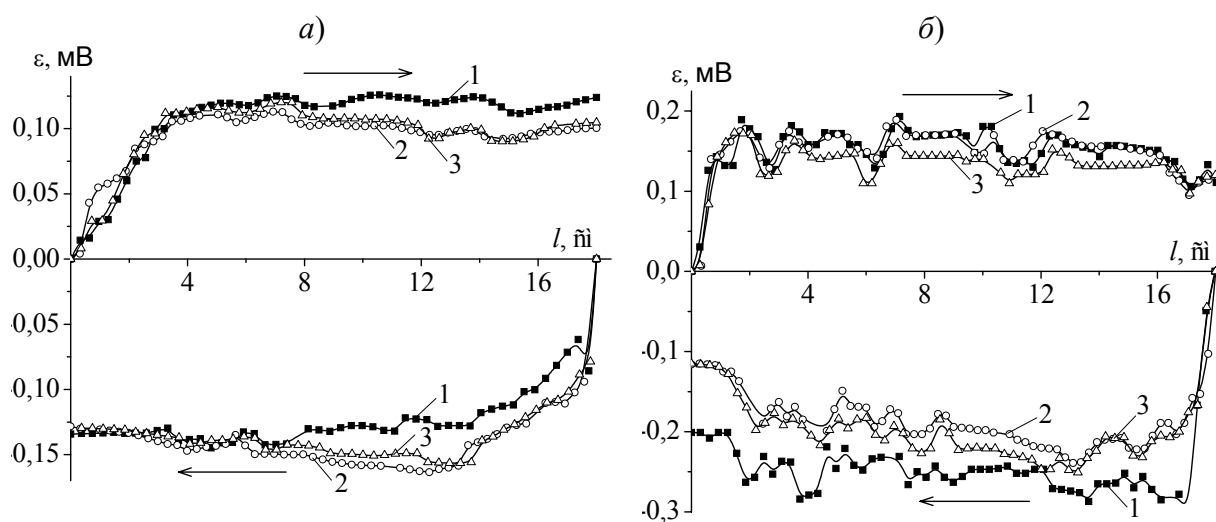
В качестве объекта исследования выбран сплав титана и никеля с составом близким к эквиаtomному, который обладает эффектом памяти формы. Для изучения термокинетической ЭДС использовали прямой способ измерения с помощью цифрового милливольтметра. Испытания проводили на разработанном измерительном комплексе, конструкция которого позволяет бесконтактно локально нагревать узкую зону образца и перемещать ее с заданной скоростью.

Исследования проводили на проволочных образцах никелида титана длиной 18 см, диаметром 0,22 мм и 0,48 мм. Предварительно образцы подвергались отжигу при температуре 500°C в течение получаса на воздухе с последующей закалкой в воде. Характеристические температуры окончания обратного фазового перехода, измеренные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составили:  $A_k = 74^\circ\text{C}$  для проволоки диаметром 0,48 мм и  $A_k = 68^\circ\text{C}$  для проволоки диаметром 0,22 мм. При комнатной температуре материал находился в мартенситном состоянии. После отжига проводили химическое травление поверхностного окисного слоя раствором  $\text{HF} + 3\text{HNO}_3 + 6\text{H}_2\text{O}$ . Температурный профиль зоны нагрева контролировали тепловизором.

В процессе измерения зона нагрева смещалась вдоль образца сначала в одну сторону, а затем в другую, потом цикл измерений повторяли. Направление перемещения зоны нагрева на рисунках указано стрелкой. Полученные зависимости распределения термокинетической ЭДС по длине для исследуемых образцов никелида титана при скорости перемещения 0,3 см/с и максимальной температуре в зоне нагрева 115°C, т.е. выше температуры фазового перехода, представлены на рисунке 1.

Можно отметить, что для обоих образцов существует зона роста термокинетической ЭДС от 0 до некоторого установившегося значения: для проволоки диаметром 0,48 мм оно составляет 0,12 мВ, а для проволоки диаметром 0,22 мм - 0,2 мВ, что связывается с инерционностью процесса нагрева. При изменении направления перемещения на противоположное полярность ЭДС изменяется.

Для образца диаметром 0,48 мм величина термокинетической ЭДС постоянна по абсолютному значению и направлению, при этом присутствуют небольшие флуктуации ее величины по длине проволоки. Для образца диаметром 0,22 мм флуктуации величины термокинетической ЭДС более выражены. При этом в каждом полуцикле, как в первом, так и во втором случаях они носят повторяющийся характер. По-видимому, это обусловлено неоднородностью химического состава проволоки по ее длине, наличием дефектов кристаллической решетки или внутренних напряжений.



**Рис. 1.** Зависимость распределения термокинетической ЭДС по длине образца для проволоки диаметром 0,48 мм (а) и 0,22 мм (б)  
(1, 2, 3 – первый, второй и третий циклы испытаний)

Таким образом, впервые установлено, что движение границы раздела фаз в образцах никелида титана вызывает возникновение постоянной по величине и направлению электродвижущей силы. Причиной возникновения этого явления, возможно, является наличие контактной разности потенциалов между участками TiNi находящимися в разных фазовых состояниях (аустенит или мартенсит) нагретого и ненагретых участков проволоки.

#### Список литературы

1. В.Л. Шушкевич, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл. Термоэлектронные явления в TiNi // Сборник материалов XLIII международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 27 сент. - 1 окт. 2004 г.: в 2 ч. Витебск, 2004. Ч.1. С. 345-346.
2. Е.Ф. Фурмаков Электрический ток, вызванный движением поверхности раздела фаз в металле // Фундаментальные проблемы естествознания. Санкт-Петербург, 1999. Вып. 21. С. 377-378.

### ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗАДАНИЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Рубаник В. В., Рубаник В. В. мл., \*Дородейко В. Г., Милюкина С. Н.

