## 53 Международная научная конференция

# «Актуальные проблемы прочности»

2–5 октября 2012 года Витебск, Беларусь

Сборник материалов

Часть 2









Национальная академия наук Беларуси Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов Министерство образования Республики Беларусь 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»

> 53 Международная научная конференция

### «Актуальные проблемы прочности»



2-5 октября 2012 года Витебск, Беларусь

#### МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Часть 2

Витебск, Беларусь 2012 УДК 539.4 ББК 22.37 П-99

53 Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности». 2– 5 октября 2012 года. Витебск, Беларусь: сборник материалов. Ч.2. /УО «ВГТУ» – Витебск, 2012 – 206 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 978-985-481-278-6

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

#### ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ УГЛЕРОДНОГО НАНОМАТЕРИАЛА

### <sup>1</sup>Клубович В.В., <sup>2</sup>Жданок С.А., <sup>1</sup>Рубаник В.В., <sup>2</sup>КрауклисА.В., <sup>1</sup>Мозжаров С.Е., <sup>1</sup>Рубаник В.В. мл., <sup>3</sup>Маркова Л.В.

<sup>1</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь, <u>ita@vitebsk.by</u>

<sup>2</sup>Научно-производственное предприятие «Перспективные Исследования и Технологии», г. Минск, Беларусь,

<sup>3</sup>ГНУ «Институт порошковой металлургии НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь

В последние годы значительно повысился научный и практический интерес к исследованию свойств и процессов получения наносуспензий, относящихся к числу перспективных наноматериалов, спектр применений которых неуклонно расширяется.

К таким видам суспензий относятся, в частности, смазочные и лакокрасочные материалы, модифицированные углеродными наночастицами. Смазочные материалы, содержащие добавки углеродных наночастиц, обладают повышенными триботехническими характеристиками и тем самым обеспечивают снижение износа поверхностей трения. Так при введении в смазочные материалы на нефтяной основе смесей сажеподобной, графитоподобной, алмазоподобной и фуллереноподобной модификаций углерода (наночастицы размером 3-8 нм) наблюдается существенное (в 1,3-2 раза) повышение износостойкости [1]. Причины повышения триботехничеких характеристик связывают с формированием устойчивых разделительных слоев на пятнах физического контакта вследствие адсорбционного взаимодействия углеродных наночастиц и молекул смазки с образованием ионных кластеров, а также с формированием более гладкого рельефа поверхностей трения. Аналогично, введение фуллеренов и углеродных нанотрубок в качестве наполнителя в лакополимерные покрытия существенно снижает интенсивность износа, а также пылеобразование в узлах трения [2]. Модифицирование лакополимерных оксикерамических покрытий фуллеренами обеспечивает повышение нанотвердости приблизительно в 1,5 раза, снижение коэффициента сухого трения в 1,6 раза, увеличение числа циклов без заметных изменений в 3,3 раза [2].

Важнейшей характеристикой суспензий является их седиментационная устойчивость, которая зависит от размеров частиц твердой фазы и разности плотностей частиц и среды. Однако углеродные наночастицы образуют конгломераты, которые при приготовлении эмульсий необходимо раздробить. Эффективным методом получения наносуспензий является метод ультразвукового диспергированием [3], при котором дробление конгломератов происходит или в процессе приготовления суспензии - непосредственно в жидкой составляющей, или предварительно в какой - либо другой жидкости. Эффективность диспергирования в значительной степени зависит от параметров ультразвуковой обработки. В данной работе изучалось влияния изменения статического давления и удельной мощности ультразвука на структуру углеродного материала. В качестве дисперсной фазы использовали углеродные наноматериалы, которые получали на плазмохимическом реакторе с высоковольтным разрядом атмосферного давления при обработке метановоздушной смеси [4]. На рис. 1 приведена схема данного реактора. Параметры разряда: напряжение на разрядном промежутке  $U_p = 3.7$  кВ, ток  $I_p = 0.16$  А, мощность разряда N = 0.59 кВт.

В исходном образце присутствуют три структурных составляющих: стержневая, волокнистая и округлая глобулярная (рис.2).



Рис. 2. Структура исходного образца углеродного материала.

Влияние удельной энергии исследовалось при обработке материала на ультразвуковом диспергаторе «Ultrasonic processor UIP2000hd» в воде. При этом мощность излучения оставалась постоянной (600 Вт), а менялось время воздействия. Концентрация углеродного наноматериала 2% масс.

Об эффективности диспергирования судили по характеру разрушения частиц, т.е. по особенностям геометрических и структурных характеристик, приобретенных после ультразвуковой обработки. Так, на рис. 3 приведены результаты дисперсионного анализа исходного материала и материала после обработки ультразвуком с удельной энергией 2000 Вт.сек/мл.

Исследование влияния изменения статического давления проводили на установке разработанной в ИТА НАН Беларуси [5]. На рис. 4 показана структура углеродного материала обработанного ультразвуком при статическом давлении 4 атмосферы. Дисперсионный анализ исходного и обработанного ультразвуком материала показал, что максимум интегральной кривой распределения частиц по размерам обработанного ультразвуком порошка смещается влево и соответствует среднему размеру частиц меньших одного микрона.







**Рис. 4.** Структура углеродного материала после ультразвуковой обработки, при статическом давлении 4 атм.

Таким образом, полученные результаты показывают, что ультразвуковая обработка существенно влияет на структуру углеродного материала. Причем, увеличение внешнего статического давления при постоянной мощности приводит к увеличению амплитуды, образующейся при ультразвуковом воздействии ударной волны, что интенсифицирует процесс дробления конгламератов. Аналогичный эффект наблюдается и при увеличении удельной энергии обработки.

- 1. Люты М. и др. Триботехнические характеристики смазочных материалов, модифицированных нанодисперсными наполнителями // Наноструктурные материалы 2002. М: ИМЕТ РАН, 2002. С. 44.
- 2. Витязь П.А., Жданок С.А., Шпилевский Э.М., Фуллеренсодержащие структуры для практических приложений// Углеродные наноструктуры. Мн.: ИТМО, 2006. С. 3-15.
- Толочко Н.К и др. Получение наносуспензий методом ультразвукового диспергирования // Наноструктурные материалы-2004: Минск: ИТМО им. В.А.Лыкова НАН Беларуси, 2004. С. 240-241.
- 4. Песецкий С.С., Жданок С.А., Буяков И.Ф., Богданович С.П., Солнцев А.П., Крауклис А.В. О структуре и свойствах полиамида 6, модифицированного в расплаве углеродными наноматериалами // НАН Беларуси. 2004. Т. 44, № 6. С.102-107.
- 5. Клубович В.В., Маркова Л.В., Мозжаров С.Е., Рубаник В.В. мл., Влияние ультразвуковых колебаний на структуру углеродного наноматериала//Сборник материалов III Международная школа «Физическое материаловедение» г. Тольятти, 2007. С 175-177.

#### МЕХАНИЧЕСКОЕ, ХИМИЧЕСКОЕ И РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ОПТИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С ПОМОЩЬЮ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОЛИРОВКИ

#### Классен Н.В.<sup>1)</sup>, Кобелев Н.П.<sup>1)</sup>, Колыванов Е.Л.<sup>1)</sup>, Кедров В.В.<sup>1)</sup>, Шмытько И.М.<sup>1)</sup>, Клубович В.В.<sup>2)</sup> Кулак М.М.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия, klassen@issp.ac.ru

<sup>2)</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

Устойчивость поверхностей оптических элементов по отношению к механическим, химическим, радиационным и прочим внешним воздействиям имеет важное значение для обширного набора приборов и устройств: солнечных батарей, систем оптоволоконной связи, технологических лазеров, автомобильной, авиационной и спутниковой оптики, астрономических телескопов, пирометров и других устройств оптического контроля высокотемпературных установок и т.д. С другой стороны, развитие исследований по нанотехнологиям дало новый импульс изучению физики и химии поверхностей, т.к. приповерхностные области играют решающую роль в формировании свойств наноструктур.

Деформационная полировка твердых тел, различные модификации которой разрабатываются в ИФТТ РАН более тридцати лет, создает специфическую морфологию и атомарную структуру приповерхностных областей, как давая качественно новую информацию о происходящих там процессах, так и позволяя в широких пределах управлять характеристиками обрабатываемых изделий [1–4]. Среди практически важных результатов деформационной полировки можно назвать механическое упрочнение поверхности оптических элементов из щелочно – галоидных кристаллов и алюминия, многократное снижение гигроскопичности щелочно – галоидных кристаллов, существенное увеличение сопротивления металлических зеркал высокотемпературному окислению, многократное замедление почернения поверхности полированного серебра, возрастание коэффициента оптического отражения алюминиевых зеркал [2–4].

Прецизионная профилометрия оптических поверхностей показывает, что их микрошероховатость после деформационной полировки на порядок ниже по сравнению с микрошероховатостью тех же материалов после стандартной абразивной полировки [4]. Структурные исследования приповерхностных слоев оптических элементов после деформационной полировки приводят к заключению, что главная причина перечисленных выше улучшений – формирование в них наномасштабной структуры. Главный фактор деформационной полировки – сжимающие напряжения, прикладываемые к поверхности обрабатывающим инструментом. Для минимизации упругой энергии обрабатываемая поверхность должна принять форму поверхности инструмента, т.е. стать его репликой. Для этого в сильно ограниченных приповерхностных областях, примыкающих к пятнам контакта, должен происходить наномасштабный массоперенос, что и приводит к формированию зеренной наноструктуры и сжимающих напряжений, действующих параллельно поверхности.

Многие перечисленные выше особенности поверхностей, прошедших деформационную полировку, можно объяснить подобным формированием наноструктуры и сжимающих напряжений. Морфологическая гладкость с поверхностными ступеньками не выше нескольких нанометров значительно снижает вероятность адсорбции чужеродных молекул из внешней среды по сравнению с поверхностями, имеющими ступеньки на порядок выше. Сжимающие напряжения, в свою очередь, значительно снижают концентрацию микротрещин и других нарушений сплошности поверхности, которые также могут работать центрами адсорбции загрязнений. Значительное уменьшение количества адсорбированных чужеродных молекул должно, в свою очередь, приводить к заметному снижению скорости химических реакций поверхности с внешней средой, т.е. к ее химической пассивации. Наглядным примером является радикальная разница в ухудшении профиля поверхности зеркал из нержавеющей стали, прошедших стандартную абразивную обработку и деформационную полировку за счет образования оксидного слоя при повышенной температуре (рис. 1). Скорость наращивания оксидов после деформационной полировки на порядок ниже, чем после абразивной. Наномасштабы зеренной структуры существенно снижают пластичность приповерхностного слоя, приводя к его механическому упрочнению.



**Рис. 1.** Профилограммы поверхности зиркал из нержавеющецй стали после выдержки в низком вакууме при 700° С в течение 4 час. Слева – зеркало, отполированное абразивным порошком. Справа – зеркало, прошедшее деформационную полировку

Наноструктурирование поверхности значительно улучшает стабильность ее оптических и механических характеристик по отношению к радиационным воздействиям. С одной стороны, это обусловлено тем, что «протравливание» межзеренных границ, происходящее в результате радиационного распыления, не ухудшает оптической гладкости из-за того, что расстояние между этими границами – намного меньше длины волны света [5]. С другой стороны, структурные дефекты, возникающие под действием радиации, имеют возможность быстро аннигилировать посредством диффузионного выхода на границы зерен, расположенные в нанометровой близости от любой точки материала.

Благодаря тому, что при деформационной полировке относительные макроперемещения обрабатываемой поверхности и обрабатывающего пуансона не требуются, возможна обработка поверхностей любых геометрий, а не только сферических (что является существенным недостатком абразивной полировки). С другой стороны, процедура деформационной полировки, необходимым условием которой является пластический массоперенос материала в приповерхностном слое, требует адекватного сочетания обширного набора параметров – материала пуансона, величины давления, температуры, длительности обработки и т.д. В противном случае качество обработанной поверхности неизбежно снижается. При недостаточно высоких температуре или нагрузке, пластичность не будет достаточна для полного разглаживания неровностей. С другой стороны, завышенные величины этих параметров способны привести к сращиванию («свариванию») инструмента и детали [6]. Кроме того, при высоких температурах для подавляющего большинства оптических материалов требуется обрабатывать их в вакууме или инертной среде для того, чтобы избежать окисления. При этом сложность и стоимость оборудования существенно возрастают.

Один из способов решения подобных проблем – замена статического разглаживания поверхности динамическим, когда контакт обрабатывающего инструмента с определенным участком поверхности становится прерывистым, чтобы за время контакта диффузионное сращивание не успевало произойти. С другой стороны, быстрое увеличение локальной нагрузки во время контакта до уровня пластичности за время, меньшее, чем время распространения тепла, способно привести к локальному разогреву, достаточному для возникновения пластического массопереноса в пятне контакта. Кроме того, интенсивная локальная деформация может вызвать быструю генерацию неравновесных структурных дефектов, что, в свою очередь, способно привести к заметному снижению локальной сдвиговой устойчивости материала [7], так называемому «холодному плавлению». В таком случае можно добиться пластификации обрабатываемой области без окисления поверхности и ее сращивания с пуансоном.

В настоящее время нами исследуются два варианта динамической деформационной полировки: подвод к обжимаемой детали ультразвуковых колебаний достаточно большой амплитуды [8] (что можно назвать деформационно – акустической полировкой) и замена статического пуансона на катящийся по поверхности и прижимаемый к ней инструмент в виде шарика или цилиндра (обработка обкаткой [9]). Обкатка привлекательна тем, что она не требует изготовления пуансона большой площади с точной геометрией. С другой стороны, при перемещающейся вдоль поверхности локальной нагрузке вдоль ее траектории возникают волнообразные колебания профиля, снижающие оптическое качество обработки. Поэтому требуется детальное изучение процесса образования профильных волн с тем, чтобы подбором параметров режима обработки (скорости перемещения шарика или валика, их диаметров и величины нагрузки на них) снизить амплитуду этих волн до допустимых пределов неровностей. Следует отметить, что упрочнение и пассивирование поверхности деформационной полировкой практически важно не только для оптических элементов, но и для многих других применений, где некоторая волнистость поверхности не является дефектом. К таковым можно, например, отнести антиобледенительную обработку металлических конструкций (летательные аппараты, морские суда, линии электропередач), антипригарную обработку предметов кухонного обихода, антикоррозионную обработку конструкций, работающих в агрессивных средах.

Данная работа поддержана совместным грантом РФФИ и фонда фундаментальных исследований Беларуси.

- А.Д.Бронников, С.Н. Вальковский, А.В. Горбунов, Н.В. Классен, М.П. Кулаков «Проходные оптические элементы для технологических CO2-лазеров», Известия АН СССР. сер. физ., 1983, т. 47, в. 8, стр. 1527 – 1532.
- Кириченко Л.Г., Классен Н.В., Махонин С.И., Мелентьев А.Г., Сойфер Я.М. «Упрочнение поверхностного слоя кристаллов КСІ при пластической деформации», Кристаллография, 1991, т. 36, с. 1254 – 1259.
- 3. Н.В. Классен, С.И. Махонин, Ю.А. Осипьян «Способ сращивания и полировки оптических кристаллов» Патент РФ № 2135649, 1999 г.
- 4. Классен Н.В., Махонин С.И., Осипьян Ю.А., «Применение пластической деформации в производстве твердотельных оптических элементов», 1997, Материаловедение, № 2, стр. 47-52.
- А.Ф. Бардамид, В.С. Войценя, К.Н. Вуколов, В.В. Кедров, Н.В. Классен, Д.В. Орлинский, «Моделирование поведения пленочных родиевых зеркал при бомбардировке атомами перезарядки в термоядерном реакторе». Вопросы атомной науки и техники, серия Термоядерный синтез, 2005, вып. 4, стр. 34 – 42.
- A.V. Bazhenov, N.V. Klassen, S.Z. Shmurak, et.al. «Deformation welding of scintillating materials Scintillator and Phosphor Materials», Material Research Society Symposium Proceedings, 1994, v. 348, pp. 551 – 555.
- 7. A.V. Granato, «Interstitialcy Model for Condensed Matter States of Face-Centered Cubic Metals», Phys.Rev. Let. 1992, v.68, No 7, pp. 974-977.
- 8. Мышляев М.М., Кулак М.М. «Создание наноструктурного сверхпластичного состояния в сплавах на основе алюминия». Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования т. 1, стр. 279-282, 2009, Издательство СГАУ, Самара, СГТУ.
- 9. Папшев Д.Д. Упрочнение деталей обкаткой шариками М.: Машиностроение, 1968. 132 с.

#### МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТКАНЕЙ, МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ МАГНЕТРОННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ

Клубович В.В.<sup>1,2</sup>, Башметов В.С.<sup>2</sup>, Рубаник В.В.<sup>1,2</sup>, Завадич В.П.<sup>3</sup>, Коледа В.В.<sup>4</sup>, Рулинский В.А.<sup>5</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь <sup>2</sup>УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Беларусь

<sup>3</sup>ООО «ЭЛКОМ», г. Витебск, Беларусь

<sup>4</sup> ГНУ «Институт порошковой металлургии НАН Беларуси», г .Минск, Беларусь

<sup>5</sup>ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь

ita@vitebsk.by

Производство металлизированных текстильных материалов обусловлено как резким увеличением источников электромагнитного "загрязнения" окружающей среды [1], так и использованием их для специализированных изделий. Придание новых функциональных свойств материалам, традиционно используемым в промышленности и технике [2] возможно за счет применения нанотехнологий, обеспечивающих нанесения на текстиль покрытий нано-, микронных и субмикронных диапазонов. Однако получение металлизированного текстиля, обладающего высокими механическими и электрофизическими свойствами достаточно сложная задача. Структурные и физико-химические особенности тканей, как правило, приводят к несплошности покрытия и недостаточной адгезии к субстрату [3].