*Институт технической акустики НАН Беларуси, ВГТУ, Витебск, Беларусь,*

*\*Медицинское предприятие «Симург»*

*s.niko@tut.by*

Использование сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) для изготовления различных изделий предполагает необходимый этап обработки материала с целью задания ему способности к восстановлению формы. Обычно такая обработка представляет собой длительные отжиги в задеформированном состоянии при высоких температурах (400÷550°C). В работе [1] показано, что использование низкотемпературной обработки (150÷250°C) перспективно для задания формы и способствует стабильному запоминанию

нию наведённой деформации. При наведении эффектов памяти формы также важную роль играют температура, степень деформации и время выдержки под нагрузкой [2], влияние которых на функциональные свойства пока ещё не достаточно изучены. В связи с этим, целью исследований в данной работе было систематическое изучение влияния условий деформирования и низкотемпературной обработки на запоминаемую деформацию.

### Материалы и методы исследования

При проведении исследований использовали проволоочные образцы Ti-50,4ат.%Ni диаметром 0,65 мм, которые подвергали предварительному рекристаллизационному отжигу при температуре 700°C в течение 30 минут с последующей закалкой в воде со льдом для устранения влияния предыстории. После чего в материале при охлаждении и нагревании через интервал мартенситных превращений реализовывалось одностадийное превращение  $B2 \leftrightarrow B19'$ . Характеристические температуры, измеренные методом дифференциальной сканирующей калориметрии, составляли:  $M_n = 30^\circ\text{C}$ ,  $M_s = 14^\circ\text{C}$ ,  $A_n = 41^\circ\text{C}$ ,  $A_s = 57^\circ\text{C}$ .

Температуры мартенситных превращений при восстановлении формы определяли термомеханическим методом. Наведение деформации осуществляли двумя методами: изгибом на цилиндрической оправке и кручением. Образцам задавали деформацию при температуре 20°C, нагревали в заневоленном состоянии до температур, не превышающих 250°C, выдерживали в течение различных промежутков времени и охлаждали до 0°C. Затем образец освобождали и измеряли значения наведённой деформации  $\varepsilon_i$  ( $\gamma_i$ ); после чего нагревали выше температуры восстановления формы  $A_n$  и фиксировали остаточную деформацию  $\varepsilon_A$  ( $\gamma_A$ ). Далее образцы термоциклировали в интервале от 0°C до  $A_n$ . При температуре 0°C фиксировали деформацию в мартенситном состоянии  $\varepsilon_M$  ( $\gamma_M$ ).

### Результаты экспериментов

Влияние температуры выдержки материала в заневоленном состоянии на параметры ЭПФ и ОЭПФ показано на рис. 1. Наводимая изгибом деформация составляла 4,5%, время выдержки образца при указанных температурах 0,1 ч.

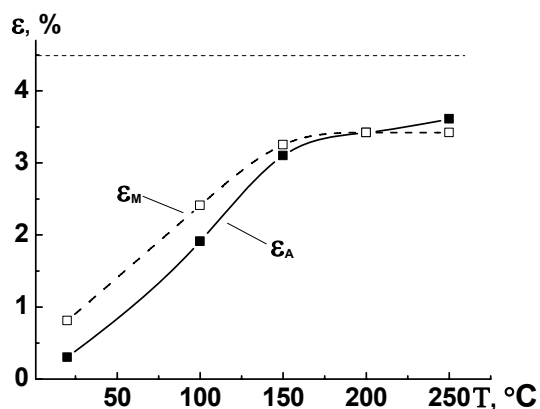


Рис. 1. Зависимость деформаций  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_M$  от температуры выдержки.

Значения приобретаемых деформаций зависят от температуры выдержки некоторым нелинейным образом. Увеличение температуры сопровождается ростом  $\varepsilon_A$  и  $\varepsilon_M$ , причём наиболее интенсивно значения деформаций повышаются при температурах до 150°C, затем их рост резко замедляется. При температуре отжига 200°C обратимая деформация составляет 0%, а при 250°C меняет знак.

Последующее термоциклирование через интервал мартенситных превращений показало, что значения приобретённых деформаций стабильны после обработки при 200°C и 250°C, а при более низких температурах уменьшаются с числом термоциклов.

Влияние времени выдержки на остаточную деформацию в исследуемых температурных режимах очень мало — при увеличении времени от 0,1 ч до 10 ч значения  $\varepsilon_A$  увеличиваются лишь на 0,2% (рис. 2).

Поскольку за столь кратковременные выдержки при температурах до 250°C структурные изменения в материале практически не происходят, возможно, наблюдаемые деформационные эффекты связаны с релаксацией внутренних напряжений, в ре-

зультате перераспределения дефектов и перемещения их в новые, более устойчивые состояния. Проанализировав полученные данные, можно предположить, что в данном случае наиболее интенсивная релаксация осуществляется при нагреве напряжённого материала выше температуры  $A_{\kappa}^{\sigma}$ . Чтобы проверить данное предположение, необходимо определить значение  $A_{\kappa}^{\sigma}$  для заневоленного образца.

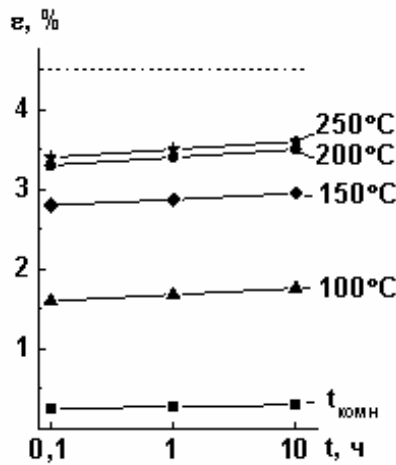


Рис. 2. Зависимость остаточной деформации  $\varepsilon_A$  от времени выдержки

Для этого образцы в мартенситном состоянии кручением на 4,5%, нагружали и нагревали под постоянным напряжением до температуры окончания восстановления деформации. При охлаждении, чтобы исключить накопление деформации за счёт пластичности превращения при прямом переходе, деформацию образца ограничивали. Значения действующих напряжений варьировали до 300 МПа.

Кинетика формовосстановления существенно зависит от приложенных напряжений, так как они повышают температуры мартенситных переходов. С увеличением напряжений уменьшается наклон линий  $A_{\text{н}} \div A_{\kappa}$  и  $M_{\text{н}} \div M_{\kappa}$  и увеличивается температурный интервал формовосстановления (рис. 3). Наибольшее влияние напряжения оказывают на параметры обратного перехода, главным образом, на температуру  $A_{\kappa}^{\sigma}$  (рис. 4). Значения восстанавливаемой деформации уменьшаются с ростом прикладываемых напряжений и при нагрузке  $\sim 300$  МПа уже не наблюдается изменение деформации.

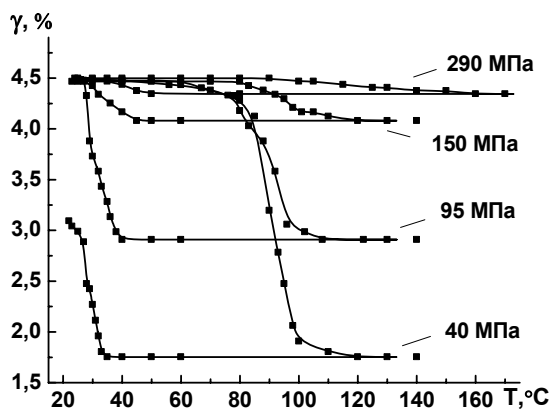


Рис. 3. Зависимости деформации от температуры под постоянным напряжением.

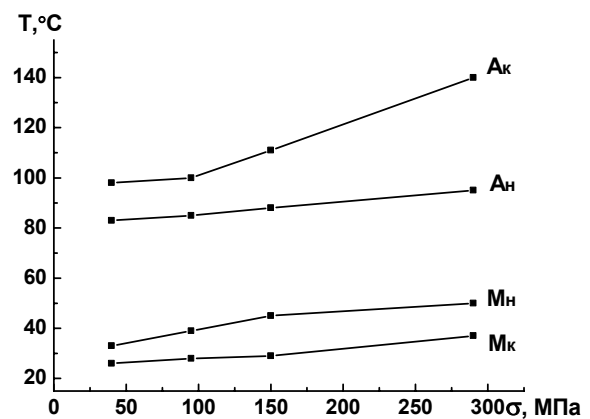


Рис. 4. Температуры мартенситных превращений в напряжённом материале.

Таким образом, при нагреве заневоленного образца обратный переход в нём заканчивается при температуре  $\sim 150^{\circ}\text{C}$ , что соответствует точке перегиба на графике зависимости приобретаемых деформаций от температуры выдержки.

Проведенные дополнительные эксперименты показали, что увеличение наводимой деформации до 15% и последующий нагрев под напряжением 500 МПа приводит к увеличению  $A_{\kappa}^{\sigma}$  до  $160^{\circ}\text{C}$ . Поэтому для дальнейших исследований была выбрана температура обработки  $200^{\circ}\text{C}$ , при которой даже при больших деформациях напряжённый материал находится в аустенитном состоянии.

Влияние степени наводимой деформации на параметры формовосстановления после выдержки при комнатной температуре и  $200^{\circ}\text{C}$  в течение 5 минут показано на рис. 5.

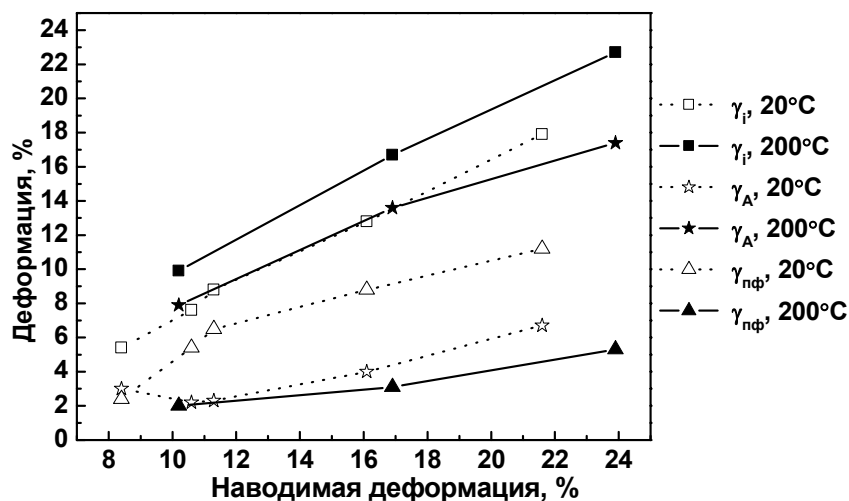


Рис. 5. Параметры формовосстановления в зависимости от наводимой деформации после выдержки при комнатной температуре и 200°C.

После обработки наведённая деформация совпадает с наводимой, в то время как без обработки имеет место упругий возврат до 4%. Остаточная деформация в аустените в результате выдержки при 200°C также значительно возрастает и составляет 77÷80% от наводимой для деформаций до 20%. При больших степенях деформации значения  $\gamma_A$  снижаются. Из представленных на рисунке данных видно, что в результате вышеуказанной обработки подавляется эффект памяти формы, и восстанавливаемая при нагреве деформация составляет всего ~20% от наводимой. Вероятно, такое поведение материала связано с активными релаксационными процессами, протекающими при нагреве заневолненного материала выше  $A_{\kappa}^{\sigma}$ .

Анализ представленных данных показывает, что термообработка при температурах 150÷250°C даже в течение нескольких минут способствует стабильному закреплению формы (до 80%). Для применения этих режимов обработки в практических целях необходимы данные о новых, приобретённых характеристиках ЭПФ, т.е. если образец снова испытает деформацию, то каковы будут характеристики формовосстановления при реализации эффекта памяти формы. Проведение таких экспериментов является дальнейшим направлением исследований.

### Заключение

Нагрев в заневоленном состоянии материала, продеформированного в мартенситной фазе, выше  $A_{\kappa}^{\sigma}$  приводит к изменению его характеристик формовосстановления, которые зависят от температуры нагрева и степени наводимой деформации. Кратковременные выдержки при температурах 200÷250°C можно использовать для закрепления формы образца вследствие уменьшения восстанавливаемой деформации при последующем нагреве через интервал мартенситных превращений, т.е. имеет место подавление эффекта памяти формы.