В работе представлены результаты исследований поверхности образцов металлизированной плащевой ткани (ПЭ-47%, Хб-53%) и подкладочной. Для металлизации использовали метод вакуумно-плазменного магнетронного распыления, который широко применяется в таких наукоемких отраслях как микроэлектроника, оптоэлектроника, оптика, космическая техника и др., где требуется высокий уровень контроля технологического процесса и высокое качество наносимых пленок [4]. Процесс металлизации тканей осуществляли на предприятии ООО «Элком» на модернизированной вакуумной установке V 8000 M [5].



Рис. 1. Структурная схема контроля и управления техпроцессом

Установка содержит магнетронные распылительные системы (MPC) из шести планарных магнетронов и двух ионных источников (ИИ) ленточного типа с замкнутым дрейфом электронов, размещенных и герметизированных в рабочей камере, систему питания MPC и ИИ, вакуумную систему и систему напуска газа в рабочую камеру, отделенную высоковакуумным затвором от шлюзовой камеры, реверсивную камеру (карман), расположенную с другой стороны рабочей камеры, рамку для обрабатываемых изделий и механизма ее перемещения, системы оптико-спектрального контроля и контроля давления. Управление работой установки и процессом напыления осуществляется с компьютеризованного пульта, обеспечивающего работу вакуумной системы и процесса напыления в полуавтоматическом режиме [5].

В качестве материала мишеней магнетронов служили медь и нержавеющая сталь 12X18H10T. Медь напыляли на подкладочную ткань, а сталь – на плащевую. При этом использовали только две MPC в режиме возвратно-поступательного сканирования рамки с образцами ткани перпендикулярно плоскости мишеней. Перед нанесением металлических покрытий в два этапа методом ионной обработки в вакууме осуществляли процесс ионной очистки ИИ. С целью удаления с поверхности, на которую осаждается покрытие, загрязнений, происходила обработка ткани ионами аргона (физическое распыление). Затем проводили обработку ионами кислорода (химическое травление и активация поверхности) с целью образования летучих соединений со слабосвязанными органическими макромолекулами, удаление с поверхности тонких слоев веществ, адсорбированных из окружающей среды и препятствующих хорошей адгезии осаждаемых покрытий, образования на поверхности активных углеводородных и –OH- радикалов, обеспечивающих химическую связь с наносимой в последующем металлической пленкой. Такая операция ионной обработки существенно улучшает адгезию пленки с поверхностью ткани. Параметры ионных пучков и режимы обработки образцов ткани представлены в таблице 1.

Ионы	Ток разряда <i>I</i> , mA	Напряжение разряда <i>U</i> , B	Плотность ионного тока, <i>Ji</i> mA/см <sup>2</sup>	Средняя энергия ионов, <i>Еі</i> кэВ	Скорость сканирования рамки, <i>sp</i> см/с	Кол-во проходов
Ar	500	2000	3	2	1,5	4
02	400	1800	2.4	1,8	1,5	4

Таблица 1. Параметры ионных пучков и режимы обработки образцов ткани.

Процесс напыления металлических покрытий на ткань осуществляли в режиме ионного ассистирования, то есть одновременно с нанесением покрытия происходила ионная бомбардировка растущей пленки ионами аргона с энергией Ei = 1,5 кэВ и плотностью тока  $ji = 2 \text{ mA/cm}^2$ , что позволило формировать плотноупакованные, обладающие высокой адгезией к основе покрытия. Рабочее давление в вакуумной камере поддерживали равным 0,3 Па. Температура образцов в процессе напыления не превышала 50°С.

Установлено, что напылению подвергаются только обращенные к мишени внешние слои, причем волокна покрываются пленкой наполовину своего диаметра. Слои отстоящие в глубину от поверхности запыляются лишь в местах прямой видимости мишеньподложка (рис. 2). На отдельных волокнах наблюдаются нарушения сплошности покрытий в виде разломов, продольных и поперечных трещин (рис. 2 a,b,c,d). После механической обработки ткани в горячей воде с хозяйственным мылом и промывке в проточной воде на образцах со стальным покрытием сохранилось порядка 30% покрытия, в образцах с медным покрытием – около 50% покрытия (рис.2 e,f). Т.е. производить такую обработку не рекомендуется.



**Рис. 2.** Морфология поверхности образцов тканей: *а,с,е* – металлизированные сталью, *b,d,f* – металлизированные медью.

Таким образом, результаты морфологических исследований поверхности данного вида металлизированных тканей позволяют сделать вывод о существенном влиянии исходной структурной организации материала на качество металлических покрытий, т.е. для получения стойких к истиранию металлических покрытий необходим выбор текстильных тканей с оптимальной морфологией поверхности, а также отработка методов предварительной подготовки поверхности, режимов нанесения покрытий различными металлами, проведение исследований морфологии, механических и электрофизических свойств металлизированного текстиля.

- Tjong S.C., Haydn Chen. Nanocrystalline materials and coatings. Materials Science and Engineering R 45 (2004)pp. 1–88.
- Ziaja J., Koprowska J., Janukiewicz J. Using Plasma Metallisation for Manufacture of Textile Screens Against Electromagnetic Fields. FIBRES & TEXTILES in Eastern Europe 2008, Vol.16, № 5(70) pp.64-66.
- 3. Bula K., Koprowska J., Janukiewicz J. TEXTILES in Eastern Europe 2006, Vol.14, № 5(59) pp.75 79.
- 4. Xu Wanjin. Recent Developments and Applications in Magnetron Sputtering. Modern Instrument (in Chinese), 2005, pp. 5 38.
- 5. Клубович В.В., Башметов В.С., Завадич В.П., Коледа В.В, Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии» Сборник статей, 24-26 мая 2011г., Витебск, стр.201-206

#### УПРОЧНЕНИЕ ОРГАНИЧЕСКИХ И БИООРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НАНОЧАСТИЦАМИ

### Кедров В.В.<sup>1)</sup>, Классен Н.В.<sup>1)</sup>, Кобелев Н.П.<sup>1)</sup>, Рыженков А.В.<sup>1)</sup>, Покидов А.П.<sup>1)</sup>, Соловьева И.В.<sup>1)</sup>, Шахрай О.А.<sup>1)</sup>, Шмытько И.М.<sup>1)</sup>, Клубович В.В.<sup>2)</sup> Кулак М.М.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия <u>klassen@issp.ac.ru</u>, <sup>2)</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

Модифицирование органических полимеров неорганическими наполнителями применяется для повышения их механической и электрической прочности, улучшения огнестойкости и т.д. [1-3]. Наши исследования композитов из ряда органических и биоорганических полимеров (полистирол, полиэтилен, коллаген и др.) с неорганическими наночастицами показали, что в ряде случаев взаимное влияние этих компонентов друг на друга приводит к особенностям атомарной структуры, электронных свойств, реакций на механические, температурные и радиационные воздействия. Например, при рентгеновском облучении композитов из полистирола, активированного 2,5-дифенилоксазолом, и частиц сульфата цезия или фторида лютеция возникает интенсивная люминесценция органического активатора, которая без неорганических наполнителей не наблюдается [4,5]. Этот факт указывает на образование достаточно прочных электронных связей между неорганическими частицами и органическими молекулами, обеспечивающих эффективный перенос электронных возбуждений между ними. Композиты этого типа при комнатной температуре оказываются значительно тверже исходных органических компонентов без наполнителя. Но вблизи температуры стеклования полистирола (90 - 100° C) ситуация инвертируется: в интервале температур от 80° С до 90° С тверже становится полистирол без наполнителя. О том, что именно электронные взаимодействия компонентов формируют эти особенности механической прочности, указывает тот факт, что возбуждение указанных материалов ультрафиолетовым излучением приводит к их сильному разупрочнению [6].

Композиты из белка коллагена с диэлектрическими наночастицами двуокиси кремния (SiO<sub>2</sub>) и титаната бария (BaTiO<sub>3</sub>) демонстрируют сильное упрочнение и заметные изменения атомарной структуры по сравнению с исходным коллагеном. Исходный коллаген при часовой выдержке в вакууме или аргоне при температурах выше 240° С полностью разлагается, оставляя углеродную сажу. Но с добавлением сравнительно небольшого количества наночастиц двуокиси кремния (объемная концентрация – 20 %) термопрочность коллагена значительно возрастает: часовая выдержка при 300°С в тех же атмосферах вакуума или аргона не приводит к разложению или другим существенным изменениям в характеристиках композита. Калориметрия композитов в диапазоне от комнатной температуры до 300 °С показывает, что площадь температурного максимума на 240 °С, соответствующего терморазложению молекул коллагена, в композите оказывается значительно меньше.

О том, что обнаруженное упрочнение обусловлено взаимодействиями белковых молекул с наночастицами, свидетельствует сканирующая электронная микроскопия композитов: в то время как наночастицы без органических связующих стремятся сформировать гексагональную плотную упаковку, в смеси с коллагеном такие же наночастицы выстраиваются в цепочки длиной порядка 300 микрон (что соответствует длине молекулы коллагена) – рис. 1.

Смешивание коллагена с наночастицами титаната бария приводит к заметным изменениям в атомарной структуре белка. Рентгеновские дифрактограммы, приведенные на рис. 2, показывают два новых рефлекса в малоугловой части, что свидетельствует о возникновении дополнительного упорядочения внутри молекул коллагена с периодом порядка 7 – 10 ангстрем. При использовании более чистого белка рефлексы видны отчетливее. Следует отметить, что применение ультразвука при смешивании водного раствора коллагена с наночастицами приводит к намного более четкой структуре по сравнению с механическим смешиванием. Это можно объяснить двумя факторами: разделением агломератов наночастиц на отдельные частицы и улучшением связывания белка с этими частицами.



**Рис. 1.** Сканирующая электронная микроскопия композита из белка коллагена и наночастиц двуокиси кремния.





**Рис. 2.** Рентгеновские дифрактограммы композита из белка коллагена и наночастиц титаната бария. Вертикальными прямыми отмечены рентгеновские рефлексы титаната бария. В левой части дифрактограмм видны два новых рефлекса, указывающие на внутреннее упорядочение белковых молекул. Левая дифрактограмма, где эти рефлексы видны более отчетливо, соответствует коллагену повышенной чистоты

Еще один экспериментальный факт, свидетельствующий об пространственном упорядочении в системе наночастиц титаната бария и коллагена, получен нами при изучении оптической анизотропии указанных композитов методом поляризационно – оптического анализа. Если массив белковых молекул без наполнителя оптически изотропен, то при введении наночастииц титаната бария возникает отчетливо регистрируемая в поляризационном микроскопе анизотропия. Тем самым возникает не только внутримолекулярное упорядочение, обнаруживаемое по рентгеновской

дифрактометрии, но и макроскопическое ориентационное упорядочение белковых молекул.

Результаты по упрочнению и упорядочению белковых молекул коллагена наночастицами представляют интерес с биомедицинской точки зрнеия, т.к. коллаген является одним из основных компонентов мягких и костных тканей человеческого организма. В частности, обработка соответствующими наночастицами травмированных мягких и костных тканей может способствовать ускорению их регенерации посредством направленного воздействия на коллагеновые образования. Композиты из коллагена с наночастицами могут служить основой биосовместимых имплантантов кровеносных сосудов и т.д.

Обнаружение прочных электронных связей между органическими И биоорганическими молекулами и диэлектрическими наночастицами указывает на возможность не только механического и термического упрочнений органических материалов наночастицами, но и на радиационное упрочнение. Это обусловлено тем, что обычно разрывы электронных связей внутри полимерных молекул, индуцированные радиацией или ультрафиолетом, приводят к их необратимым изменениям за счет пространственного расхождения возникших при разрыве незаполненных связей с последующим их связыванием с какими-либо другими фрагментами. Если же полимерная молекула пространственно зафиксирована связями с поверхностью наночастицы, пространственное расхождение берегов возникшего разрыва становится затруднительным. Тем самым значительно повышается вероятность обратного восстановления разорванных связей в том же виде, какими они были до разрыва. Быстрому восстановлению разорванных связей может способствовать и донорное действие наночастицы, поставляющей электроны на место выбывших в результатет радиационного воздействия.

Данная работа поддержана совместным грантом РФФИ и фонда фундаментальных исследований Беларуси.

- 1. М. Бартенев, Ю. В. Зеленев. Физика и механика полимеров, М.: Высшая школа, 1983.
- 2. Дж. Дж. Мэнсон, П. Сперлинг. Полимерные смеси и композиты. М., Химия, 1979.
- 3. В.Е. Гуль, В.Н. Кулезнев. Структура и механические свойства полимеров, М., Химия, 1972.
- 4. О.А. Шахрай. Особенности рентгенолюминесценции кмпозитов из неорганических и органических сцинтиллдяторов, автореферат кандидатской диссертации, Черноголовка, 2012.
- 5. С.З. Шмурак, В.В. Кедров, Н.В. Классен, О.А. Шахрай. «Импульсная рентгенолюминесценция композитов из неорганических частиц и органических люминофоров», Письма в ЖТФ, 2012, т. 38, в. 15, стр. 10 – 17.
- 6. А.П. Покидов. Влияние электромагнитного облучения на пластичность композитов из неорганических наночастиц и органических молекул. Дипломная работа Факультета фундаментальной физико-химической инженерии МГУ, Москва – Черноголовка, 2012.

#### РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ

#### Клубович В.В., Рубаник В.В., Еремеев А.С., Луцко В.Ф.

#### ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, eremeev1959@mail.ru

Наиболее актуальной задачей машиностроения является повышение качества машин. Основной критерий качества машин – надежность, которая в значительной степени определяется эксплуатационными свойствами комплектующих деталей. В свою очередь, эксплуатационные характеристики деталей (усталостная прочность, коррозионная стойкость, антифрикционные свойства и др.) зависят от состояния поверхностного слоя (микротвердости, остаточных напряжений, структуры), формируемых на финишных стадиях обработки. Самым распространённым методом окончательной обработки изделий является шлифование и полирование.

Поверхности деталей, используемых в общем машиностроении, можно разбить на линейные, криволинейные и сложной геометрической формы. Самым распространенным методом окончательной обработки изделий сложной геометрической формы из различных материалов является шлифование и полирование бесконечной абразивной лентой.

Принцип ленточного шлифования основывается на применении гибкой абразивной ленты, которой ведется обработка, либо свободной ветвью ленты, либо с прижимом ленты к обрабатываемой поверхности при помощи вращающегося контактного ролика и башмака. Ленточное шлифование обладает рядом преимуществ по сравнению со шлифованием абразивными кругами, а именно: обеспечивает высокую степень точности и малую шероховатость обрабатываемой поверхности, безопасность работы, постоянную скорость резания, большую рабочую поверхность инструмента, а также управление режущими свойствами ленты путем изменения натяжения ее ветвей и жесткости узла прижима. Кроме того, гибкость абразивного инструмента позволяет производить обработку искривленных поверхностей.

При ленточном шлифовании создаются более благоприятные условия для работы зерен. Они имеют возможность не только одинаково самоустанавливаться, но и нивелироваться по высоте, и равномерно распределять между собой нагрузку. Кроме того, вследствие постоянной подвижности зерен, изменяются и условия для размещения и удаления стружки и шлака, а также засаливания. Благодаря большим зонам контакта инструмента с деталью, большому числу активно работающих зерен и отличию в условиях теплообмена, здесь создается иной тепловой режим по сравнению с обработкой шлифовальным кругом. Температуры в зоне резания при ленточном шлифовании на 400-500°С ниже, чем при шлифовании абразивными кругами [1]. В процессе обработки лентой изменяются также расстояния между зернами, их ориентациями, относительное и абсолютное удлинение ленты, ее толщина и ширина, частота собственных и вынужденных колебаний в поперечном направлении и вдоль оси роликов. В результате создаются иные, чем при шлифовании кругов, условия резания, теплового и силового воздействия, формирования свойств поверхностного слоя обрабатываемого материала, происходит формирование остаточных напряжений растяжения меньшей величины, а иногда напряжений сжатия.

Однако существенное влияние на формирование остаточных напряжений при ленточном шлифовании оказывают скорость ленты и глубина резания. Возникновение больших напряжений при малых глубинах резания можно объяснить уменьшением относительного внедрения зёрен и увеличением затрат энергии на преодоление силы трения. В результате этого большие затраты на преодоление силы трения приводят к увеличению тепловыделения в зоне резания, появлению прижогов и вредных растягивающих напряжений. Практическое решение поставленной задачи привело к созданию процесса обработки – вибрационного резания металлов. Одним из методов совершенствования технологического процесса, является введение в зону обработки изделий энергии мощных ультразвуковых колебаний.

Известно, что введение ультразвуковых колебаний в зону резания, особенно при обработке труднообрабатываемых металлов, позволяет повысить производительность процесса, улучшить качество обработанной поверхности, значительно снизить силы резания и контактные температуры [2]. При подведении ультразвуковых колебаний к изделию, вследствие её геометрической формы, на поверхности возникают колебания сложной формы, которые способствуют более равномерной обработке всех участков спиральной пружины.

Положительное влияние на процесс шлифования и полирования, в условиях охватывающего контакта, оказывает также вибрация абразивной ленты в направлении перпендикулярном скорости резания. В этом случае наряду с уменьшением среднего арифметического отклонения профиля Ra, снижается термодинамическая напряжённость процесса обработки, т. е. на поверхности изделия отсутствуют характерные прижоги и трещины.

Учитывая положительное влияние вибраций, как абразивной ленты, так и самого изделия, на процесс шлифования и полирования, проводили обработку бесконечной шлифовальной лентой с конструктивными данными указанными выше в условиях охватывающего контакта изделий сложной геометрической формы, а именно, корпуса искусственного клапана сердца «ЭМИКС» (рисунок 1) и винтовой цилиндрической пружины. Оба изделия имеют отрицательную кривизну в направлении их подачи. Кроме того корпус клапана имеет участки сопряжений, с большим углом подъёма (малую кривизну). Особенность такой обработки состоит в том, что при этом одновременно используются колебательные движения изделия (ультразвуковые колебания частотой 22 кГц) и колебания абразивной ленты (низкочастотные колебания частотой 20–30 Гц). В качестве абразивного материала использовали пасту АСМ 28/20, нанесённую непосредственно на основу ленты. Скорость подачи ленты ∨ составляла 3,5 м/сек., детали 0,49 м/мин. Предварительное натяжение ленты составляло 3 Н.

Контроль размеров корпусов искусственного клапана сердца, обработанных лентой, показал, что они находятся в допустимых пределах. На поверхности отсутствуют гофры, характерные для шлифования лентами из однослойной шкурки.



Рисунок 1. Схема обработки искусственного клапана сердца

Кроме того, стало возможным производить обработку мест сопряжений (криволинейные участки) и тем самым автоматизировать процесс обработки корпуса искусственного клапана сердца. В результате проведенных экспериментальных исследований было установлено, что снижение силы трения при шлифовании с положением ультразвуковых колебаний приводит к увеличению продолжительности работы ленты в 2–3 раза по сравнению с обработкой без наложения ультразвука, время обработки пружины сократилось с 6 мин до 3 мин, параметры шероховатости поверхности возрастают на 2-3 класса (высота неровностей поверхности пружины уменьшилась с Ra = 0,17-0,28 до Ra = 0,09 мкм).

Для обработки сложнофасонных поверхностей изделий в ИТА НАН Беларуси разработано несколько типов станков для ленточного шлифования и полирования спиральных цилиндрических пружин с наложением ультразвуковых колебаний [3,4].

#### Список литературы

- 1. Верезуб В.Н. Шлифование абразивными лентами. М.: Машиностроение. 1972.
- 2. Артемьев В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. Ультразвук и обработка материалов. Минск, Экоперспектива, 2003.
- 3. Клубович В.В. и др. Станок для ленточного шлифования и полирования кольцевых Поверхностей. А.с. 1598373. СССР. 1988.
- 4. Клубович В.В. и др. Станок для ленточного шлифования и полирования спиральных пружин. Патент РФ № 2070505. 1996.

#### ТЕРМОЭДС В ТОНКИХ ЛЕНТАХ Ті<sub>50</sub>-Ni<sub>25</sub>-Cu<sub>25</sub> ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ

### Рубаник В.В.<sup>1,2</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1,2</sup>, Петрова-Буркина О.А.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>3</sup>, Шеляков А.В.<sup>4</sup>, Беляев С.П.

<sup>1</sup> Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, <u>ita@vitebsk.by</u>

<sup>2</sup> Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь <sup>3</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия <sup>4</sup> Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия

Наряду с классическими термоэлектрическими явлениями, такими как эффекты Пельтье, Зеебека, Томсона, возможны и другие термоэлектрические явления в исходно однородных металлических образцах. К таким, например, относится возникновение устойчивой во времени электродвижущей силы в вольфрамовой пленке или железной проволоке при нестационарном нагреве за счет последовательного перемещения локально разогретого участка этой пленки или проволоки [1], названной термокинетической. Величина термокинетической ЭДС зависит от скорости движения зоны нагрева, а ее знак определяется направлением движения. В случае нестационарного нагрева проволоки из никелида титана при движении зоны нагрева вдоль образца, также возникает постоянная по величине и направлению термоЭДС. Наведение такой ЭДС в никелиде титана, обладающем эффектом памяти формы, обусловлено протеканием термоупругих фазовых превращений в зоне нагрева [2].

В настоящей работе ставилась задача установления возможности генерации термо-ЭДС в изначально находящемся в аморфно-кристаллическом состоянии материале при его переходе в кристаллическое состояние за счет нестационарного нагрева.

Исследования проводили на тонкой аморфной ленте Ті50Ni25Сu25 толщиной 40 мкм и шириной 2 мм, полученной сверхбыстрым охлаждением из расплава. Предварительно проводили измерения электрического сопротивления быстрозакаленных лент при их нагреве и охлаждении в диапазоне от 20 до 100°С и рентгеноструктурные измерения при комнатной температуре. Анализ зависимости относительного электросопротивления от температуры (рис. 1) и полученные дифрактограммы указывают, что в исходных образцах присутствует и кристаллическая фаза, т.е. в интервале температур 60÷90°С реализуется обратный фазовый переход по схеме В19→В2 (рис. 1). Однако, объемная доля кристаллической фазы, претерпевающей В19-В2 невелика,



Рис. 1. Температурная зависимость относительного электросопротивления исходной аморфной ленты Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub>

что согласуется с данными работы [3]. После нагрева и кристаллизации материал испытывает мартенситное превращение из кубической В2 фазы в орторомбическую В19 фазу, при этом температура окончание обратного фазового перехода составляет А<sub>к</sub>≈70°С.

Исследования термоЭДС проводили на экспериментальной установке, конструкция которой позволяла перемещать зону нагрева по образцу с заданной скоростью [2]. Измерение термоЭДС осуществляли прямым способом с помощью цифрового милливольтметра, данные с которого поступали на персональный компьютер. Места контакта с подводящими проводами термоизолировали. Температуру на поверхности образца контролировали тепловизором с точностью ±2°С.

Зависимость величины термокинетической ЭДС от местоположения зоны нагрева на ленте Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub> представлены на рис. 2,*a*.



Рис. 2. Зависимости величины термокинетической ЭДС от местоположения зоны нагрева на ленточном образце Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub>: *a*) во время кристаллизации (нагрев до 500°С), *б*) после кристаллизации (нагрев до 100°С); *в*) схематичное изображение образца, содержащего участок с кристаллической фазой (К)

Скорость перемещения зоны нагрева составляла 0,4см/с. Максимальная температура проволоки в зоне нагрева составляла 500°С, что выше температуры кристаллизации. Участок образца, подвергаемый нагреву и в котором происходила кристаллизация составлял 0,24м. Установлено, что в процессе нагрева существует зона роста термоЭДС до некоторого установившегося значения, что связывается с инерционностью процесса нагрева. При движении зоны нагрева вдоль образца величина термоЭДС достигает 6мВ и остается постоянной до прекращения нагрева.

Дальнейшие исследования термокинетической ЭДС проводили на ленте  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , состоящей из участка в середине образца длиной 0,24м, находящегося в кристаллической фазе (K) и участков на концах образца, находящихся в аморфной фазе (A) (рис 2, б). Максимальная температура проволоки в зоне нагрева составляла 100°С, что выше температуры обратного фазового перехода на участке ленты  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  находящемся в кристаллической фазе, и ниже температуры кристаллизации. Длина образца, по которой перемещали локальную зону нагрева со скоростью 0,4см/с составляла 0,3м. В процессе измерения зона нагрева смещалась вдоль образца сначала в одну сторону, а затем в другую. Установлено, что нагрев ленты в области перехода от участка с кристаллической к участку с аморфной фазами приводит к возникновению термоЭДС величиной до 3мВ по абсолютному значению. При этом полярность термоЭДС не зависит от направления перемещения зоны нагрева. При дальнейшем периодическом тепловом воздействие по указанному режиму термоЭДС в области перехода от кристаллического к аморфном состоянию сохраняет свой знак и величину. На рисунке 26 представлены зависимости для 1 и 10 циклов нагрева.

Явление возникновения устойчивой во времени термоЭДС, порядка  $\pm 1,8$ мВ, наблюдается и при локальном нагреве участка ленты  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  на границе раздела кристаллической и аморфной фаз (рис. 3). Максимальная температура проволоки в зоне нагрева составляла 100°С, что выше температуры обратного фазового перехода на участке ленты сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  находящемся в кристаллической фазе и ниже температуры кристаллизации. Знак термоЭДС меняется в зависимости от места расположения нагреваемого участка (от направления перехода: из аморфного в кристаллическое или наоборот).



Рис. 3. Зависимость величины термоЭДС от времени при нагреве частично кристаллизованного образца Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub> в областях 1 и 2

Таким образом, в тонкой аморфно-кристаллической ленте Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub> при перемещении вдоль нее высокотемпературной локальной зоны нагрева наблюдается возникновение устойчивой во времени термоЭДС, порядка 6мВ, что связано с процессом кристаллизации материала, т.е. переходом из аморфного состояния в кристаллическое. Так же термоЭДС возникает при локальном нагреве на границе раздела аморфной и кристаллической фаз. В этом случае проявление термоЭДС связывается с существованием областей с различными химическими потенциалами и подобно термоЭДС, возникающей в термопаре. Наблюдение явления возникновения термоЭДС несомненно позволяет более полно понять процессы, происходящие при тепловом воздействие на сплавы с памятью формы при переходе из аморфного в кристаллическое состояние, а так же может найти практическое применение в качестве источников электроэнергии.

#### Список литературы

- 1. Фурмаков, Е.Ф. Датчик термокинетической ЭДС / Е.Ф. Фурмаков // Сборник тезисов одиннадцатой Международной конференции «Крым 2004». – Судак, 2004. – С. 11-12.
- Рубаник, В.В. Электросопротивление никелида титана при нестационарном нагреве / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., О.А. Петрова-Буркина // Письма о материалах. Уфа, 2012.- Т. 2, №2. С. 71-73.
- 3. Перспективные технологии и методы контроля / авт.-сост.: С.П. Беляев [и др.]. Витебск: издво УО «ВГТУ», 2009. – 521с.

#### МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ПОРОШКА Zn<sub>2</sub>Al-V<sub>2</sub>O<sub>7</sub> С ПОМОЩЬЮ МОЩНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Рубаник В.В.<sup>1,2</sup>, Шилин А.Д.<sup>1,2</sup>, Салак А.Н.<sup>3</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1,2</sup>, Шилина М.В.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь, <u>ita@vitebsk.by</u> <sup>2</sup>УО «Витебский государственный технологический университет»,

г. Витебск, Беларусь, <sup>3</sup>Университет Авейро, Португалия, <sup>4</sup>УО «Витебский государственный университет им. П.М. Машерова», г. Витебск, Беларусь

Мощные ультразвуковые колебания позволяют эффективно влиять на структуру материалов, а значит и их физико-механические свойства. Ультразвуковые колебания также используют при измельчении порошковых структур, при этом удается избежать загрязнений исходного состава и уменьшить агломерацию образующихся мелкоразмерной фракции [1].

В последнее время структуры слоистых двойных гидроксидов (LDH) стали объектом интенсивных исследований благодаря многочисленным приложениям, в основном обусловленных их каталитической активностью, уникальным анионным обменом [2–4] и возможности создания на их основе экономически эффективных и нетоксичных композиций. Применение LDH только в качестве абсорбентов и анионитов является весьма широким. Эти материалы находят применение в биологии и медицине для контролируемого доставки лекарств [5] в строительстве, в качестве примеси для улучшения свойства бетона [6].

Объектами исследования в данной работе являлись LDH-соединения, структуру которых можно представить в виде совокупности параллельных положительно заряженных гидроксидных слоев  $[Zn_2Al(OH)_6]^+$ , между которыми (для компенсации заряда) расположены анионы например  $V_2O_7^{4-}$ ,  $NO_3^-$  и др., и отдельные молекулы воды. LDH также рассматриваются как потенциальные наноконтейнеры ингибиторов коррозии в самовосстановлении антикоррозионных покрытий [7,8]. Порошки LDH, в частности, исследуемый цинк-алюминиевый пированадат – Zn(2)Al–V<sub>2</sub>O<sub>7</sub>, планируется добавлять в защитное покрытие для алюминиевых сплавов. Защитное покрытие представляет собой полимерный слой толщиной в несколько мкм, который наносится в жидком виде.

При приготовлении Zn(2)Al-пированадата ( $Zn_2Al(OH)_6[V_2O_7^{4-}]*nH_2O$ ) было обнаружено, что структура полученных соединений сильно зависят от условий приготовления [9,10] т.к. ионы ванадия в водном растворе могут образовывать множество политипов. Наиболее хорошо кристаллизованные и однофазные образцы цинк-алюминиевого пированадата получаются путем анионного обмена из предварительно синтезированного (соосаждением из раствора) цинк-алюминиевого нитрата, Zn(2)Al-NO<sub>3</sub>. В работах [11-13] было показано, что в условиях используемых при получении данного соединения LDH, образуется именно пированадат. Частицы порошка LDH представляют собой хлопья, которые весьма склонны к образованию агломератов нерегулярной формы с размерами, превосходящими 1 мкм. Предполагается, что ультразвуковая механоактивация исходных порошков обеспечит дробление агломератов, а значит, облегчит равномерное распределение частиц LDH в полимерном слое. Полученные порошки цинк-алюминиевого пированадата подвергали ультразвуковому воздействию в течение времени 5, 15, 30 мин в спирте, а затем после высушивания исследовались. Частота ультразвуковых колебаний составляла 22 кГц. Источником колебаний служил ультразвуковой генератор УЗГ – 1 – 1 мощностью 1 кВт с магнитострикционным преобразователем.

Характерными для LDH являются два низкоугловых пика (003) и (006) (20 ~12<sup>0</sup> и ~23<sup>0</sup> для данного соединения в Си-излучении); по их положению можно определить расстояние между гидроксидными слоями и другие важные параметры. На рисунке 1 представлены результаты рентгенодифракционных исследований образцов цинкалюминиевого пированадата.



**Рис. 1.** Дифрактограммы образцов  $Zn(2)Al-V_2O_7$  при комнатной температуре (Си К $\alpha$ -излучение): 1 – образец, не обработанный ультразвуком; 2, 3 и 4 – образцы, обработанные в течение 5, 15 и 30 мин в спирте. На вставках показаны области дифракционных рефлексов (006) и (110).

Как видно, обработка ультразвуком не привела к разрушению кристаллической структуры LDH и/или появлению новых фаз. Вместе с тем, наблюдаемое уширение дифракционных линий семейства (00*l*) свидетельствует об уменьшении среднего размера кристаллитов в направлении кристаллографической оси *z* (перпендикулярной гидроксидным слоям). Измеренное значение параметра FWHM (full width at half maximum – ширина линии на полувысоте) составило 0.85, 1.00, 0.98 и  $1.10^{0}$  для образцов 1, 2, 3 и 4. Значения среднего размера кристаллитов, рассчитанные с использованием формулы Шеррера, соответственно 10.7, 8.9, 9.1 и 8.1 нм. При этом, форма и ширина дифракционных линий (*hk*0) не претерпела заметных изменений, позволяя предположить, что средний размер кристаллитов в плоскости *x*-*y* (параллельной гидроксидным слоям) остался неизменным.

Морфология частиц порошков  $Zn(2)Al-V_2O_7$  до и после ультразвуковой обработки была исследована с помощью сканирующего электронного микроскопа. Обнаружено, что обработка ультразвуком ведет к деагломерированию частиц (рис. 2).



**Рис. 2.** Структура порошка Zn(2)Al–V<sub>2</sub>O<sub>7</sub>: *a* – образец без ультразвуковой обработки; *б* –порошок после ультразвуковой обработки в течение 30 мин.

Полученные результаты свидетельствуют об эффективности применения ультразвуковых колебаний для измельчения и деагломерации частиц в слоистых двойных гидроксидах Zn(2)Al-пированадата.

Работа выполнена в рамках ГПНИ «Функциональные и машиностроительные материалы и технологии, наноматериалы».

- 1. Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл. и др. Перспективные материалы и технологии / Витебск: Изд. Центр УО ВГТУ, 2009. 542 С.
- 2. S.P. Newman, W. Jones, New J. Chem. 22 (1998) 105.
- 3. A.I. Khan, D. O'Hare, J. Mater. Chem. 12 (2002) 3191.
- 4. K.H. Goh, T.T. Lim, Z. Dong, Water Res. 42 (2008) 1343.
- 5. P. Nalawade, B. Aware, V.J. Kadam, R.S. Hirlekar, J. Sci. Ind. Res. 68 (2009) 267.
- 6. L. Raki, J.J. Beaudoin, L. Mitchell, Cem. Concr. Res. 34 (2004) 1717.
- 7. R.G. Buchheit, H. Guan, S. Mahajanam, F. Wong, Prog. Organic Coatings 47 (2003) 174.
- 8. G. Williams, H.N. McMurray, Electrochem. Solid-State Lett. 6 (2003) B9.
- 9. F. Kooli, W. Jones, Inorg. Chem. 34 (1995) 6237–6238.
- 10. A. Bhattacharyya, D.B. Hall, T.J. Barnes, Appl. Clay Sci. 10 (1995) 57-67.
- 11. A.N. Salak, J. Tedim, A.I. Kuznetsova, J.L. Ribeiro, L.G. Vieira, M.L. Zheludkevich, M.G.S. Ferreira, Chem. Phys. (2012) DOI: 10.1016/j.chemphys.2012.01.026.
- 12. M.L. Zheludkevich, S.K. Poznyak, L.M. Rodrigues, D. Raps, T. Hack, L.F. Dick, T. Nunes, M.G.S. Ferreira, Corrosion Science 52 (2010) 602-611.
- A.N. Salak, J. Tedim, A.I. Kuznetsova, M.L. Zheludkevich, M.G.S. Ferreira, Chem. Phys. Lett. 495 (2010) 73-76.

### МИКРОСТРУКТУРА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ МОТОДОМ ГАЗОПЛАМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Рубаник В.В.<sup>1,2</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1,2</sup>, Белоцерковский М.А.<sup>3</sup>, Гамзеева Т.В.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, <u>ita@vitebsk.by</u>

<sup>2</sup> Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь <sup>3</sup>Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск, Беларусь <sup>4</sup>Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Среди интенсивно развивающихся ресурсосберегающих методов газотермического напыления покрытий различного функционального назначения технологии газопламенного напыления (ГПН) порошковых и проволочных материалов отличаются простотой, экономичностью и относительно низкой удельной стоимостью [1,2]. Газопламенное напыление использования для получения покрытий из металлов, сплавов, полимеров. Одним из перспективных направление применения этого метода является получение коррозионностойких покрытий, обладающих адаптивными свойствами к окружающей среде. К таким относятся и покрытия на основе сплава титана и никеля обладающего памятью формы [3,4].

В работе приводятся результаты исследований по формированию металлических покрытий из проволочных материалов на основе никелида титана газопламенным методом.