1. Рубаник В.В. (мл.), Рубаник В.В., Милюкина С.Н. Задание формы в TiNi проволоке низкотемпературной обработкой / Межд. симпозиум «Перспективные материалы и технологии»: сб. тез. – Витебск, 2009.
2. Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Чернавина А.А., Перевощикова Н.Н. Исследование термомеханических условий наведения и характеристик обратимого и одностороннего эффектов памяти формы в никелиде титана. XLVI Межд. конф. «Актуальные проблемы прочности»: сб. матер. – Витебск, 2007 – С.163-168.



## Именной указатель

|                  |                    |                  |                    |
|------------------|--------------------|------------------|--------------------|
| Акимов А.И.      | 141                | Иванов С.Г.      | 110                |
| Алексеева Л.Е.   | 115                | Изотов В.И.      | 98                 |
| Андреева А.В.    | 25, 26             | Иконникова К.В.  | 173                |
| Асадчая М.В.     | 19, 22             | Иконникова Л.Ф.  | 173                |
| Ахвердиева Т.А.  | 118                | Ильинский А.И.   | 82                 |
| Бадиян Е.Е.      | 93                 | Ильичев М.В.     | 100                |
| Баев А.Р.        | 19, 22             | Ильясов Р.С.     | 129                |
| Багрец Д.А.      | 213                | Иоффе А.В.       | 195, 197, 199, 201 |
| Баркун А.А.      | 179                | Исакаев Э.Х.     | 100                |
| Бармин А.Е.      | 82                 | Кадашевич Ю.И.   | 78                 |
| Башметов В.С.    | 216                | Кайбышев Р.О.    | 120                |
| Бевз В.П.        | 167                | Калентьев Е.А.   | 104                |
| Белкин А.А.      | 95                 | Карасёва Д.Н.    | 26                 |
| Беломестных В.Н. | 150                | Кардаполова М.А. | 13, 173, 179       |
| Бертяев Б.И.     | 63                 | Кашевич И.Ф.     | 27, 39             |
| Бобровский В.В.  | 48                 | Кипелова А.Ю.    | 85                 |
| Борисенкова Е.А. | 195, 197, 201      | Клубович В.В.    | 3, 6, 189, 213-221 |
| Босин М.Е.       | 66                 | Князькин С.А.    | 195, 197, 201      |
| Буржанов А.А.    | 115                | Кобяков О.С.     | 179                |
| Буркина О.А.     | 207                | Ковальчук А.А.   | 176                |
| Бурнышев И.Н.    | 126, 129, 131      | Коледа В.В.      | 48, 216            |
| Быков Р.Н.       | 192, 194           | Комков Н.А.      | 98                 |
| Выбойщик М.А.    | 192, 194, 195, 197 | Коновалов Г.Е.   | 22                 |
| Гаврилов А.В.    | 35                 | Корзников А.В.   | 134                |
| Герцрикен Д.С.   | 164, 167           | Коротицкий А.В.  | 186                |
| Гетманова М.Е.   | 98                 | Костомаров С.В.  | 42                 |
| Главатских М.Ю.  | 129                | Костюк Д.А.      | 19                 |
| Гомозов Е.П.     | 66                 | Котречко С.А.    | 60                 |
| Гракович П.Н.    | 204                | Кравченко Я.П.   | 115                |
| Грешилов А.Д.    | 110                | Кузьмина А.В.    | 72                 |
| Гриншпон А.С.    | 98                 | Кукин С.Ф.       | 179                |
| Гувалов А.А.     | 153                | Кулак М.М.       | 6                  |
| Гуделев В.Г.     | 19                 | Кустов А.И.      | 51, 54             |
| Гуляева Е.М.     | 144                | Лалетин В.М.     | 183                |
| Гурьев А.М.      | 110                | Летко А.К.       | 141                |
| Гурьев М.А.      | 110                | Ливанова О.В.    | 95                 |
| Гусев С.С.       | 123                | Линевич А.В.     | 48                 |
| Данченко С.Г.    | 204                | Литовченко И.Ю.  | 134                |
| Дворников С.В.   | 216                | Лопата Л.А.      | 167                |
| Девойно О.Г.     | 13, 173            | Лукашевич О.Н.   | 13                 |
| Денисова Т.В.    | 199, 201           | Лукин Е.С.       | 107                |
| Джежора А.А.     | 9                  | Лутфуллин Р.Я.   | 138                |
| Долгоров А.А.    | 110                | Луцко В.Ф.       | 3                  |
| Дородейко В.Г.   | 209                | Луцко Н.И.       | 173                |
| Дубовик А.М.     | 13                 | Лыс В.Ф.         | 129                |
| Дудова Н.Р.      | 120                | Мазанко В.Ф.     | 164                |
| Егоров В.Д.      | 216                | Майоров А.Л.     | 22                 |
| Завадич В.П.     | 216                | Малашенко В.В.   | 159, 161           |
| Зеленев В.М.     | 51                 | Малашенко Т.И.   | 159                |
| Зими́на Г.П.     | 60                 | Малофеев С.С.    | 69                 |
| Зозуля Э.В.      | 82                 | Марков О.И.      | 147                |
| Зубков А.И.      | 82                 | Маркова Л.В.     | 213                |
| Зырянов А.О.     | 199, 201           | Маршанская О.В.  | 192, 194           |
| Иванов А.М.      | 107                | Медведев Н.Н.    | 75                 |
| Иванов Б.Ф.      | 78                 | Метьковец А.И.   | 19                 |