Газопламенное напыление осуществляли термораспылителем "ТЕРКО", разработанном в Объединенном институте машиностроения НАН Беларуси [2]. Основой под покрытия служили пластины стали 3 размером 980х480х4 мм которые крепили на магнитный держатель. Предварительно их рабочая поверхность подвергалась пескоструйной обработке. Для напыления использовали проволоку никелида титана состава Ti–50,4ат.%Ni диаметром 2,0 мм предварительно отожженную при 500°С и травленную в растворе HF:HNO<sub>3</sub>:6H<sub>2</sub>O. Рабочий ток дуги составлял 200 А, напряжение 40 В. В зону распыления подавали пропановую смесь. Напыление проводили на дистанции около 180 мм от основы в 3 этапа, чтобы исключит чрезмерный нагрев и возникновение термических напряжений в покрытии. Температура на поверхности покрытия в первом проходе составляла 140-150°С, во втором и третьем 70–80°С.

Толщина нанесенного покрытия составляет от 600 до 900 мкм (рис.1). Размер частиц напыляемого покрытия, зависящий в основном от распыляемого материала, в нашем случае составлял от 5 до 30 мкм. Покрытие образовалось за счет расплавления проволоки и формирования частиц в условиях их интенсивного взаимодействия с распыляющим факелом, а также последующей укладки расплавленных капель в слой. При этом, поскольку в слое протекают процессы быстрой кристаллизации, деформации и отпуска, то структурное состояние и свойства покрытий сложным образом зависят от сочетания параметров процесса ГПН. Кроме того, появляются окислы, а часть легирующих элементов может выгорать. Рентгеноструктурные исследования свидетельствуют о том, что материал покрытия соответствует никелиду титана находящемуся в низкотемпературном мартенситном состоянии (рис.2). В напыленных покрытиях присутствует в незначительном количестве кислород, что можно качественно оценить при микроструктурных исследованиях. На микрошлифах оксиды видны в виде продолговатых темных или серых участков, а поры черных (рис. 3). В связи с тем, что напыляемые частицы образуются в результате взаимодействия воздушной струи с жидким металлом, они в той или иной мере подвергаются окислению, в результате чего к моменту столкновения с поверхностью основы на частицах формируется окисная пленка. При газопламенном проволочном напылении в покрытии содержится меньше оксидов, чем при порошковом напылении. Это имеет важное значение для получения плотных коррозионно-стойких покрытий.



Рис. 1. Микроструктура покрытия, напыленного проволокой из сплава Ті-50,4ат.%Ni

Измерения микротвердости покрытий, полученных распылением проволок из никелида титана, материала обладающего эффектом памяти формы, показали, что вблизи поверхности раздела микротвердость подложки увеличивается по сравнению с основой с 50 до 250 HV (рис.4). Микротвердость покрытия по мере удаления от поверхности раздела увеличивается с 450 до 600 HV. Это очевидно связано с тем обстоятельством, что процесс напыления шел в три этапа и на первом этапе температура покрытия составляла 150°C, что привело к отпуску первого слоя материала.



Рис. 2. Дифрактограмма поверхности газопламенного покрытия Ti-50,4ат.%Ni



Рис. 3. Микроструктура покрытия, напыленного проволокой из сплава Ti-50,4ат.%Ni

Рис. 4. Распределение микротвердости вблизи напыленного слоя

Таким образом, в работе показана возможность формирования металлических покрытий из проволочных материалов на основе никелида титана газопламенным методом. Высокие значения микротвердости полученных покрытий позволяют использовать их в качестве упрочняющих.

#### Список литературы

- 1. Handbook of thermal spray technology / Ed. by J.R. Davis. ASM International and the Thermal Spray Society. 2004. 338 p.
- 2. Белоцерковский, М.А. Технологии активированного газопламенного напыления антифрикционных покрытий / М.А. Белоцерковский // Минск: Технопринт, 2004. - 200с.
- 3. Guilemany, J.M. Corrosion behaviour of thermal sprayed nitinol coatings / J.M. Guilemany, N. Cinca, S. Dosta, A.V. Benedetti // Corrosion Science. Vol. 51, Issue 1. 2009. P. 171-180.
- 4. Бледнова, Ж.М. Получение покрытий из сплава нитинол с эффектом памяти формы на поверхности сталей 45 и 40Х аргонодуговой наплавкой / Ж.М. Бледнова, Д.Г. Будревич, Н.А. Махутов и др. // МиТОМ. 2003. № 10.- С. 26-29.

#### ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНО ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ АКТИВИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ

#### Белоцерковский М.А., Прядко А.С., Сосновский А.В. Черепко А.Е.

ОИМ НАН Беларуси, Минск, РБ, sosnovskij@inbox.ru

Создание новых технологий и оборудования для изготовления и восстановления быстроизнашивающихся деталей, являющихся элементами узлов трения, представляется актуальным для современного машиностроения.

В результате интенсивной работы двигателей внутреннего сгорания происходит изнашивание опорных шеек коленчатого вала, что приводит к снижению тяговодинамических свойств двигателя и в конечном итоге может привести к его полному выходу из строя. Для восстановления работоспособности двигателя экономически оправдано осуществлять восстановление коленчатого вала путём нанесения износостойких покрытий на изношенные поверхности опорных шеек. Наиболее приемлемым способом получения таких покрытий является активированная дуговая металлизация (АДМ). Нанесение покрытий данным способом осуществляется путём распыления расплава, полученного в результате плавления двух проволок электрической дугой, возникающей при пропускании через проволоку электрического тока. Главной отличительной особенностью АДМ является наличие малогабаритной высокоэффективной камеры сгорания пропано-воздушной смеси, сверхзвуковая струя которой имеет на выходе скорость 1500 м/с при температуре 2200 К. Это позволяет частицам расплавленного металла разгонятся в потоке до 500 м/с и формировать покрытие, имеющее плотность и прочность сцепления в 2 – 3 раза выше, чем при традиционной электродуговой металлизации. Однако, покрытие, полученное традиционным способом АДМ не достаточно для обеспечения необходимого ресурса работы.

В связи с этим было предложено использовать поверхностно пластическую деформацию (ППД) покрытий полученных методом АДМ. В качестве упрочняющего метода ППД было предложено использовать дробеструйную обработку, так как данный способ является наиболее простым, технологичным и эффективным средством повышения усталостной прочности и твердости функциональных поверхностей деталей, работающих в условиях циклических нагрузок, на этапе финишной обработки и обладает следующими преимуществами:

- простота, надежность, экологическая чистота;

- отсутствие повышенных требований по точности изготовления и установки инструмента;

- сохранение исходной геометрии обрабатываемой детали;

- обеспечение высокого качества рабочих поверхностей деталей.

На начальном этапе исследований были изготовлены экспериментальные образцы деталей, на поверхность которых было нанесено АДМ покрытие. В качестве материала покрытия использовали проволоки из стали 40Х13. Полученное покрытие было подвергнуто дробеструйной обработке литой чугунной дробью ДЧЛ – 1,4 ГОСТ 11964-81, при этом использовалось давление сжатого воздуха 0,7 МПа, расход воздуха – 5 м<sup>3</sup>/мин.

Полученные образцы с покрытиями были подвергнуты испытаниям на износостойкость в условиях граничного трения. В результате испытаний было установлено, что износостойкость покрытия обработанного ППД в 1,4 – 1,9 раза выше, по сравнению с износостойкостью покрытия без обработки ППД. Так же результаты испытаний показали, что наибольшую износостойкость показали покрытия подвергшиеся дробеструйной обработке ППД в течении 4-х минут. После увеличения времени обработки происходит снижение износостойкости, что можно объяснить уменьшением твёрдости покрытия в результате отпуска поверхности.

Исследования остаточных напряжений показало, что в результате дробеструйной обработки в покрытие возникают сжимающие напряжения величиной 150 – 450 МПа на глубину до 400 мкм.

В дальнейшем планируется провести исследование на износостойкость опытных образцов коленчатых валов ГАЗ – 53 с покрытием, нанесённым на коренные и шатунные шейки методом АДМ с последующей дробеструйной обработкой.

#### ПТКС ТЕРМОРЕЗИСТОРЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ ПОРОШКОВ, АКТИВИРОВАННЫХ УЛЬТРАЗВУКОМ

#### Клубович В.В.<sup>1</sup>, Шут В.Н.<sup>2,3</sup>, Кашевич И.Ф.<sup>3</sup>, Мозжаров С.Е., Трубловский В.Л.

 Белорусский национальный технический университет, Минск 2)ИТА НАН Беларуси, Витебск
 Витебский государственный университет им. П.М. Машерова, Витебск, Беларусь

Донорно-легированная керамика на основе титаната бария (ТБ), обладающая эффектом положительного температурного коэффициента сопротивления (ПТКС), используется для изготовления ПТКС-терморезисторов (позисторов), которые применяются в производственной и бытовой технике различного назначения [1,2]. Широкий спектр применений указанных материалов обуславливает разнообразие требований к их электрическим характеристикам. Это в свою очередь объясняет большой объем исследований, посвященных изучению взаимосвязи состава и свойств керамики. Не менее существенными факторами, оказывающими влияние на электрические свойства, являются характеристики исходных материалов и технология их получения [3-5]. В настоящее время возможности улучшения параметров активных элементов за счет традиционных технологических факторов практически исчерпаны, и дальнейшее развитие данного направления требует новых оригинальных подходов. Один из таких подходов – применение активированных исходных порошков. Имеются предпосылки, что применение таких порошков для производства функциональных материалов позволит значительно повысить их эксплуатационные характеристики. Известно, что использование ультразвуковых колебаний вводимых в суспензию, позволяет получать порошки требуемой степени активности, высокой химической чистоты, с дисперсностью сравнимой с той, которую удается получить в механических измельчающих аппаратах при значительном сокращении времени обработки [6]. В представленной работе приведены результаты исследований характеристик ПТКС терморезисторов, полученных из порошков, активированных ультразвуком.

Методика эксперимента. В качестве исходного материала использовался титанат бария, полученный методом химического осаждения (Китай). Часть порошка подвергалась ультразвуковой активации. Обработка велась на частоте 22 кГц, в течение 40 минут в этиловом спирте. Микрофотографии порошков до и после ультразвуковой обработки представлены на рисунке 1. Наблюдается существенное уменьшение количества крупных агломератов после ультразвуковой обработки. Одновременно происходит уменьшение размеров кристаллитов входящих в состав агломератов и повышение внутренней пористости. Это свидетельствует об увеличении микродефектности диэлектрических материалов, что является признаком повышения активности порошка.

Титанат кальция получали твердофазным синтезом на воздухе из карбоната кальция и диоксида титана при температуре 1000°С. Измельченные порошки титаната бария и титаната кальция, а также TiO<sub>2</sub>, SiO<sub>2</sub> смешивали полиамидными мелющими телами в среде деионизованной воды в соответствии с формулой  $100(Ba_{0.92}Ca_{0.08})$  TiO<sub>3</sub> + 0.8TiO<sub>2</sub> + 0.7Y +0.1Mn + 2.5SiO<sub>2</sub>. Иттрий (как донорный элемент) и марганец (как акцепторный элемент) вводились в форме водных растворов YCl<sub>3</sub> и MnSO<sub>4</sub>. Для осаждения карбонатов иттрия и марганца в шихту добавлялся карбонат аммония (NH<sub>4</sub>)<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>. Из полученной шихты прессовали заготовки, имеющие начальную плотность 3.4 г/см<sup>3</sup>. Образцы обжигали на воздухе при максимальной температуре 1320°С. Нагрев производили со скоростью 350 K/ч, охлаждение до 800 °С – со скоростью 190÷250 K/ч в зависимости от требуемого удельного сопротивления керамики.



Рис. 1. Порошки титаната бария до (*a*) и после (б) ультразвуковой обработки

Результаты и их обсуждение. Микроструктура керамики приведена на рис 2. Все образцы, полученные из активированных порошков, имели достаточно однородную микроструктуру с относительно большим размером зерна.



Рис. 2. Микроструктура керамики, полученной из активированных порошков ТБ (слева) и обычных порошков (справа)

Такое поведение микроструктуры определяется морфологией порошка титаната бария и связанными с ней процессами диффузионного переноса ионов добавок [7, 8]. При температурах ниже температуры спекания, коэффициенты поверхностной и граничной диффузии более чем на два порядка выше коэффициентов объемной диффузии. Поэтому при обжиге образцов примесь Y в начале относительно равномерно распределяются по поверхности частиц и границам первичных зерен TБ, а затем диффундируют вглубь зерен. При использовании активированных (мелкодисперсных) порошков титаната бария путь объемной диффузии сокращается. В результате формируется керамика с равномерным распределением Y по объему зерен и относительно низкой его конценирацией на границах, и, следовательно, имеющая достаточно крупнозернистую структуру. При использовании крупнокристаллических (не активированных) порошков можно предполагать наличие избыточной концентрации Y на границах зерен, ожидая, что коэффициент объемной диффузии ионов Y<sup>+3</sup> мал как и в случае самодиффузии ионов Ba<sup>+2</sup>. А, как известно, обогащение межзеренных границ примесями рекоземельных элементов замедляет процесс рекристаллизации. Этот эффект, по-видимому, наблюдается и в исследуемой керамике. В результате размер зерен керамики уменьшается.

Однородность микроструктуры образцов, полученных из активированных порошков, обусловлена равномерным распределением начальной плотности (пористости) заготовок и, следовательно, равномерной рекристаллизацией при спекании. Характерной особенностью образцов второй серии является увеличение разброса размеров зерен (бимодальная структура). Объясняется эта особенность следующим образом. При прессовании образцов, полученных из крупнокристаллических порошков, необходимо использовать более высокие давления (для достижения требуемой плотности). В свою очередь, неактивированные порошки имеют пониженную внутреннюю пористость. Это приводит к неравномерному распределению пористости заготовок и неравномерному ее распределению внутренних напряжений (вследствие образования стопоров), что обуславливает неравномерную рекристаллизацию при спекании.

Свойства терморезисторов, полученных из обычных и активированных порошков, приведены в таблице 1 (скорость охлаждения всех образцов составляла 230 К/час).

Таблица	1. Свойства	терморезисторов,	полученных	из обычных	и активированных	порошков
	(ско	рость охлаждения	всех образцо	ов составляла	1 230 К/час).	

Тип порошков	R <sub>min</sub> , кОм	$R_{ m max}$ , кОм	$R_{ m max}$ / $R_{ m min}$	<i>Е</i> <sub>пр</sub> , В/мм
активированные	0.021	23000	1095238	300
не активированные	0.031	36000	1161290	310

Видно, что керамика, приготовленная из обычных порошков, имеет большее сопротивление при комнатной температуре и больший скачок сопротивления. Эти результаты ожидаемы, если сопоставить их с анализом микроструктуры. Поскольку граница зерен имеет значительно большее сопротивление по сравнению с внутренней областью зерен, система с крупными зернами имеет более низкую концентрацию высокоомных зернограничных слоев на пути прохождения тока при воздействии электрического поля. Повышение скачка ПТКС за счет увеличения количества границ зерен (при мелкозернистой структуре) может быть вызвано более интенсивной транспортировкой кислорода в керамический объем, следовательно, более интенсивным окислением границ [9, 10].

Общие тенденции изменения значения пробивного напряжения в донорнолегированном BaTiO3 можно сформулировать следующим образом. Электрическая прочность позисторной керамики возрастает с повышением скачка сопротивления и ослаблением зависимости р от приложенного напряжения (варисторный эффект) [11, 12]. В свою очередь, варисторный эффект выражен тем слабее, чем более мелкозернистую и однородную структуру имеет керамика, поскольку уменьшается падение напряжения на каждой границе зерна [13]. Пробивное напряжение у образцов, полученных из активированных порошков, незначительно меньше, чем у обычной керамики (при более крупной микроструктуре и меньшем скачке сопротивления). Это указывает на большую однородность зернограничных барьеров.

Для более корректного сравнения характеристик терморезисторов, необходимо привести их к одинаковому сопротивлению при комнатной температуре. Для этого нами использовался следующий подход. Высотой зернограничного барьера Шоттки можно эффективно управлять за счет изменения скорости охлаждения, т.к. последняя влияет на

плотность зернограничных акцепторных состояний [14]. Снижение скорости охлаждения ведет к повышению плотности зернограничных электронных ловушек и наоборот. Это позволяет добиваться постоянного сопротивления  $R_{25}$  образцов, полученных из различных порошков порошков ТБ. При скорости охлаждения 200 К/час ПТКС терморезисторы, полученные из активированных порошков, имеют одинаковое сопротивление с «обычными» материалами. В таблице 2 систематизированы свойства ПТКС керамики, при использовании стандартных и активированных исходных порошков.

Таблица 2. Свойства терморезисторов с одинаковым сопротивлением, полученных из обычных и активированных порошков

Тип порошков	R <sub>min</sub> , кОм	$R_{ m max}$ , кОм	$R_{ m max}$ / $R_{ m min}$	<i>Е</i> <sub>пр</sub> , В/мм
активированные	0.031	36500	1177420	340
не активированные	0.031	36000	1161290	310

Видно, что образцы, синтезированные из активированных порошков, имеют более высокое пробивное значение (основная характеристика термисторов). Это обусловлено увеличением плотности акцепторных зернограничных состояний при замедлении скорости охлаждения и, как уже было указано, большей однородностью зернограничных барьеров.

#### Заключение

Получены ПТКС терморезисторы из обычных и активированных ультразвуком порошков титаната бария. Показано, что применение активных мелкокристаллических исходных материалов, способствуют оптимальному распределению легирующих добавок, формированию однородной микроструктуры, повышению плотности зернограничных акцепторных состояний и улучшению электрофизических характеристик терморезисторов.

- 1. Y.L. Chen, S.F. Yang. Advances in Applied Ceramics. 2011. V. 110. № 5. P. 257–269.
- 2. B. Huybrechts, K. Ishizaki, M. Takata. J. Mater. Sci. 1995. V. 30. P. 2463–2474.
- 3. V. Shut, S. Kostomarov, A. Gavrilov. J Mater Sci., 2008. Vol. 43, P. 5251–5257.
- 4. V.N. Shut, S.V. Kostomarov. Inorganic Materials, 2009, Vol. 45, No. 12, pp. 1417–1422.
- 5. K. Park, J.-G. Ha, C.-W. Kim, J.-G. Kim. J. Mater. Sci. 2008. V. 19. № 4. P. 357–362.
- 6. Б.Г. Агранат. Ультразвук в порошковой металлургии.-М.: Металлургия.-1986. 168 с.
- 7. В. Н. Шут, С. В. Костомаров, В. Л. Трубловский. Неорганические материалы, 2012, том 48, № 6, с. 746–752.
- 8. E. Brzozowski, M.S. Castro. J. Europ. Ceram. Society. 2004. V. 24. № 8. P. 2499–2507.
- 9. A. Hasegawa, S. Fujitsu, K. Koumoto and H. Yanagida. Jpn J. Appl. Phys., 1991, 30, (6), 1252–1255.
- 10. M. Kuwabara. J. Am. Ceram. Soc., 1981, 64, (11), 639-644.
- 11. Павлов А.Н., И.П. Раевский. ЖТФ. 1997. Т. 67. № 12. С. 21–25.
- 12. V.N. Shut, A.V. Gavrilov. Technical Physics. 2008. V. 53. № 11. P. 1508–1512.
- 13. R.D. Roseman, N. Mukherjee. J. Electroceramics. 2003. V. 10. № 2. P. 117–135.
- 14. G. Koschek, E. Kubalek.. J. Am. Ceram. Soc. 1985. V. 68. № 11. P 582–586.

#### МИКРОСТРУКТУРА И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВST КЕРАМИКИ, ЛЕГИРОВАННОЙ МАГНИЕМ

#### Шут В.Н.

Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь. shut@vitebsk.by

#### Введение

Керамика на основе твердых растворов титаната бария-стронция (Ba<sub>1-x</sub>Sr<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub>, BST) является одним из наиболее широко исследуемых объектов в области сегнетоэлектрического материаловедения. Высокие диэлектрические характеристики таких материалов и возможность управлять их параметрами с помощью внешних воздействий (в частности, электрическим полем) обуславливают их широкое использование в элементах памяти, конденсаторах, технике СВЧ [1]. Для модификации свойств BST керамики (адаптации к конкретным приложениям) используют различные примеси. Двухвалентные ионы, такие как  $Pb^{2+}$ ,  $Ca^{2+}$  и  $Sr^{2+}$  широко используются в качестве добавок для замены ионов Ва в решетке BaTiO<sub>3</sub> [2,3]. С другой стороны, четырехвалентные ионы, такие как  $Zr^{4+}$ , Hf<sup>4+</sup> и Sn<sup>4+</sup> заменяют ионы Ti в решетке BaTiO<sub>3</sub>. Указанные допанты относятся к изовалентным примесям. Влияние разно-валентных примесей на электрические свойства сильно зависит от положения, которое они занимают в структуре перовскита BaTiO<sub>3</sub>. Воздействие многих (3-d, 4-d и 5-d) элементов, которые могут выступать в качестве разно-валентных примесей для соединений на основе BaTiO<sub>3</sub>, было исследовано [4,5]. Здесь важную роль играет различие валентности между примесями и заменяемыми ионами. Заменяемое положение в кристаллической решетке, главным образом, зависит от ионного радиуса примеси. Отношение Ва/Ті в исходных материалах, также имеет важное значение для занимаемой позиции примеси в решетке BaTiO<sub>3</sub>.

В ряде работ сообщалось, что легирование BST соединений магнием приводит к значительному смещению точки Кюри в сторону низких температур, размытию фазового перехода, уменьшению тангенса потерь. Однако, приведенные в различных литературных источниках величины отмеченных изменений свойств заметно отличаются [6,7]. Целью данной работы являлось исследование микроструктуры и диэлектрических свойств легированной магнием BST керамики, полученной по толстопленочной технологии.

#### Методика эксперимента

В качестве исходных компонентов для приготовления образцов использовались порошки титаната бария, полученный методом химического осаждения (содержание основных компонентов 99.81%; средний размер первичных кристаллитов 250 нм; соотношение Ba/Ti = 0.998; содержание свободного BaO – 0.48 %). Стехиометрический титанат стронция синтезировали из SrCO<sub>3</sub>, и TiO<sub>2</sub> по стандартной методике при 1100°C в течении 1 часа. Порошки титаната бария и титаната стронция смешивали сухим способом с использованием циркониевых мелющих тел в соотношении Ba<sub>0.8</sub>Sr<sub>0.2</sub>TiO<sub>3</sub>. Магний вводился в форме водного раствора. Для этого использовались водные растворы магния азотнокислого 6водного Mg(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>\*6H<sub>2</sub>O. Молярная концентрация примеси магния составляла 0; 0.5; 1.0; 1.5; 2.0. С целью снижения температуры спекания в шихту вводили 0.1 мол.% Mn.

Из шихты готовили шликер путем перемешивания с поливинлбутиралем и необходимыми пластификаторами и затем отливали керамические пленки толщиной 28.5 мкм. Однородные структуры (с фиксированной концентрацией магния) собирались из пленок одинакового состава; прессовалось по 5 пленок. Из пакетов вырубались заготовки размером 5.5×4.0 мм. Полученные заготовки спекались при 1320–1360°С в течение получаса на воздухе. Скорость нагрева составляла 500 К/час. Микроструктуру спеченных образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа высокого разрешения MIRA (TESCAN). Диэлектрические измерения проводились с помощью универсального LCR моста E7-8 на частоте 1 кГц. Для электрофизических измерений на поверхности керамики наносились серебряные электроды.

#### Результаты и их обсуждение

Микроструктура образцов  $Ba_{0.8}Sr_{0.2}TiO_3$ , легированная магнием приведена на рисунке 1. Все образцы имеют однородную мелкокристаллическую структуру. Полученные нами результаты существенно отличаются от литературных данных по материалам аналогичного состава [6]. Так сообщалось, что средний размер зерна не легированных образцов  $Ba_{0.8}Sr_{0.2}TiO_3$  составляет 7 мкм. При введении 0.5 мол % магния микроструктура укрупняется, а при дальнейшей повышении концентрации Mg рост зерен затормаживается.



**Рис. 1.** Микроструктура керамики Ba<sub>0.8</sub>Sr<sub>0.2</sub>TiO<sub>3</sub>:Mg; содержание магния 0, 1.0, 2.0 мол.%

Отличие наших результатов, по-видимому, обусловлено двумя факторами. Вопервых, мы использовали более низкие температуры спекания. Второй фактор заключается в особенностях толстопленочной технологии. Как отмечалось, для получения пленок используется большое количество полимерных наполнителей (до 40 %), которые выгорают при спекании. Поэтому контакт между частицами керамики значительно меньший, чем в случае использования классической технологии. Соответственно массоперенос при спекании толстопленочных материалов замедляется, способствуя формированию мелкозернистой структуры.

Результаты исследований диэлектрических свойств образцов  $Ba_{0.8}Sr_{0.2}TiO_3:Mg$  приведены на рисунках 2, 3. Диэлектрические характеристики также значительно отличаются от свойств материалов систематизированных в [6]. В. Su and T. W. Button сообщали, что температура Кюри быстро умещается с увеличением содержания магния:  $T_C = 70^{\circ}C$  для  $C_{Mg}=0$  мол.%,  $T_c = 20^{\circ}C$  для  $C_{Mg}= 1.0$  мол.%,  $T_C = -25^{\circ}C$  для  $C_{Mg}= 2.0$  мол.%. Дальнейшее увеличение концентрации Mg не влияет на точку Кюри. В нашем случае температура фазового перехода смещается до  $T_C = 55^{\circ}C$  при  $C_{Mg}= 1.0$  мол.% и дальше наблюдается стабилизация точки Кюри. Указанные особенности могут быть вызваны следующими факторами. Ионные радиус магния составляет 0.65 Å, что близко к ионному радиусу титана – 0.68 Å. Поэтому Mg обычно замещает в решетке В позицию Ti, а для сохранения электронейтральности в перовскитной решетке одновременно генерируются заряженные кислородные вакансии:

#### MgO $(-TiO_2) \rightarrow Mg_{Ti}$ "+Vo"+Oo

Присутствие ионов магния и заряженных вакансий приводит к локальной деформации элементарных ячеек и, соответственно, уменьшению температуры Кюри. Если же Mg оказывается на позиции Ba, то кислородные вакансии не генерируются, что нивелирует эффект допирования. В наших экспериментах использовались исходные порошки, с избытком титана. Это уменьшает вероятность расположения ионов магния в В подрешетке.



Рис. 2. Температурные зависимости диэлектрической проницаемости керамики  $Ba_{0.8}Sr_{0.2}TiO_3:Mg$  при различной концентрации магния: 1 – 0 мол.%; 2 – 0.5; 3 – 1.0; 4 – 1.5; 5 – 2.0 мол.%



**Рис. 3.** Изменение температуры Кюри керамики Ba<sub>0.8</sub>Sr<sub>0.2</sub>TiO<sub>3</sub>:Mg в зависимости от концентрации магния

#### Заключение

Исследованы микроструктуры и диэлектрических свойств легированной магнием BST керамики, полученной по толстопленочной технологии. Показано, что температура фазового перехода смещается до  $T_{\rm C} = 55^{\circ}$ С при  $C_{\rm Mg}$ = 1.0 мол.%. При дальнейшем увеличении содержания Mg имеет место стабилизация точки Кюри, наблюдается размытие фазового перехода. Такое поведение обусловлено наличием избытка титана в исходных порошках, что уменьшает вероятность расположения ионов магния в В-подрешетке.

Автор выражает благодарность коллегам В.Л. Трубловскому, С.В. Костомарову за помощь при проведении эксперимента.

- 1. A.K. Tagantsev, V.O. Sherman, K.F. Astafiev, I. Venkatesh, N.J. Setter. Ferroelectric Materials for Microwave Tunable Applications. J. Electroceram. 2003. V. 11. P. 5–66.
- V.N. Shut, S.R. Syrtsov, V.L. Trublovsky, A.D. Poleyko, S.V. Kostomarov, L.P. Mastyko. Compositionally Graded BST Ceramics Prepared by Tape Casting. Ferroelectrics. 2009. V. 386. P. 125–132.
- 3. P.-J. Wang, Z.-Q. Zeng, Z.-L. Gui and L.-T. Li. Strontium-lead titanate ceramics with positive temperature coefficient of resistance. Mater. Lett., 1997, 30, (4), 275–277.
- J. J. Zhang, J. W. Zhai, M. W. Zhang, P. Qi, X. Yu, and X. Yao. Structure–Dielectric Properties Relationship in Mg–Mn Co-Doped Ba<sub>0.4</sub>Sr<sub>0.6</sub>TiO<sub>3</sub>/MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> Tunable Microwave Composite Ceramics. J. Phys. D: Appl. Phys., 42 [7] 075414–20 (2009).
- V. V. Mitic, Z. S. Nikolic, V. B. Pavlovic, V. Paunovic, M. Miljkovic, B. Jordovic, and L. Zivkovic. Influence of Rare-Earth Dopants on Barium Titanate Ceramics Microstructure and Corresponding Electrical Properties. J. Am. Ceram. Soc., 93 [1] 132–137 (2010).
- 6. B. Su and T. W. Button. Microstructure and dielectric properties of Mg-doped barium strontium titanate ceramics. J. Appl. Phys., Vol. 95, No. 3. P. 1382-1385.
- 7. W. Cai, C. L. Fu, J. C. Gao, C. X. Zhao. Dielectric properties and microstructure of Mg doped barium titanate ceramics. Advances in Appl. Ceram. 2011. V. 110, no 3. P. 181-185.

#### ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ЭЛЕКТРОДОВ НА ТЕРМОУПРУГИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПТКС ТЕРМОРЕЗИСТОРАХ

#### Шут В. Н.<sup>1,2</sup>, Гаврилов А. В.<sup>1</sup>, Ильющенко Д. А.<sup>3</sup>

1)ИТА НАН Беларуси, Витебск 2) Витебский государственный университет им. П.М. Машерова, Витебск 3)ОАО «Витебский завод радиодеталей «МОНОЛИТ»

#### Введение

Терморезисторы с положительным температурным коэффициентом сопротивления (ПТКС) на основе керамики титаната бария, легированной редкоземельными элементами нашли широкое применение электротехнике и радиоэлектронике [1, 2]. Физической основой возникновения ПТКС эффекта в таких материалах является изменение высоты зернограничных барьеров Шоттки при фазовом переходе [3]. Во многих случаях ПТКСтерморезисторы (позисторы) используются в силовых цепях в качестве нагревательных, пусковых элементов, в схемах защиты от перегрузок по току и напряжению и др. При этом терморезисторы могут разрушаться в результате воздействий больших токовых нагрузок по механизму расслоения на две практически равные половинки в плоскости параллельной электродам [4]. Большие токи вызывают неравномерный разогрев позистора. Причем наибольшие градиенты температур (свыше 40 градусов) реализуются по толщине керамического элемента (вдоль линии тока) и обусловлены аномальным изменением теплоемкости и электросопротивления материала при фазовом переходе, т.е. имеют фундаментальный характер [4, 5]. Вследствие этого, в позисторной керамике возникают существенные термоупругие растягивающие напряжения. Величины этих напряжений могут достигать 100 МПа [6-8], что соизмеримо с пределом прочности полупроводниковой керамики на основе титаната бария 50–100 МПа [9–11].

Важной задачей для разработчиков и производителей ПТКС-терморезисторов является повышение устойчивости позисторов к тепловому удару в процессе нагрева электрическим током. Особый интерес вызывает разработка методов по уменьшению температурных напряжений, так как улучшение механических (прочностных) свойств позисторной керамики без ухудшения электрических характеристик является трудно выполнимой задачей. Ранее был предложен способ повышения устойчивости терморезисторов к электрическим нагрузкам, основанный на формировании многослойных структур, в которых приэлектродные слои имеют более высокое удельное сопротивление при температурах ниже фазового перехода, за счет чего обеспечивается выравнивание теплового поля в объеме материала и значительное снижение растягивающих напряжений [12, 13]. Однако для изготовления таких элементов требуется введение дополнительных операций послойного прессования, что усложняет процесс производства. В данной работе рассмотрен метод коррекции тепловых полей и снижения термоупругих напряжений в ПТКС терморезисторах, основанный на изменении конфигурации металлических электродов.

#### Теоретическая модель

Распределение температуры в позисторных элементах рассчитывалось путем совместного решения уравнений теплопроводности и электропроводности [13]. Коэффициент теплоотдачи поверхности принимался равным 50 Вт/(м<sup>2</sup>·К), температура окружающей среды 25 °C, приложенное электрическое напряжение 220 В. Для расчетов температурных напряжений решалась квазистатическая задача термоупругости [6]. Удельное сопротивление позисторной керамики р зависит от состава материала, технологических режимов его изготовления, температуры образца и приложенного напряжения (варисторный эффект) [14]. Зависимости удельного сопротивления от температуры и напряженности электрического поля были получены экспериментально. Исследовались защитные терморезисторы,
выпускаемые предприятием ОАО «Витебский завод радиодеталей «МОНОЛИТ»» (температура переключения  $T_{\rm C}$  = 87°C, удельное сопротивление при 25°C  $\rho_{25}$  = 0.31 Ом·м). Полученные данные аппроксимировались математическими выражениями и использовались при решении задачи.

Позисторы, как правило, являются элементами защиты от перегрузок по току и мощности, которые включаются в электрические схемы последовательно с некоторым нагрузочным (ограничивающим) сопротивлением. Однако наличие ограничивающего сопротивления способствует увеличению температурных напряжений [12]. Поэтому в настоящей работе рассматривался случай воздействия напряжения 220 В на электрическую цепь, состоящую из терморезистора, последовательно соединенного с балластным сопротивлением. При расчетах значение балластного сопротивления  $R_{\rm A}$  принималось равным 90 Ом и 120 Ом, что соответствует ограничению максимального тока в цепи до 2 А и 1.5 А (согласно нормам испытаний термисторов на заводе изготовителе). При данных значениях



Рис. 1. Схематическое изображение позисторного элемента.

балластного сопротивления достигаются максимальные растягивающие напряжения в классическом варианте исполнения ПТКС-термисторов [12].

Позисторные элементы, как правило, имеют форму цилиндров, на основания которых нанесены электроды, поэтому удобно выбрать цилиндрическую систему координат (z, r,  $\varphi$ ) (рис. 1). При этом, вследствие симметрии элемента (свойства не зависят от координаты  $\varphi$  и симметричны относительно плоскости, параллельной электродам и проходящей через центр (z =0)) можно ограничиться рассмотрением случая осевой симметрии (двухмерный случай). Кроме того, симметрия рассмат-

риваемой задачи позволяет провести анализ только для положительных значений координаты *z*, поскольку результаты для отрицательных значений *z* могут быть получены зеркальным отражением.

## Результаты и их обсуждение

Вид электродов терморезисторов, исследованных в настоящей работе, приведен на рис. 2. В классическом случае электрод полностью покрывает основание керамического элемента. Модифицированный терморезистор имеет круглые электроды с радиусом MC меньшим радиуса MA основания керамического элемента. Обозначим h = AC.



**Рис. 2.** Вид электродов терморезисторов (*а* – классический вариант, *б* – модифицированный термистор).

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

В модифицированном варианте терморезистора за счет уменьшения площади электродов позистора в приэлектродных областях плотность электрического тока выше. Теплогенерация в приэлектродных областях керамического элемента в процессе разогрева увеличивается. Вследствие этого характер температурных полей изменяется, а максимальный перепад температур по толщине снижается более чем на 10 °C ( $\Delta T \sim 60$  °C) при *h* = 200 мкм (рис. 36). Это приводит к снижению максимальных напряжений в центре боковой поверхности на 20%.



Рис. 3. Распределение температуры *T* в терморезисторе в момент времени *t* = 0.195 с после приложения напряжения (*a* − классический вариант, *б* − модифицированный термистор), цифры у изотерм − значения *T*(°C), *R*<sub>д</sub> = 90 Ом.