|                     |                                    |                    |                  |
|---------------------|------------------------------------|--------------------|------------------|
| Мигель И.А.         | 51, 54                             | Степанова Л.И.     | 141              |
| Милюкина С.Н.       | 209                                | Степанович А.И.    | 183              |
| Миронов В.М.        | 164, 167                           | Сыромятникова А.С. | 144              |
| Миронов Д.В.        | 164, 167                           | Сырцов С.Р.        | 30               |
| Мозжаров С.Е.       | 33, 39                             | Тарасов В.В.       | 104, 131         |
| Мойсейчик Е.А.      | 170                                | Теслева Е.П.       | 150              |
| Мухаметрахимов М.Х. | 135, 138                           | Тетюева Т.В.       | 195, 197, 199    |
| Мышляев М.М.        | 6, 219                             | Ткачёв Д.В.        | 123              |
| Нагорных И.Л.       | 126                                | Тонкопряд А.Г.     | 93               |
| Никулин И.А.        | 69                                 | Трифонов Н.В.      | 144              |
| Новиков В.Н.        | 104                                | Трубловский В.Л.   | 30               |
| Однобокова М.В.     | 85                                 | Тюменцев А.Н.      | 134              |
| Острик А.В.         | 203                                | Тюфтяев А.С.       | 100              |
| Островерх А.А.      | 82                                 | Фарманян А.Ж.      | 56               |
| Панкова М.Н.        | 115                                | Федорук Г.Ф.       | 13               |
| Паньков В.В.        | 183                                | Филиппов Г.А.      | 95, 98, 100, 115 |
| Петров А.Г.         | 173                                | Хамчуков Ю.Д.      | 16               |
| Петров Г.Г.         | 173                                | Хлопков Ю.В.       | 45               |
| Петрова Н.Д.        | 107                                | Хрипунов Ю.В.      | 147              |
| Платонов А.А.       | 107                                | Чао Шенжу          | 164              |
| Платонов Л.Л.       | 6                                  | Чжан Цженю         | 164              |
| Поджидаева О.В.     | 75                                 | Шадурский А.В.     | 221              |
| Помельникова А.С.   | 72                                 | Шацкий А.В.        | 25, 26           |
| Помыткин С.П.       | 78                                 | Шевченко Н.В.      | 134              |
| Прудникова О.Р.     | 87, 91                             | Шелестова В.А.     | 204              |
| Реут И.И.           | 63                                 | Шеховцов О.В.      | 93               |
| Рубаник В.В.        | 9, 189, 207, 209, 213,<br>216, 221 | Шипко М.Н.         | 72               |
| Рубаник В.В.мл.     | 207, 209, 221                      | Ширинзаде И.Н.     | 113              |
| Румянцева И.Н.      | 6                                  | Шрубилов С.Н.      | 3                |
| Савчук Г.К.         | 141                                | Штеренберг А.М.    | 25, 26           |
| Самолётов В.Г.      | 189                                | Шуринов Р.В.       | 93               |
| Саркисян С.О.       | 56                                 | Шут В.Н.           | 27, 33, 39, 42   |
| Сафонов А.А.        | 25, 26                             | Щербаков Э.Д.      | 87               |
| Сорока Е.Ф.         | 60                                 | Юсупов Д.И.        | 100              |
| Спиридонов Н.В.     | 179                                | Яснов В.В.         | 48               |
| Старовойтов Л.Е.    | 123                                |                    |                  |
| Старостенков М.Д.   | 75                                 |                    |                  |
|                     |                                    | Leonidov P.V.      | 155              |

## Содержание

|                                                                                                                                                                                                                                |       |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Клубович В. В., Луцко В.Ф., Шрубиков С.Н. (Витебск/Беларусь)<br>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ<br>СВАРКЕ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ПВХ ПЛАСТИКАТА                                                       | 3-5   |
| Клубович В.В., Кулак М.М., Мышляев М.М., Платонов Л.Л., Румянцева И.Н.<br>(Витебск, Минск/Беларусь, Москва/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОТКРЫТОЙ<br>ПОРИСТОСТИ В БОРИДАХ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС | 6-8   |
| Джежора А.А., Рубаник В.В. (Витебск/Беларусь)<br>ВЛИЯНИЕ ПОДЛОЖКИ НА ОСНОВНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОЕМ-<br>КОСТНОГО ДАТЧИКА                                                                                                    | 9-12  |
| Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Дубовик А.М., Федорук Г.Ф., Лукашевич О.Н.<br>(Минск/Беларусь)<br>СОЗДАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ НА ШТАМПАХ СОЧЕТАНИЕМ ЛАЗЕРНОЙ<br>И ЭЛЕКТРОИСКРОВОЙ ОБРАБОТОК                                     | 13-15 |
| Хамчуков Ю.Д. (Витебск/Беларусь)<br>ИОННО-ПЛАЗМЕННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ<br>ПОКРЫТИЙ, ПЛАЗМЕННАЯ ПОЛИМЕРИЗАЦИЯ                                                                                                     | 16-18 |
| Баев А.Р., Гуделев В.Г., Асадчая М.В., Метьковец А.И., Костюк Д.А. (Минск/<br>Беларусь)<br>ОТРАЖЕНИЕ ОА-СИГНАЛА ОТ НЕОДНОРОДНОЙ ГРАНИЦЫ                                                                                        | 19-21 |
| Баев А.Р., Майоров А.Л., Коновалов Г.Е., Асадчая М.В. (Минск/Беларусь)<br>РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ВОЛНЫ В МЕТАЛЛАХ СО<br>СЛАБОНЕОДНОРОДНЫМ СЛОЕМ.                                                                        | 22-24 |
| Штеренберг А.М., Шацкий А.В., Сафонов А.А., Андреева А.В. (Самара/Россия)<br>МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ,<br>СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ПЛАЗМЕ ТЛЕЮЩЕГО РАЗРЯДА                                                    | 25    |
| Штеренберг А.М., Шацкий А.В., Карасёва Д.Н., Сафонов А.А., Андреева А.В.<br>(Самара/Россия)<br>ЗАЩИТА ПОВЕРХНОСТЕЙ ОТ БИОПОВРЕЖДЕНИЙ ТОНКИМИ ПЛЁНКАМИ,<br>ПОЛИМЕРИЗОВАННЫМИ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ                                  | 26    |
| Шут В. Н., Кашевич И.Ф. (Витебск/Беларусь)<br>ЭФФЕКТ ПОЛОЖИТЕЛЬНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО КОЭФФИЦИЕНТА<br>СОПРОТИВЛЕНИЯ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ С ВЫСОКОЙ<br>ТЕМПЕРАТУРОЙ КЮРИ                                                 | 27-29 |
| Сырцов С. Р., Трубловский В. Л. (Витебск/Беларусь)<br>ПОЛЯРИЗАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГРАДИЕНТНЫХ ТОЛСТЫХ<br>ПЛЕНОК $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$                                                                                         | 30-32 |
| Мозжаров С.Е., Шут В.Н, (Витебск/Беларусь)<br>ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОДОВ-ИНСТРУМЕНТОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОН-<br>НОЙ ОБРАБОТКИ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ                                                                | 33-35 |
| Гаврилов А. В. (Витебск/Беларусь)<br>МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ ТЕРМОРЕЗИСТОРОВ К<br>ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ НАГРУЗКАМ                                                                                                                | 35-38 |