Распределение термоупругих напряжений (компоненты тензора напряжений  $\tau_z$ ) для двух типов терморезисторов (для моментов времени, когда величины  $\tau_z$  максимальны) приведены на рис. 4. Из рисунка видно, что в модифицированных терморезисторах растягивающие напряжения существенно снижаются. Температурным рельефом и соответственно термоупругими напряжениями можно эффективно управлять за счет изменения радиуса электрода.

Величина максимальных растягивающих напряжений зависит от параметра h и начинает заметно уменьшаться при h > 100 мкм по сравнению с терморезисторами стандартной формы. При дальнейшем уменьшении радиуса электрода растягивающие напряжения в центре боковой поверхности уменьшаются (в несколько раз). Однако при этом может существенно измениться характер переключения позистора, особенно при малых значениях балластного сопротивления. В режиме короткого замыкания (без добавочного сопротивления) величина тока протекающего через позистор может достигать 16А. При этом неоднородности температурного поля непосредственно в приэлектродных областях значительно возрастают, поскольку данная область керамического материала первой достигает температуры  $T_{\rm C}$ . Это приводит к возникновению больших напряжений (более 50 МПа), способных инициировать зарождение и распространение трещин в области электродов.



**Рис. 4.** Распределение температурных напряжений  $\tau_z$  в терморезисторе в момент времени *t* = 0.195 с после приложения напряжения (*a* – классический вариант, *б* – модифицированный термистор), цифры у линий – значения  $\tau_z$  (МПа),  $R_{\rm q}$  = 90 Ом.

Отметим, что в каждом конкретном случае (номинал терморезистора, величина нагрузочного сопротивления, условия теплообмена и т.д.) возможно оптимизировать размер электрода терморезистора, обеспечивающий снижение напряжений до значений ниже критических (< 50 МПа). Необходимо подчеркнуть, что в производстве сегнетоэлектрических керамических изделий (конденсаторов, пьезоэлектрических элементов) рассматриваемый технологический прием применяется для повышения пробивного напряжения и устранения краевых эффектов. Однако для снижения температурных напряжений в низкоомных полупроводниковых ПТКС терморезисторов предложенный принцип не рассматривался.

#### Заключение

Численными методами изучены температурные напряжения в ПТКС-термисторах на основе полупроводниковой керамики титаната бария при воздействии токовых нагрузок. Показано, что путем изменения конфигурации (диаметра) электродов терморезисторов можно эффективно корректировать рельеф теплового поля, добиваться значительного снижения температурных напряжений (более 20%) и повышения устойчивости к электрическим нагрузкам по сравнению с терморезисторами классической формы. Эффективность предложенного метода подтверждена экспериментально.

- 1. И.Т. Шефтель. Терморезисторы .- М.: «Наука», 1973.
- 2. B. Huybrechts, K. Ishizaki, M. Takata. J. Mater. Sci. 1995. V. 30. P. 2463–2474.
- 3. W. Heywang. J. Mater. Sci. 1971. Vol. 6. P. 1214-1226.
- 4. C. Dewitte, R. Elst, F. Delannay. J. European Ceramic Society. 1994. Vol. 14. P. 481-492.
- 5. V.N. Shut, S.R. Syrtsov, E.L. Gavrilenko, A.V. Gavrilov. Science of materials. 2005. № 2. P. 12–16.
- 6. В.Н. Шут, А.В. Гаврилов. ИФЖ. 2008. Т. 81, № 3. С. 596-601.
- 7. P. Supancic. J. Europ. Ceram. Society. 20 (2000). P. 2009-2024.
- 8. P. Moetakef, Z.A. Nemati. Materials Science and Engineering. B 133 (2006). P. 157–166.
- 9. J.M Blamey, T.V. Parry. J. Mater. Sci. 1993. Vol. 28. P. 4311–4316.
- 10. J.M Blamey, T.V. Parry. J. Mater. Sci. 1993. Vol. 28. P. 4317-4324.
- 11. S.W. Freiman, R.C. Pohanka. J. Am. Ceram. Soc. 1989. V. 72, № 12. P. 2258–2263.
- 12. В.Н. Шут, А.В. Гаврилов. ИФЖ. 2009. Т. 82, № 5. С. 981–983.
- 13. V.N. Shut, A.V. Gavrilov. Technical Physics. 2008. Vol. 53, № 11. P. 1508–1512.
- 14. А. Н. Павлов, И. П. Раевский. ЖТФ. 1997. Т. 67, № 12. С. 21–25.

# ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ С ПОСЛОЙНО-ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Шут В.Н.<sup>1,2</sup>, Мозжаров С.Е.<sup>2</sup>, Кашевич И.Ф.<sup>1</sup>

1) Витебский государственный университет им. П.М. Машерова, Витебск 2)ИТА НАН Беларуси, Витебск

## Введение

С конца 80 годов прошлого столетия начало быстро развиваться новое направление в физике полярных диэлектриков – создание и исследование монокристаллов, свойства которых периодически изменяются по объему образца. На основе таких кристаллов возможно создание ряда новых акустических, электроакустических, оптических и оптоэлектронных устройств, обладающих уникальными характеристиками (перестраиваемых акустических резонаторов, дифракционных решеток, оптических переключателей, диодов, элементов линий оптоволоконной связи, оптических квантовых генераторов и т.п.) [1–5].

Существуют разные способы получения периодических структур в кристаллах. Один из них – формирование периодических структур непосредственно в процессе роста кристалла. В этом случае, формирование послойно-периодической структуры можно осуществить путем: периодического изменения условий кристаллизации, влияющих на захват примеси растущим кристаллом; создания послойного распределения плотности в объёме кристаллизуемой среды за счет возбуждения в ней стоячей ультразвуковой волны; последовательного наращивания слоев измененного состава при поочередном погружении кристалла в жидкие среды различного состава. Достоинством последнего способа является возможность получения периодических структур с достаточно резкими изменениями состава в соседних слоях и возможность варьирования толщинами слоев в широких пределах.

Большинство работ, раскрывающих методы получения и потенциальные возможности кристаллов с послойно-периодической структурой, относятся к исследованию высокотемпературных соединений, выращиваемых из расплавов. [6–14]. В то же время, достаточно широкое применение находят кристаллы, выращиваемые из растворов. Например, монокристаллы KDP и TGS, которые, благодаря своим уникальным свойствам, могут конкурировать с кристаллами, выращенными из расплавов. В настоящей работе приводятся результаты экспериментов по выращиванию из растворов кристаллов с послойнопериодической структурой.

#### Методика эксперимента и результаты

Поскольку кристаллизаторы для выращивания кристаллов с послойно периодической структурой промышленностью не выпускаются, нами был разработана и изготовлена оригинальная кристаллизационная аппаратура [15]. Как уже отмечалось, последовательное наращивание слоев измененного состава путем поочередного погружения кристалла в жидкие среды различного состава обладает определенными преимуществами, поэтому указанный принцип был положен в основу разработанной аппаратуры. Схема кристаллизатора, приведена на рисунке 1.

Он состоит из кристаллизационной ёмкости (1), разделенный перегородками (2) на четыре секции, и механизма переноса кристалла (5). Предусмотрено перемешивание раствора с помощью мешалок (3). Микроконтроллерная система автоматизации (6) обеспечивает управление мешалками, создавая оптимальные гидродинамические условия для выращивания качественных монокристаллов. Эта же система управляет погружением кристаллодержателя с прикрепленным к нему кристаллом в раствор и перемещением кристаллодержателя по кругу в горизонтальной плоскости, а также обеспечивает изменение температуры в термостате (4) по определенному алгоритму. В секции кристаллизационного сосуда заливаются растворы различного состава, причем секции (1.a) и (1.d) заполнены кристаллизующейся жидкостью одного состава, а (1.b) и (1.c) другого. Для лучшего термостатирования кристаллизатор помещался во внешний воздушный термостат, устраняющий колебания температуры окружающей среды. Двойное термостатирование позволяет поддерживать температуру раствора с точностью  $\pm 0.05^{\circ}$ С.



Рис. 1. Схема устройства для выращивания кристаллов

Механизм для перемещения кристаллодержателя (рис. 2) содержит два программноуправляемых электродвигателя (1,2). Двигатель (1), посредством системы винт-гайка перемещает шток (3), который, упираясь в одно плечо рычага (4), обеспечивает подъём и опускание шарнирно закрепленного на другом конце рычага кристаллодержателя (5) с кристаллом (6). Двигатель (2) вращает корпус (7) в котором закреплен рычаг (4) и тем самым осуществляет поворот кристаллодержателя.

В качестве модельного объекта для получения периодической кристаллической структуры был выбран TGS (триглицинсульфат). Аргументом в пользу этого послужило то, что крупные, совершенные, хорошо ограненные кристаллы TGS достаточно легко вырастить из водных растворов при относительно низких температурах (20–60 °C). TGS является классическим сегнетоэлектриком с точкой Кюри 49°C. При температурах ниже точки Кюри номинально «чистые» кристаллы TGS обладают полидоменной структурой с той или иной степенью униполярности в зависимости от условий выращивания. Легирование кристаллов примесями приводит к полной или частичной монодоменизации образцов.

Слоистую структуру получали путем последовательного наращивания кристаллических слоев – один номинально чистый, а другой с примесью трехвалентных ионов хрома (0.3 mol% в растворе). Рост кристаллов проводился в секциях 1.*a* и 1.*c* (рис.1) при температурах 32–33 °C. (Секции 1.*b* и 1.*d* служат для промывки кристалла.) Рост велся на затравки TGS, изготовленные в виде стержней толщиной 3 мм и ориентированные вдоль оси <001>.



Рис. 2. Схема механизма для перемещения кристаллодержателя

Изменение периода роста проводилось либо изменением времени выдержки в растворах (аппаратура позволяет устанавливать время выдержки в каждом растворе по отдельности), либо изменением скорости роста кристалла.

Выращивание образцов монокристаллов TGS начиналось с регенерации затравки в номинально чистом растворе. Затравка погружалась в раствор перегретый на 1°С выше температуры его насыщения, затем температура понижалась до температуры роста. После полного огранения, включалась система перемещения кристалла и начиналось формирование послойно-периодической структуры.

Скорость роста кристалла зависит как от пересыщения, так и от

химического состава раствора. На рисунке 3 показан скол кристалла, выращенного в растворах с одинаковой температурой насыщения. Время наращивания слоя в растворе с примесью составляло – 2,5 часа, в номинально чистом растворе 1,5. Скорость роста кристалла по грани <110> в растворе с примесью составила примерно 0,5 мкм/мин, в чистом растворе ~ 2 мкм/мин.



Рис. 3. Скол кристалла выращенного при одинаковом пересыщении и разном времени выдержки в растворе



Рис. 4. Кристалл выращенный при разном пересыщении и разном времени выдержки

Выращивание при разном пересыщении (0.2 градуса для чистого раствора и 1.6 градуса – для раствора с примесью) дало следующие результаты. Скорость роста по грани <110> в обоих растворах составила ~ 1.7 мкм/мин. (Время однократной выдержки в растворах было одинаковым).

На рисунке 4 показан кристалл, выращенный при разном пересыщении (0.5 градуса для чистого раствора и 1.8 градуса – для раствора с примесью) ростовых растворов. Скорость роста по грани <110> для раствора с примесью – 1.8 мкм/мин, для номинально чис-

того раствора – 1.2 мкм/мин. За счет увеличения времени роста в растворе с примесью удалось значительно увеличить ширину полосы, содержащей примесь.

Таким образом, период кристаллических структур можно изменять, меняя температуру насыщения исходных растворов или время наращивания слоев. В данной работе нами не ставилась задача получить структуры с малым периодом. Время однократной выдержки в растворах было выбрано достаточно большим, для того, что бы получить периодические структуры хорошо различимые даже визуально. Что бы получить периодические структуры с периодом порядка 10 мкм нужно уменьшать пересыщение и уменьшать время выдержки в растворах.

Эксперименты, проведенные нами с растворами, содержащими примесь трехвалентных ионов хрома, показали, что с уменьшением пересыщения уменьшается коэффициент вхождения примеси в кристалл, поэтому существует ограничение по минимальной скорости роста. Наблюдение за конвекционными потоками показало, что от кристалла помещенного в раствор идут концентрационные потоки предыдущего раствора переносимого в виде капли на кристалле. Время выравнивания концентраций составляет ~ 10 сек. Таким образом, для нашей установки минимальное время выдержки в растворах (с учетом перебросов) 30 сек, что при оптимальной скорости роста позволит получить структуры с микронным периодом.

#### Заключение

Разработана технология для выращивания монокристаллов с послойно периодической структурой из водных растворов. Метод основан на послойном наращивания слоев с различным содержанием примеси. Выращены монокристаллы TGS с послойно периодической структурой.

- 1. Коханчик Л.С., Иржак Д.В. Физика твердого тела, 2010, том 52, вып. 2 с. 285-289
- 2. Зеленовский П.С., Шур В.Я., Кузнецов Д.К., Мингалиев Е.А., Fontana M., Bourson P. Физика твердого тела, 2011, том 53, вып. 1 с. 106-109
- 3. Батанова Н.Л., Голенищев-Кутузов А.В., Голенищев-Кутузов В.А., Каллимулин Р.И., Усачев А.Е. Письма в ЖТФ,2009, т.35, вып.4, с. 1-5
- 4. Голенищев-Кутузов А.В., Голенищев-Кутузов В.А., Каллимулин Р.И., Потапов А.А. Письма в ЖТФ, 2012, т.38, вып.18, с. 1-6
- 5. Аракчеева Е.М., Танклевская Е.М., Нестеров С.И., Максимов С.М., Гуревич С.А., Seekamp J., Sotomayor Tores. Журнал технической физики, 2005, том 75, вып.. 8 с. 80-84
- 6. Евланова Н.Ф., Наумова И.И., Чаплина Т.О. и др. Периодическая доменная структура в кристаллах LiNbO<sub>3</sub>: Y, выращиваемых методом Чохральского // ФТТ. 2000. Т. 42. № 9. С. 1678.
- 7. Палатников М.Н., Щербина О.Б., Казаков А.А. Неорганические материалы, 2008, Т. 44, № 3. С. 360-365
- 8. Щербина О.Б., Палатников М.Н., Бирюкова И.В., Сидоров Н.В., Калинников В.Т. Вестник Кольского Научного центра РАН. 2010 № 3 С. 40-47
- 9. Коканян Э.П. Доклады НАН Армении, Физика . -2009. Т.109 № 2 С.176-182
- 10. Nai-ben Ming, Jing-fen Hong, Duan Feng. Journal of materials science.- 1982.- N17.- P.1663-1670.
- 11. Блистанов А.А., Данилов А.А., Родионов Д.А. и др. Квантовая электроника.- 1986.- №12. С. 2536- 2538..
- 12. Wang W., Ql M. Journal of crystal growth. 1986.- V. 79. P. 758 763.
- 13. Duan F., Nai-Ben M., Jing-Fen H., Wen-Shan W. Ferroelectrics. 1989. V. 91. P. 9 19.
- 14. Наумова, И. И. Кристаллография. 1994. Т. 39. №6. С. 1119-1122.
- 15. Мозжаров С.Е., Шут В. Н., Кашевич И. Ф. Устройство для выращивания кристаллов/ Патент РБ №6573, МПК (2009) С 30В 7/00 С 30В 35/00, 2009.

## ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИКИ Ва<sub>1-x</sub>La<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub> С СУБМИКРОННЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Шут В.Н., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л., Ильющенко Д.А.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь. shut@vitebsk.by

## Введение

Титанат бария занимает особое место в группе перовскитных соединений состава ABO<sub>3</sub>, играющих важную роль в современной электронике и электротехнике (конденсаторы, техника CBЧ и т. д.). На его основе может быть образовано большое количество твердых растворов с высокими электрофизическими и сегнетоэлектрическими характеристиками. Поэтому наряду с постоянным совершенствованием технологии изготовления керамических материалов, важным направлением модификации электрофизических характеристик рассматриваемых систем является их легирование различными изо- и гетеровалентными добавками по А- и В-позициям (как раздельное, так и совместное) [1, 2].

Среди легирующих добавок наиболее эффективными являются редкоземельные элементы. Установлено, что внедрение в решетку BaTiO<sub>3</sub> гетеровалентных катионов в А- и Впозиции вызывает существенное изменение его электрофизических характеристик (диэлектрической проницаемости є, температуры сегнетоэлектрического фазового перехода  $T_c$  и других). Наиболее значительные практические результаты ( $\varepsilon = 25 \cdot 10^3$  при удовлетворительном уровне диэлектрических потерь и другие) были достигнуты при легировании керамики BaTiO<sub>3</sub> трехвалентными ионами лантана [3, 4]. Снижение температуры фазового перехода сегнетоэлектрик-параэлектрик составляет при этом рекордное значение (~24 °C/ar%) по сравнению с другими типами добавок.

Необходимость получения высокой емкости в малых объемах вызывает потребность в изготовлении поликристаллических сегнетоэлектрических слоев толщиной ~1 мкм с высокой диэлектрической восприимчивостью. Так как по толщине слоя должно укладываться, по крайней мере, несколько зерен, то создание таких структур возможно лишь при использовании керамики с субмикронным размером зерна [5]. В то же время надежно установлено, что диэлектрическая проницаемость в «обычной» керамике на основе BaTiO<sub>3</sub> возрастает с уменьшением размера зерна и достигает своего максимального значения ( $\varepsilon = 10^4$ ) при  $d \approx 1$  мкм, а при дальнейшем уменьшении d резко снижается [6, 7]. Несовместимость двух указанных требований (высокая  $\varepsilon$  и малый размер зерна) является сдерживающим фактором, ограничивающим использование сегнетоэлектрических керамических материалов.