|                                                                                                                                                                                                                     |       |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-------|
| Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. (Витебск/Беларусь)<br>ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ<br>СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ТГС СО СЛОИСТОЙ ПРИМЕСНОЙ<br>СТРУКТУРОЙ                                  | 39-41 |
| Шут В. Н., Костомаров С. В. (Витебск/Беларусь)<br>СТРУКТУРА ПОРОШКОВ ТИТАНАТА БАРИЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ<br>ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ                                                                                  | 42-44 |
| Хлопков Ю.В. (Витебск/Беларусь)<br>ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВОССТАНАВЛИВАЮЩИХ ПОКРЫТИЙ<br>ШЕЕК КОЛЕНВАЛОВ                                                                                                           | 45-48 |
| Яснов В.В., Линевич А.В., Коледа В.В., Бобровский В.В. (Витебск, Минск/Беларусь)<br>КОМПОЗИЦИОННОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ ПОРОШКА $Al_2O_3$ , ПЛАКИ-<br>РОВАННОГО Ni, ПОЛУЧЕННОЕ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО<br>НАПЫЛЕНИЯ | 48-50 |
| Зеленев В.М., Кустов А.И., Мигель И.А., (Воронеж/Россия)<br>АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА<br>МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ<br>АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ | 51-53 |
| Кустов А.И., Мигель И.А.(Воронеж/Россия)<br>АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ДЕФЕКТОСКОПИЯ КАК СОВОКУПНОСТЬ<br>МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЙ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ                                                             | 54-56 |
| Саркисян С.О., Фарманян А. Ж. (Гюмри/Армения)<br>ЭФФЕКТИВНЫЕ ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТРЕХСЛОЙНЫХ МИКРОПО-<br>ЛЯРНЫХ УПРУГИХ ПЛАСТИН                                                                                    | 56-60 |
| Котречко С.А., Зимина Г.П., Сорока Е.Ф. (Киев/Украина)<br>ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРА ОХРУПЧИВАЮЩЕГО ДЕЙСТВИЯ ТРЕЩИНЫ<br>ОТ ВЕЛИЧИНЫ НАГРУЗКИ И ТОЛЩИНЫ ОБРАЗЦА.                                                          | 60-63 |
| Бертяев Б.И., Реут И.И. (Самара/Россия)<br>ОБ ОДНОМ УРАВНЕНИИ СОСТОЯНИЯ И ЗАКОНЕ ГУКА, СЖИМАЕМОСТИ И<br>КОЭФФИЦИЕНТЕ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ МЕТАЛЛОВ                                                               | 63-65 |
| Босин М.Е., Гомозов Е.П. (Харьков/Украина)<br>ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В<br>МОНОКРИСТАЛЛАХ БЕРИЛЛИЯ И ЕГО СПЛАВОВ С МЕДЬЮ ПРИ<br>МНОГОКРАТНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ                              | 66-68 |
| Малофеев С. С., Никулин И. А. (Белгород/Россия)<br>СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СВАРНОГО ШВА ЛИСТОВ СПЛАВА 1561,<br>СОЕДИНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ.                                                          | 69-71 |
| Помельникова А.С., Кузьмина А.В., Шипко М.Н. (Москва/Россия)<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ПОЛЕЙ НА<br>СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23                                                               | 72-74 |
| Медведев Н.Н., Старостенков М.Д., Поджидаева О.В. (Бийск, Барнаул/Россия)<br>ФОКУСИРУЮЩИЕСЯ И КРАУДИОННЫЕ СТОЛКНОВЕНИЯ АТОМОВ Cu В<br>УПОРЯДОЧЕННОМ СПЛАВЕ CuAu СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_0$                           | 75-77 |
| Иванов Б.Ф., Кадашевич Ю.И., Помыткин С.П. (Санкт-Петербург/Россия)<br>ВЫЧИСЛЕНИЕ ГРАДИЕНТА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЖЕСТКОМ НАГРУЖЕНИИ В                                                                                     | 78-81 |