В связи с этим представляют несомненный интерес интенсивно развиваемые в последние годы методы, основанные на так называемых «умных» («smart») режимах термообработки [8, 9], которые позволяют эффективно регулировать процессы уплотнения образцов и роста зерен. Среди этих методов двухступенчатый синтез (two-step sintering) получил наибольшее распространение из-за своей относительной простоты и технологичности. Данный способ заключается в быстром подъеме температуры до максимального значения, последующего охлаждения и выдержке при температурах, при которых скорость роста зерен не значительна. Целью данной работы являлось исследование легированной лантаном керамики ВаTiO<sub>3</sub> с субмикронным размером зерна, полученной с использованием двухступенчатого метода термообработки.

### Методика изготовления образцов

В качестве исходных компонентов для приготовления образцов стехиометрического состава Ba<sub>1-x</sub>La<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub> были использованы:

- порошок титаната бария, полученный по методу Клабо [10].
- оксид титана марки TORK;
- лантана нитрат гексагидрат La(NO<sub>3</sub>)·6H<sub>2</sub>O марки XЧ ТУ 6-09-4676-83.

Порошки титаната бария и оксида титана смешивали сухим способом с использованием циркониевых мелющих тел. Лантан вводился в форме водного раствора. Для осаждения нитрата лантана в суспензию вводили углеаммонийную соль. Из полученного порошка прессовали заготовки диаметром 17.0 мм толщиной 1.15 мм на твердосплавных пресс-формах при удельном давлении 1200 кг/см<sup>2</sup>.

При спекании образцов использовался режим термообработки, представленный на рисунке 1. С целью получения мелкозернистой структуры проводился быстрый нагрев образцов (~500 °C/ч) до 1330 °C, затем температура снижалась до 1150 °C. Последующее спекание (в течение 5 ч) при данной температуре приводило к уплотнению образцов без существенного роста зерен. Конечная плотность керамики находилась на уровне 92 % от теоретической.



Рис. 1. Температурный режим спекания керамических образцов

#### Результаты и их обсуждение

Микроструктура образцов  $Ba_{1-x}La_xTiO_3$  приведена на рисунке 2. Видно, что данный режим термообработки позволяет затормозить рост микроструктуры и удерживать размер зерна для состава *x*=0.025 в пределах 200–400 нм (средний размер зерна *d*≈300 нм). Керамика с содержанием лантана *x*=0.05 характеризуется большим размером зерен 300–700 нм.



**Рис. 2.** Микроструктура керамики  $Ba_{1-x}La_xTiO_3$ : *a*) x = 0.025, *б*) x = 0.05

Отметим, что параметры микроструктуры в значительной мере влияют на диэлектрические характеристики соединений на основе титаната бария. Обычно при уменьшении среднего размера зерен сегнетоэлектрические свойства материалов подавляются, что проявляется в уменьшении  $\varepsilon_{max}$ . Это объясняется размытием фазового перехода, размерными эффектами и возникновением значительных внутренних напряжений [11, 12]. Так в работе [3] отмечается, что для керамики титаната бария, легированной La, с размером зерна <1 мкм характерно понижение величины диэлектрической проницаемости (до  $\varepsilon \approx 10^3$ ).

Температурные зависимости  $\varepsilon(T)$  для образцов с различным содержанием La, полученных по двухступенчатому методу, приведены на рис. 3. Температура фазового перехода уменьшалась с ростом концентрации лантана со скоростью ~25 °C/ат%, что несколько превышает литературные данные. Это превышение обусловлено внутренними напряжениями, приводящими к дополнительному сдвигу  $T_c$  в мелкокристаллических перовскитных структурах. Однако полученные нами результаты (по величине диэлектрической проницаемости) находятся в определенном противоречии со стандартным поведением диэлектрических характеристик сегнетокерамики. Несмотря на малый размер зерна, величина  $\varepsilon$  изготовленных образцов имеет повышенное значение по сравнению с крупнозернистыми материалами, спеченными по стандартной технологии (с размером >1 мкм).



**Рис. 3.** Температурные зависимости  $\varepsilon(T)$  для образцов с различным содержанием La

Причиной такого поведения, возможно, является то обстоятельство, что одновременно с проявлением в системе сегнетоэлектрической неустойчивости, в  $Ba_{1-x}La_xTiO_3$  проявляются эффекты, характерные для нанокерамик с «гигантской» диэлектрической проницаемостью (CaCu<sub>3</sub>Ti<sub>4</sub>O<sub>12</sub> и других), связанные с процессами зарядовой релаксации на межфазных границах. Об этом, в частности, свидетельствуют результаты работы [13], в которой в керамике  $Ba_{0.95}La_{0.05}TiO_3$  с размером зерна d=0.1-0.3 мкм обнаружено аномально высокое значение  $\varepsilon = 10^5 - 10^6$  в интервале от -100 до +150 °C, что ни в коей мере не может быть вызвано наличием в системе только сегнетоэлектрического фазового перехода. Физическая причина такого поведения керамики в настоящее время до конца не понята.

Диэлектрические потери (tg $\delta$ ) в материалах с гигантской диэлектрической проницаемости достигают значений ~0.7–0.9 [13], что ограничивает их практической применение. В нашем случае диэлектрические потери находились на удовлетворительном уровне (tg $\delta$ ~0.05–0.1).

## Заключение

С использованием двухступенчатого метода термообработки получена керамика титаната бария Ва<sub>1-x</sub>La<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub> (с x = 0.025, 0.05) с субмикронным размером зерна. Размер зерна составлял 200–400 нм (при x = 0.025) и 300–700 нм (при x = 0.05) соответственно. Температура фазового перехода уменьшалась с ростом концентрации лантана со скоростью ~25 °C/ат%. Несмотря на малый размер зерна, величина диэлектрической проницаемости изготовленных образцов имеет повышенное значение ( $\varepsilon_{max} \approx 17000$  для x=0.025 и  $\varepsilon_{max} \approx 32000$ для x=0.05) по сравнению с крупнозернистыми материалами, спеченными по стандартной технологии (с размером зерна >1 мкм). Диэлектрические потери находились на удовлетворительном уровне (tg $\delta$ ~0.05–0.1).

- Lu, D.-Y. High-permittivity double rare-earth-doped barium titanate ceramics with diffuse phase transition / D.-Y. Lu, M. Toda, M. Sugano // J. Am. Ceram. Soc. – 2006. – V. 89, N 10. – P. 3112– 3123.
- 2. Шут, В.Н. Градиентная керамика на основе твердых растворов Ва<sub>1-х</sub>Sr<sub>x</sub>TiO<sub>3</sub> / В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, В.Л. Трубловский, Б.А. Струков // Неорганические материалы. 2011. Т. 47, № 1. С. 94–100.
- 3. Vijatović, M.M. Properties of lanthanum doped BaTiO<sub>3</sub> produced from nanopowders / M.M. Vijatović, B.D. Stojanović, J.D. Bobić, T. Ramoska, P. Bowen // Ceram. Internat. 2010. V. 36, N 6. P. 1817–1824.
- 4. Morrison, F.D. Electrical and structural characteristics of lanthanum-doped barium titanate ceramics / F.D. Morrison, D.C. Sinclair, A.R. West // J. Appl. Phys. 1999. V. 86, N 11. P. 6355–6366.
- Fujii, I. Effect of grain size on dielectric nonlinearity in model BaTiO<sub>3</sub>-based multilayer ceramic capacitors / I. Fujii, S. Trolier-McKinstry, C. Nies // J. Am. Ceram. Soc. – 2011. – V. 94, N 1. – P. 194–199.
- Buscaglia, M.T. High dielectric constant and frozen macroscopic polarization in dense nanocrystalline BaTiO<sub>3</sub> ceramics / M.T. Buscaglia, M. Viviani, V. Buscaglia, L. Mitoseriu, A. Testino, P. Nanni, Z. Zhao, M. Nygren, C. Harnagea, D. Piazza, C. Galassi // Phys. Rev. B. – 2006. – V. 73, N 6. – P. 064114–064123.
- Fujii, I. Grain size effect on the dielectric nonlinearity of BaTiO<sub>3</sub> ceramics / I. Fujii, M. Ugorek, S. Trolier-McKinstry // J. Appl. Phys. 2010. V. 107, N 10. P.104116–104116-6.
- Polotai, A. A novel approach to sintering nanocrystalline barium titanate ceramics / A. Polotai, K. Breece, E. Dickey, C. Randall, A. Ragulya // J. Am. Ceram. Soc. 2005. V. 88, N 11. P. 3008–3012.
- 9. Chen, I.-W. Sintering dense nanocrystalline ceramics without final-stage grain growth / I.-W. Chen, X.-H. Wang // Nature. 2000. V. 404. P. 168–171.
- 10. Шут, В.Н. Характеристики порошков титаната бария, полученных методами химического осаждения / В.Н. Шут, С.В. Костомаров. // Материалы, технологии, инструменты. 2011. Т. 16, №4. –С. 35–40.
- 11. Lee, T. Hierarchical structure-ferroelectricity relationships of barium titanate particles / T. Lee, I.A. Aksay, //Crystal Growth and Design. 2001. V. 1, N 5. P. 401–419.
- Shut V.N., Compositionally graded BST ceramics prepared by tape casting / V.N. Shut, S.R. Syrtsov, V.L. Trublovsky, A.D. Poleyko, S.V. Kostomarov, L.P. Mastyko // Ferroelectrics. – 2009. – V. 386, N 1. – P. 125–132.
- 13. Valdez-Nava, Z. Colossal dielectric permittivity of BaTiO<sub>3</sub>-based nanocrystalline ceramics sintered by spark plasma sintering / Z. Valdez-Nava, S. Guillemet-Fritsch, C. Tenailleau, T. Lebey, B. Durand, J.-Y. Chane-Ching // J. Electroceram. 2009. V. 22, N 1–3. P. 238–244.

# ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, МЕДИ, АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

## Гладковский С.В., Бородин Е.М., Каманцев И.С., Смирнова С.В.

## Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия gsv@imach.uran.ru

Техническое применение в изделиях и элементах конструкций перспективных металлических слоистых композиционных материалов (МСКМ), обладающих уникальным сочетанием повышенных физико-механических и функциональных свойств, в значительной мере ограничивается отсутствием систематизированных данных по механическим свойствам и характеристикам сопротивления разрушению при различных видах нагружения.

В связи с этим в работе были проведены испытания на растяжение, ударный изгиб, динамическую и циклическую трещиностойкость полученных сваркой взрывом, давлением и накопительной пакетной прокаткой слоистых композиционных материалов (от 3 до 49 слоев) из разнородных металлов и сплавов (низкоуглеродистые стали 20, 08кп, 09ГС, 006/IF 12X18H10T, медь М1, алюминий и его сплавы), включая композиты с порошковыми прослойками карбида бора различной дисперсности.

Результаты ударных испытаний МСКМ на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542M показали, что в зависимости от ориентации линии надреза относительно плоскости соединения слоев (по «тормозящему» или «разветвляющему» типу) значения КСV различаются в 2,5–3,5 раза. Значения работы распространения трещины ( $A_p$ ) слоистых композитов существенно превышают работу зарождения трещины ( $A_3$ ). Установлено, что пластифицирующее действие тонких прослоек алюминиевого сплава и диссипация энергии разрушения при отклонении фронта трещины на межслойных границах способствуют сохранению вплоть до температуры жидкого азота высокого запаса ударной вязкости (KCV > 1,72 МДж/м<sup>2</sup>) и динамической трещиностойкости ( $J_{1d} =$ 0,48 МДж/м<sup>2</sup>) 11-слойного композита «Сталь 09Г2С-сплав АМц». Разрушение данного композита при ударных испытаниях может произойти полностью, как в случае ориентации надреза вдоль слоев или частично (от 3 до 7 слоев) в случае ориентации надреза поперек слоев.

Фрактографический анализ изломов МСКМ на основе низкоуглеродистых сталей и алюминия АД0 позволил выявить основные механизмы их разрушения при механических испытаниях. Зарождение трещин происходит на границах стальных и алюминиевых слоев, но при этом не наблюдается расслоения вдоль границ. Излом стальных слоев имеет типичный вязкий ямочный вид. Установлено, что при комнатной температуре слои стали 09Г2С в ударном образце 11-слойного композита «09Г2С–АМЦ» разрушаются вязко. При температуре жидкого азота стальные слои разрушаются хрупко по квазискольному механизму, а слои сплава АМц и в низкотемпературной области сохраняют вязкий ямочный механизм разрушения.

Работа выполнена при частичной поддержке Гранта РФФИ-Урал (проект № 10-02-96041) и Программы Президиума РАН № 25 «Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике».

# РЕЗЕРВЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР

Гладковский С.В.<sup>1</sup>, Бородин Е.М.<sup>1</sup>, Слепцов О.И.<sup>2</sup>, Голиков Н.И.<sup>2</sup>, Каманцев И.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, <sup>2</sup>Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия gsv@imach.uran.ru

Известно, что широко используемые в сварных конструкциях малоуглеродистые низколегированные стали при пониженных температурах проявляют склонность к хрупкому разрушению и обладают выраженным порогом хладноломкости. Поэтому для обеспечения надежности и безопасности сварных металлоконструкций, эксплуатирующихся в условиях Крайнего Севера, необходимо определять температурные зависимости комплекса механических характеристик различных зон металла сварных соединений. Для оценки склонности сталей для сварных конструкций к хрупкому разрушению традиционно используются испытания на ударную вязкостью. Однако данные испытания являются недостаточно информативными по сравнению с испытаниями по программам механики разрушения, так как они не позволяют прогнозировать конструкционную прочность материалов при низких температурах с учетом возможности образования в сварных конструкциях дефектов в виде усталостных трещин.

В связи с этим в настоящей работе для ряда малоуглеродистых сталей (СтЗсп, 09Г2С, 12Г2С, 17Г1С, 15ХСНД, 10ХНДП, 12ГН2МФ) были изучены как стандартные механические свойства ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ , KCV), так и характеристики трещиностойкости в условиях статического, динамического и циклического нагружения. Образцы вырезались из основного металла, зоны термического влияния (ЗТВ) и непосредственно из зоны сварного шва. Испытания на растяжение и статическую трещиностойкость проводились на машине Instron-8801, а ударные испытания – на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542M. Для определения циклической трещиностойкости использовался резонансный пульсатор Mikrotron (RUMUL).

На примере образцов основного металла магистральных газопроводов показано, что при отсутствии коррозионно-механических повреждений и значительных перепадов давления в условиях длительной смены климатических температур (сталь 17Г1С), а также после 15-летней выдержки под давлением 150 атм. при комнатной температуре (сталь 09Г2С) изученные стали сохраняют исходный тип микроструктуры, механические свойства и характеризуется высокоэнергоемким вязким ямочным механизмом разрушения.

Сравнительные испытания сталей на статическую трещиностойкость в интервале температур 20...-196°С показали, что стали 10ХНДП, 12ГН2МФ по сравнению со сталью 17Г1С обладают более высокими значениями параметров статической трещиностойкости при температурах ниже –20 °С.

Использование методики инструментированных ударных испытаний наряду с определением ударной вязкости (KCV) позволило разделить общую работу разрушения на ее составляющие – работу зарождения и распространения трещины, а также оценить значения параметров динамической трещиностойкости ( $J_{1d}$  и  $K_{cd}$ ). Сопоставление диаграмм ударного нагружения изученных малоуглеродистых сталей с результатами фрактографического анализа различных участков поверхности разрушения позволило проследить стадийность процесса разрушения в условиях динамического нагружения. Проведенные испытания показали, что значения ударной вязкости стали 12Г2С при 20 и -40°С могут почти в 3 раза снижаться при переходе от основного металла к металлу сварного шву. Однако согласно данным, полученным на близкой по составу стали 09Г2С, за счет использования улучшенной технологии сварки различие в значения KCV основного металла и сварного шва становится менее значительным и составляет примерно 1,4 раза.

Циклические испытания стали 12Г2С позволили выявить существенное различие в скорости роста усталостной трещины и в строении изломов в зоне ее стабильного роста для основного металла, ЗТВ и сварного шва.

Анализ полученных результатов показал, что резерв конструкционной прочности изученных сталей для сварных конструкций, эксплуатирующихся в условиях низких климатических температур, может быть в полной мере реализован путем оптимального легирования сталей, диспергирования структуры за счет применения методов деформационнотермической обработки и адаптивных импульсных технологических процессов сварки, а также использования дополнительной низкочастотной поверхностной ударной обработки сварных соединений.

Работа выполнена при частичной поддержке Программы Президиума РАН № 25 и в рамках интеграционного проекта № 12-С-1-1030 ИМАШ УрО РАН и ИФТПС СО РАН

# СТАТИЧЕСКАЯ И ДИНАМИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МЕТЕОРИТНОГО СПЛАВА Fe-17%Ni

# Гроховский В.И.<sup>1</sup>, Гладковский С.В.<sup>1,2</sup>

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, <sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия grokh47@mail.ru

Известно, что характер разрушения при соударении тел в космическом пространстве, метеорных тел в земной атмосфере или при ударе о поверхность Земли определяется, прежде всего, его прочностными характеристиками [1]. Однако к настоящему времени в научной литературе данные о механических свойствах железных метеоритов, в особенности, в условиях ударного нагружения весьма ограничены [2,3], а изучение характеристик статической и динамической трещиностокости метеоритного вещества с позиций механики разрушения практически не проводились.

В связи с этим в настоящей на работе на образцах, вырезанных из фрагмента метеорита Чинге (Fe–17%Ni), наряду со стандартными механическими свойствами при испытаниях на растяжение и ударный изгиб впервые определялись характеристики статической и динамической трещиностойкости. Создание на образцах концентратора напряжений в виде усталостной трещины осуществлялось на пульсаторе Mikrotron, испытания на растяжение и статическую трещиностойкость проводились на машине Instron-8801, а ударные испытания – на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542M.