|                                                                                                                                                                                                                                         |         |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|
| ЭНДОХРОННОЙ ТЕОРИИ НЕУПРУГОСТИ ДЛЯ ПЛОСКОГО СЛУЧАЯ                                                                                                                                                                                      |         |
| Зубков А.И., Ильинский А.И., Зозуля Э.В., Бармин А.Е., Островерх А.А.<br>(Харьков/Украина)<br>РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ОСАЖДЕННЫХ В ВАКУУМЕ НАНОКОМПОЗИТОВ НА<br>ОСНОВЕ МЕДИ И ЖЕЛЕЗА.                                                          | 82-85   |
| Кипелова А.Ю., Однобокова М.В. (Белгород/Россия)<br>ПОЛЗУЧЕСТЬ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА НОВОГО<br>ПОКОЛЕНИЯ                                                                                                               | 85-87   |
| Прудникова О.Р., Щербаков Э.Д. (Минск/Беларусь)<br>ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ<br>ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ И<br>ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИХ                                                     | 87-90   |
| Прудникова О.Р. (Минск/Беларусь)<br>ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ТРУБ И<br>ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ<br>СВОЙСТВА ГОТОВОЙ ТРУБЫ                                                           | 91-93   |
| Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. (Харьков/Украина)<br>ХАРАКТЕР И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ<br>АЛЮМИНИЯ, ДЕФОРМИРОВАННЫХ В УСЛОВИЯХ АКТИВНОГО<br>НАГРУЖЕНИЯ                                  | 93-94   |
| Ливанова О.В., Белкин А.А., Филиппов Г.А. (Москва, Луховицы/Россия)<br>ПРОЦЕССЫ СТАРЕНИЯ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ И МЕХАНИЗМЫ<br>РАЗРУШЕНИЯ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ                                                          | 95-97   |
| Гетманова М.Е., Гриншпон А.С., Изотов В.И., Комков Н.А., Филиппов Г.А.<br>(Москва/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, СТРУК-<br>ТУРУ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ                        | 98-100  |
| Исакаев Э.Х., Ильичев М.В., Тюфтяев А.С., Юсупов Д.И., Филиппов Г.А.<br>(Москва/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ МЕТАЛЛА ПЕРЕД ПЛАЗМЕННОЙ<br>ОБРАБОТКОЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ<br>ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ          | 100-103 |
| Калентьев Е.А., Тарасов В.В., Новиков В.Н. (Ижевск/Россия)<br>ОПРЕДЕЛЕНИЕ И АНАЛИЗ КОНТАКТНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В ПРЯДИ<br>КАНАТА ЛИНЕЙНОГО КАСАНИЯ                                                                                        | 104-106 |
| Иванов А.М., Платонов А.А., Петрова Н.Д., Лукин Е.С. (Якутск/Россия)<br>МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО<br>УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ                                                               | 107-109 |
| Гурьев А.М., Иванов С.Г., Грешилов А.Д., Гурьев М. А., Долгоров А.А. (Барнаул,<br>Улан-Удэ/Россия)<br>ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ<br>МЕТОДОМ КОМПЛЕКСНОГО ДИФфуЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ<br>ПОВЕРХНОСТИ БОРОМ И ХРОМОМ | 110-112 |
| Ширинзаде И.Н. (Баку/Азербайджан)<br>ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ ГЛИНО-ДОЛОМИТОВЫХ<br>КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ                                                                                                                            | 113-114 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                   |         |
|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|
| Алексеева Л.Е., Буржанов А.А., Кравченко Я.П., Панкова М.Н., Филиппов Г.А. (Москва/Россия)<br>МЕХАНИЗМ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП-СТАЛИ                                                                                                         | 115-118 |
| Ахвердиева Т.А. (Баку/Азербайджан)<br>ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В ЩЕЛОЧНО-ЩЕЛОЧЕЗЕМЕЛЬНЫХ АЛЮМОСИЛИКАТНЫХ СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА ГЛИНОЗЕМА                                                                                                                                 | 118-120 |
| Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О. (Белгород/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ С 9%Cr                                                                                                                            | 120-123 |
| Старовойтов Л.Е., Ткачёв Д.В., Гусев С.С. (Могилев/Беларусь)<br>ИЗМЕНЕНИЕ СПЕКТРАЛЬНЫХ И ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЛЁНОК ПОЛИИМИДА, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ ГЕЛИЯ.                                                                                                                            | 123-126 |
| Нагорных И.Л., Бурнышев И.Н. (Ижевск/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ ЖЕЛЕЗА: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ                                                                                                                                     | 126-129 |
| Ильясов Р.С., Главатских М.Ю., Бурнышев И.Н., Лыс В.Ф. (Ижевск/Россия)<br>ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УПРУГИХ И МАГНИТОУПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ФЕРРОМАГНИТНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ                                                                                           | 129-131 |
| Бурнышев И.Н., Тарасов В.В. (Ижевск/Россия)<br>ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕРМОДИФфуЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ                                                                                                                                                   | 131-133 |
| Шевченко Н.В., Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Корзников А.В. (Томск/Россия)<br>ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ                                                                          | 134     |
| Мухаметрахимов М.Х. (Уфа/Россия)<br>ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ                                                                                                                   | 135-137 |
| Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я. (Уфа/Россия)<br>УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ОБРАЗЦОВ ИЗ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННЫХ ТЕРМОКОМПРЕССИОННОЙ СВАРКОЙ                                                                                                                   | 138-140 |
| Акимов А.И., Савчук Г.К., Летко А.К., Степанова Л.И. (Минск/Беларусь)<br>ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БЕССВИНЦОВЫХ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА НАТРИЙ-ВИСМУТОВОГО ТИТАНАТА $(\text{Na}_{0.5}\text{Bi}_{0.5})_x\text{A}_{(1-x)}\text{TiO}_3$ | 141-143 |
| Сыромятникова А.С., Трифонов Н.В., Гуляева Е.М. (Якутск/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ В УСЛОВИЯХ КРАЙНЕГО СЕВЕРА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ТРУБ                                                                                     | 144-146 |
| Марков О. И., Хрипунов Ю. В. (Орел/Россия)<br>РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА ВИСМУТА ПОСРЕДСТВАМ СКОЛА                                                                                                                                                                                  | 147-149 |
| Беломестных В. Н, Теслева Е.П. (Юрга/Россия)<br>ХРУПКО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ ПЕРЕХОД И АНГАРМОНИЗМ МЕЖАТОМНЫХ КОЛЕБАНИЙ.                                                                                                                                                                   | 150-152 |

|                                                                                                                                                                                                                                                                                                         |         |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|
| Гувалов А.А. (Баку/Азербайджан)<br>ПРИНЦИПЫ ВЫБОРА МОДИФИКАТОРОВ ДЛЯ БЕСПРОПАРОЧНОЙ<br>ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА БЕТОНА И ЖЕЛЕЗОБЕТОНА                                                                                                                                                                    | 153-155 |
| Leonidov P.V. (Санкт-Петербург/Россия)<br>INDUCTION LOCALIZED PHYSICAL ACTION APPLIED TO A WORKPIECE'S<br>TOOLED SURFACE AREA                                                                                                                                                                           | 155-158 |
| Малашенко В. В., Малашенко Т. И. (Донецк/Украина)<br>ДИНАМИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ В<br>НАНОМАТЕРИАЛАХ                                                                                                                                                                                 | 159-161 |
| Малашенко В.В. (Донецк/Украина)<br>ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В<br>КРИСТАЛЛАХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ                                                                                                                                                | 161-164 |
| Герцрикен Д.С., Мазанко В.Ф., Чао Шенжу, Чжан Цженю, Миронов Д.В., Миронов<br>В.М. (Киев/Украина, Сиань/Китай, Самара/Россия)<br>ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НИКЕЛЯ И МОЛИБДЕНА С ГАЗАМИ ВОЗДУХА ПОД<br>ДЕЙСТВИЕМ ИСКРОВЫХ РАЗРЯДОВ                                                                                  | 164-167 |
| Миронов В.М., Миронов Д.В., Герцрикен Д.С., Лопата Л.А., Бевз В.П.<br>(Самара/Россия, Киев/Украина)<br>ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА НА ДИФФУЗИОННЫЕ<br>ПРОЦЕССЫ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛАХ                                                                                                        | 167-170 |
| Мойсейчик Е.А. (Минск/Беларусь)<br>ПРЕДЕЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ КРУГЛОГО РАСТЯНУТОГО ОДНОРОДНОГО<br>СТЕРЖНЯ                                                                                                                                                                                                     | 170-172 |
| Иконникова К.В., Петров А.Г., Иконникова Л.Ф., Петров Г.Г. (Томск/Россия)<br>ПРОЦЕССЫ ГИДРАТАЦИИ ЦЕМЕНТНОЙ СИСТЕМЫ В ВОДЕ<br>(ДИСТИЛЛИРОВАННОЙ И ОБРАБОТАННОЙ УЛЬТРАЗВУКОМ).                                                                                                                            | 173-175 |
| Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Ковальчук А.А. (Минск/Беларусь)<br>ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПОВЫШЕНИЕ<br>ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ ИЗ СПЛАВА БрА7Н6Ф                                                                                                                                 | 176-178 |
| Кобяков О.С., Спиридонов Н.В., Кардаполова М.А., Баркун А.А., Кукин С.Ф.<br>(Минск/Беларусь)<br>ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ<br>МИКРОСТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТНЫЕ И ИЗНОСОСТОЙКИЕ СВОЙСТВА<br>УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНИТЕЛЬНО К КОНКРЕТНЫМ ЗАДАЧАМ<br>УПРОЧНЯЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН. | 179-182 |
| Лалетин В.М., Паньков В.В., Степанович А.И. (Витебск, Минск/Беларусь)<br>МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ<br>МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО СООСАЖДЕНИЯ.                                                                                                                                         | 183-185 |
| Коротичкий А.В. (Москва/Россия)<br>ЭКСПРЕСС-МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ<br>ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ВЕЛИЧИНЫ НАВЕДЕННОЙ<br>ДЕФОРМАЦИИ ИЗГИБОМ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.                                                                                                 | 186-188 |
| Клубович В.В., Рубаник В.В., Самолётов В.Г. (Витебск, /Беларусь)<br>СВС-ПОКРЫТИЕ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ФУТЕРОВКИ СУШИЛЬНЫХ ПЕЧЕЙ                                                                                                                                                                                   | 189-191 |
| Выбойщик М.А., Быков Р.Н., Маршанская О.В. (Тольятти/Россия)                                                                                                                                                                                                                                            | 192-193 |

|                                                                                                                                                                                                                        |         |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------|
| СОЗДАНИЕ СЖИМАЮЩИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ МЕТОДАМИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ                                                                                                                                  |         |
| Выбойщик М.А., Быков Р.Н., Маршанская О.В. (Тольятти/Россия)<br>РАСЧЕТ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ                                                                      | 194-195 |
| Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Тетюева Т.В., Борисенкова Е.А., Князькин С.А. (Самара, Тольятти/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ХРОМОМ И МОЛИБДЕНОМ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБ                          | 195-197 |
| Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Тетюева Т.В., Борисенкова Е.А., Князькин С.А. (Самара, Тольятти/Россия)<br>ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ НЕФТЕПРОВОДНЫХ ТРУБ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ ЗАПАДНОЙ СИБИРИ | 197-199 |
| Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Денисова Т.В., Зырянов А.О. (Самара/Россия)<br>ИЗМЕНЕНИЕ СОСТАВА, ФОРМЫ И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ РЗМ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ                           | 199-201 |
| Иоффе А.В., Денисова Т.В., Зырянов А.О., Борисенкова Е.А., Князькин С.А. (Самара/Россия)<br>ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РЗМ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ                                             | 201-202 |
| Острик А.В. (Черноголовка/Россия)<br>ШИРОКОДИАПАЗОННАЯ ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ЯЧЕЙКА ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА С РАЗРУШАЮЩИМСЯ ДИСПЕРСНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ                                                                             | 203     |
| Данченко С.Г., Шелестова В.А., Гракович П.Н. (Гомель/Беларусь)<br>ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГОЛЬНЫХ ВОЛОКОН И ОСОБЕННОСТЕЙ ТЕХНОЛОГИИ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИТОВ                                      | 204-207 |
| Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Буркина О.А. (Витебск/Беларусь)<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ЭДС В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА, ВЫЗВАННОЙ НЕСТАЦИОНАРНЫМ НАГРЕВОМ                                                                               | 207-209 |
| Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Дородейко В.Г., Милюкина С.Н. (Витебск/Беларусь)<br>ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ЗАДАНИЕ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА                            | 209-212 |
| Клубович В.В., Рубаник В.В., Багрец Д.А., Маркова Л.В. (Витебск, Минск/Беларусь)<br>СВОЙСТВА TiN ПОКРЫТИЙ, ОСАЖДЕННЫХ НА СТАЛИ X18H10T, ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА В ОКИСЛИТЕЛЬНОЙ СРЕДЕ                         | 213-215 |
| Клубович В.В., Башметов В.С., Рубаник В.В., Завадич В.П., Дворников С.В., Егоров В.Д., Коледа В.В. (Витебск, Минск/Беларусь)<br>МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ТЕКСТИЛЬНЫХ ТКАНЕЙ ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННЫМ МАГНЕТРОННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ            | 216-218 |
| Myshlyaev M.M. (Moscow/Russia)<br>NANOSTRUCTURAL MATERIALS: PRODUCTION, STRUCTURE, HIGH STRAIN RATE SUPERPLASTICITY                                                                                                    | 219-220 |
| Клубович В.В., Рубаник В.В., Шадурский А.В., Рубаник В.В. мл. (Витебск, Полоцк/Беларусь)<br>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАГРЕВА ПРОВОЛОКИ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСТОЯННЫМ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ                                 | 221-223 |
| Именной указатель                                                                                                                                                                                                      | 224-225 |
| Содержание                                                                                                                                                                                                             | 226-231 |

Научное издание

50 Международный научный симпозиум

«Актуальные  
проблемы прочности»

Материалы конференции, часть 2,

27 сентября – 1 октября 2010 года  
Витебск, Беларусь

Все работы публикуются в авторской редакции.

*Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е.В.*