Установлено, что материал атаксита Чинге при комнатной температуре характеризуется повышенным комплексом прочностных и пластических свойств ( $\sigma_{0,2}$ = 827 МПа,  $\sigma_{\rm B}$  = 855 МПа,  $\delta = 11\%$ ,  $\psi = 40\%$ ) при высоком сопротивлении хрупкому разрушению в условиях статического ( $K_{\rm c}$ \*=81,1 МПа м<sup>1/2</sup>) и динамического нагружения ( $K_{\rm cd}$ =124,0 МПа·м<sup>1/2</sup>). Полученные значения соответствуют уровню механических характеристик малоуглеродистых низколегированных сталей. Проведение ударных испытаний в интервале T = 20...-196°С позволило выявить эффект резкого падения значений ударной вязкости материала метеорита в области температур –20...–40°С. Установлено, что понижение температуры испытаний вызывает снижение значений ударной вязкости КСV в 3,15 раза, в то время как показатели динамической трещиностойкости  $J_{1d}$  и  $K_{cd}$  уменьшаются менее значительно – в 1,3 и в 1,17 раза, соответственно. Это указывает на сохранение запаса вязких свойств материала метеорита в низкотемпературной области при наличии в нем дефектов в виде трещин.

Методом микрофрактографического анализа определены основные механизмы роста трещины метеоритного материала в условиях статического циклического и динамического нагружения. В зоне циклического роста трещины наблюдается характерный для усталостного разрушения бороздчатый рельеф. В зоне долома при статических и ударных испытаниях наблюдаются элементы чашечного (ямочного) рельефа, что свидетельствует о высокоэнергоемком вязком механизме разрушения образцов. С понижением температуры испытаний размер вязких ямок уменьшается, излом становится более неоднородным и на фоне снижения объемной доли вязких ямок в изломе увеличивается содержание участков хрупкого (квазискольного) разрушения.

Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ-«Урал» № 10-05-96047 и ФПЦ «Кадры» (государственные контракты № П1154 и № 14.740.11.1006).

#### Список литературы

- 1. Катастрофические воздействия космических тел. / Под ред. В.В. Адушкина и И.В. Немчинова. Институт динамики геосфер РАН.-М.:ИКЦ «Академкнига», 2005.- 310 с.
- 2. Petrovic J.J. Review Mechanical properties of meteorites and their constituents / J.J. Petrovic// Journal of material science. 2001. № 36. P. 1579–1583.
- 3. Kimberley J. and Rames K.T. 2011. Meteoritics & Planetary Science 46:1653–1669.

## КОСОУГОЛЬНОЕ ШЛИФОВАНИЕ АЛЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

## Яркович В.М.

БНТУ НИЧ, Минск, Республика Беларусь, <u>Yarkovich-v@tut.by</u>

Развитие техники в связи с повышением требований к качеству изготовления деталей и снижению их массы привело к росту точных деталей изготавливаемых из алюминиевых сплавов.

Одним из методов позволяющих получить точные поверхности является косоугольное шлифование. К косоугольному шлифованию отнесем способы обработки периферией шлифовального круга, для которых характерно наличие значительных углов между плоскостью вращения круга и вектором результирующей подачи. В соответствии со способом получения этого угла мы различаем два способа косоугольного шлифования – способ косоугольного шлифования «Развернутым кругом» и способ косоугольного шлифования «Косой строкой». При первом способе, угол между вектором подачи детали и плоскостью круга получают путем разворота круга вокруг нормали к поверхности, проходящем через точку контакта; при втором, угол получают путем сочетания продольной и поперечной подач.

На рисунке показана зависимость (1) относительного расхода абразива шлифовального круга от угла разворота при шлифовании алюминиевого сплава Д16Т. Применялась СОЖ на водной основе.



При углах в 10 градусов наблюдаем небольшое снижение расхода, что вызвано облегчением процесса резания и снижением сил резания. При дальнейшем увеличении угла разворота происходит заметное снижение толщины единичной стружки, увеличивается доля пластического деформирования поверхности, рост трения и соответственно рост расхода абразива.

На этом же графике представлена зависимость (2) показателя Ra от угла разворота круга, анализ которой свидетельствует о существенном снижении показателя Ra поверхности, при углах в 45 градусов до двух раз. Исследование показателей  $H_{\rm max}$  и  $H_{\rm min}$ от угла разворота показали аналогичную зависимость – показатели снижаются при росте угла разворота.

Эти зависимости объясняются не только ростом количества зерен проходящих через условный миллиметр ширины обрабатываемой поверхности, но и направленной пластической деформацией (выглаживанием) вершин микровыступов формируемой поверхности. Удаляемый металл подводится к режущему зерну под углом к плоскости его вращения, срезаемая стружка сходит с зерна под углом к этой плоскости, а образуемые по краям риски навалы несимметричны. То есть абразивные зерна круга вызывают направленное боковое течение металла поверхности. Это характерно не только для режущих зерен, но и для тех, которые при взаимодействии с металлом не формируются стружку, а лишь пластически деформируют его (так называемые скоблящие и трущие зерна). Как известно, процент режущих зерен не превышает 3–5%, остальные являются скоблящими и трущими. Поэтому боковое направленное течение металла является фактором, обеспечивающим снижение шероховатости поверхности.

Проведены исследования геометрических параметров зоны контакта единичного зерна с плоскостью. Установлено, что косоугольное шлифование позволяет управлять длинной контакта круга и детали, обеспечивает снижение толщины срезаемой условной стружки, характеризуется односторонним отклонением формируемой стружки от плоскости вращения круга

Таким образом, способ косоугольного шлифования позволяет снизить шероховатость поверхности управлять текстурой поверхности.

### Список литературы

1. А.С.№ 1449262 Способ электроабразивного шлифования

# ПОКРЫТИЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

## Сарасеко М.Н., Рубаник В.В., Лобанов В.Ю.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

## Введение

В промышленно развитых странах с целью решения экологических проблем вместо гальванических методов нанесения покрытий начинают использовать новейшие технологии нанесения покрытий методами термического и газодинамического напыления [1,2].

Одним из технологических решений проблемы экономии материалов, снижения энерго- и трудозатрат, является использование композиционных материалов и покрытий с повышенными прочностными характеристиками.

Газодинамические покрытия применяют при ремонте оборудования и упрочнении рабочих поверхностей новых деталей. Данный метод нанесения широко используется для формирования покрытий на металл.

В работе методом газодинамического напыления получены покрытия из композиционных порошков диэлектрик-металл на стальную подложку при разных режимах. Исследованы микромеханические свойства полученных покрытий.

Композиционные порошки диэлектрик-металл формировали плакированием керамических порошков различными металлами методом химического осаждения [3,4]. Покрытия из плакированных композиционных порошков получали методом газодинамического напыления (ГДН) на стальную подложку с помощью установки «Димет» при различных режимах напыления

#### Результаты и их обсуждение

Исследования зависимости коэффициента трения  $K_{\rm тp}$  от длины пути прохода сферического индентора по поверхности композиционных покрытий на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Ni, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Co, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Cu, полученных методом ГДН при температуре 300°С, показали, что покрытия из вышеперечисленных порошков, полученных методом ГДН в паре «сталь – покрытие» не изнашивается. В процессе испытаний на трение происходит износ контртела. Качество и свойства покрытий в значительной степени зависят от режимов напыления.

Проведенные микроструктурные исследования сформированных покрытий показали, что в покрытие содержит в своем составе как основу оксид алюминия, так и металлы, которыми плакировали  $Al_2O_3$ .

На рис.1 представлена структура и рельеф поверхности покрытия, полученного методом ГДН на основе порошка WC–Ni. Видно, что плакированные частицы при ГДН внедрились в стальную подложку на глубину 5–10 мкм, образуя сплошной с подложкой адгезионный слой. Покрытие представляет собой зернистую структуру, и как показывает микрорентгеноспектральный анализ, состоящую из частиц карбида вольфрама, соединенных между собой никелем. Толщина покрытия не превышает 10 мкм.

Результаты исследования микроструктуры покрытий, полученных методом ГДН на основе разработанных композиционных порошков WC–Cu, представлены на рис. 2.

Показано, что получено достаточно толстое, однородное покрытие. максимальная толщина которого достигает 356 мкм (рис. 2, б). По результатам микрорентгеноспектрального анализа покрытие представляет собой частицы WC, равномерно распределенные в матрице из меди [3].

Измерение микротвердости для полученных покрытий показали значение 225,0–256,8 кгс/мм<sup>2</sup>, что выше, чем у основы из стали..



**Рис. 1.** Микроструктура композиционного ГДН покрытия на основе WC – Ni на поперечном шлифе. *a*) x500; *б*) x 5000



**Рис. 2.** Микроструктура композиционного ГДН покрытия на основе WC – Cu, полученного при режиме «2», на поперечном шлифе. *a*) x 17; *б*) x 100; *в*) x 5000; *г*) x 10000;

Результаты исследования покрытий, полученных методом ГДН на основе разработанных композиционных порошков WC–Co, представлены на рис. 3.



Рис. 3. Микроструктура композиционного ГДН покрытия на основе WC–Co на поперечном шлифе. *a*) х 300; *б*) х 10000

В случае использования для нанесения покрытия порошка WC – Co, независимо от режимов ГДН, как такового покрытия не наблюдается – в поверхностных слоях подложек присутствуют отдельные частицы WC, следов присутствия кобальта практически не обнаружено. На этапе исследования плакированных кобальтом порошков карбида вольфрама было установлено, что плакирование Co затруднено и возможно только с подслоем меди.

## Выводы

Из полученных композиционных порошков методом газодинамического напыления сформированы покрытия на стальную подложку. Исследованы микромеханические свойства полученных покрытий. Выбраны режимы напыления. Показано, что покрытия из композиционных порошков на основе оксида алюминия, карбида кремния, плакированных никелем, медью обладают механическими свойствами присущими износостойким покрытиям.

- Дубровский, В. А. Восстановление деталей путевых машин электроконтактной наплавкой / В.А.Дубровский, В.В.Булычёв, В.Н.Хабаров / Путь и путевое хозяйство. -2001. - №2. - С. 13-15.
- 2. Хасуи, А. Наплавка и напыление / А.Хасуи, О.Моригаки М.: Машиностроение, 1985 240 с.
- 3. Хоперия Т.Н. Химическое никелирование неметаллических материалов.- М.: Металлургия, 1982. -144 с.
- 4. Вишенков С.А. Химические и электрохимические способы осаждения металлопокрытий. М.: Машиностроение, 1975. 312 с.

# ОСОБЕННОСТИ ЭРОЗИОННОГО ФАКЕЛА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ПОВЕРХНОСТЬ

## Федоров В.А., Кузнецов П.М., Яковлев А.В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, feodorov@tsu.tmb.ru

При воздействии лазерного излучения на поверхность материалов появляется эрозионный факел, свойства которого до конца не изучено. Поэтому, исследование процесса развития эрозионного факела является актуальной задачей.

В экспериментах использовали пластины сплава Fe–Si (4,3% Si), имеющие размеры  $60 \times 10 \times 0,27$  мм. Эксперименты проводили на установке ЛTA-4-1 с активным элементом на основе иттрий алюминиевого граната легированного ниодимом (Nd:YAG), с длиной волны 1,064 мкм и гауссовским пространственным распределением интенсивности пучка, а также прямоугольным временным профилем. Энергию и время воздействия лазерного импульса определяли при помощи измерителя энергии и мощности ИЭМ-4-1. Характерный размер (ширина по полувысоте) пятна лазерного излучения на поверхности образцов, не превышал 0,5 мм. Для регистрации эрозионного факела применяли фотоэлементы  $\Phi$ -14 (с полосой пропускания в видимой области), подключенные к 8 битному АЦП. Эксперименты производили в защитной атмосфере аргона. Обработка полученных сигналов производилась в программе Origin.

Принципиальная схема измерений представлена на рис. 1.



Рис. 1. Методика регистрации излучения эрозионного факела, где цифрами обозначено: 1. Лазерное излучение; 2. Эрозионный факел; 3. Образец; 4. Излучение; 5. Фотоэлемент (Ф-14); 6. АЦП; 7. ЭВМ.



**Рис. 2.** *а*) характерный вид сигнала фотоэдс (энергия в импульсе 1,93 Дж); б) Характерный Фурьеспектр верхней части сигнала фотоэдс полученный для энергии 1,93 Дж (для рис. 2*a*).

Из рис. 2*а* видно, что при достижении максимальной интенсивности излучения в течение 2 мс она носит колебательный характер. Изменения интенсивности излучения носят информацию о процессах, происходящих в эрозионном факеле (интенсивность излучения зависит от скорости истечения материала образца). Можно предложить несколько механизмов колебаний эрозионного факела: 1) колебания приповерхностной плазмы; 2) автоколебательный режим факела; 3) турбулентность газодинамической струи (факела). Для выяснения вклада каждого из указанных механизмов необходимо детально изучить полученный сигнал. Поэтому, для более подробного изучения колебаний, полученные данные разлагались в спектр Фурье при помощи быстрого Фурье преобразования (Fast Fourier transform) выполненного в программе Origin. Для третьего механизма необходимо определить показатель Колмогорова. Как известно из теории турбулентного течения (например [1]) показатель Колмогорова необходим, как показатель диссипации энергии в среде.

Из рис. 2 видно, что характер частотной зависимости не имеет выраженного диссипативного интервала, но имеет только инерционной интервал [2]. Показатель степенной функции, огибающей максимумы амплитуд в высокочастотной части спектра, близок к единице. Т.о., амплитудный спектр не имеет турбулентного характера.

Для характеристики автоколебательного режима необходимо определить характерные частоты. Частоты колебаний, а также вклад (по отношению к первой частоте №1 указанной на рис. 2) каждой частоты для рис. 2 представлены в таблице 1.

№ гармоники	Частота, кГц	Вклад в спектр, %
1	1,22	100
2	1,5	86
3	1,9	61
4	2,44	25
5	3,0	22

Таблица 1.

Частоты с номерами 1–3 относятся к автоколебаниям эрозионного факела, а 4, 5 относятся к колебаниям приповерхностной плазмы [3].

Т.о., спектр не связан с турбулентностью. Обнаруженные частоты связаны с автоколебаниями эрозионного факела и с колебаниями приповерхностной плазмы.

- 1. Фрик П.Г. Турбулентность: подходы и модели. Ижевск.: РХД. 2010 г. 332 стр.
- 2. Гарбарук А.В., Стрелец М.Х., Шур М.Л. Моделирование турбулентности в расчетах сложных течений: учебное пособие СПб: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. 88 с.
- 3. Заикин А.Е., Левин А.В., Петров А.Л., Влияние индуцируемых лазером капиллярных волн на тепло- и массоперенос при лазерно-дуговой обработке металлов // Квантовая электроника. 21. № 5. 1994. с. 486–490

# ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ

## Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Федоров В.А.

# Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u>

Аморфные сплавы обладают набором уникальных свойств, одним из таких свойств является способность к пластическому течению. Пластическая деформация в аморфных сплавах может протекать гомогенно или негомогенно. При гомогенной пластической деформации однородно нагруженный образец испытывает однородную деформацию. При негомогенной пластической деформации пластическое течение локализовано в тонких дискретных полосах сдвига, а остальной объем твердого тела остается недеформированным. Изучение смены механизмов течения представляет собой сложную экспериментальную задачу. Вопросы эволюции структуры металлических стекол (МС) относятся к ряду наиболее значимых проблем физики сильно неупорядоченных систем. Главная трудность заключается в способе описания структуры аморфного состояния. В связи с этим, актуальной задачей физики неупорядоченных сред является изучение пластического течения MC, а также расширение числа методов исследования механических свойств MC.

В связи с этим целью работы было изучение механизмов и закономерностей разрушения различных аморфных и нанокристаллических металлических сплавов при комбинированном воздействии нагрузки и нагрева.

Для проведения исследований использовали ленты аморфных сплавов на основе Со систем: Co–Fe–Mn–Si–Cr–B–Ni (АМАГ-170, АМАГ-179, АМАГ-180), Co–Fe–Mn–Si–B–Cr (АМАГ-183, АМАГ-186) и ленты нанокристаллического сплава на основе железа Fe–Cu–Nb–Si–B (АМАГ-200), полученные методом спиннингования. Объектами исследования служили образцы размером 55×3,5×0,02 мм. Элементный состав сплавов приведен в таблице 1.

Тип сплава	Co, %	Fe, %	Ni, %	Si, %	Mn,%	B,%	Cr,%	Cu,%	Nb,%
АМАГ-170	70,42	4,7	10, 46	9	2,1	2	1,3	-	-
АМАГ-179	78,1	3,31	8, 19	5, 48	1, 61	2	1, 31	-	-
АМАГ-180	78,65	4,03	4, 73	7, 22	1, 88	2	1, 49	-	-
АМАГ-183	82,69	2,21	-	7, 77	4, 19	2	1, 14	-	-
АМАГ-186	85,41	2,27	-	5, 15	4, 07	2	1,1	-	-
АМАГ-200	-	80,22	-	8,25	-	-	-	1,44	10,09

Таблица 1. Элементный состав сплавов

Были проведены испытания на ползучесть. В ходе экспериментов нагрев образцов определяли прибором Testo 845. Скорость нагрева составляла  $0,65^{0}$ C/с. Удлинение образцов фиксировали *in situ* на цифровую видеокамеру. Затем производили покадровую развертку видеосъемки, на основании которой определяли изменение длины образца в течение всего эксперимента.

По результатам измерений были построены зависимости относительной деформации образцов от времени. На рис.1 приведены зависимости для сплавов АМАГ-179, АМАГ-180, АМАГ-183.



**Рис. 1.** Зависимости относительной деформации (є, %) от времени (*t*, мин) сплавов: *a*) АМАГ-179; *б*) АМАГ-180; *в*) АМАГ-183; *г*) АМАГ-200.

Установлено, что удлинение образцов при испытаниях на ползучесть зависит от элементного состава сплавов. МС на основе Со обладают большей пластичностью по сравнению с нанокристаллическим сплавом на основе железа. Относительная деформация МС на основе Со в среднем 25%, а нанокристаллического сплава на основе железа 8%. Комбинированное воздействие нагрузки и нагрева приводит к изменению морфологии поверхности сплавов. Зависимость относительной деформации образцов от времени носит ступенчатый характер. Обнаружено, что интенсивная пластическая деформация образцов происходит в области температуры кристаллизации.

# ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ И НАВОДОРОЖИВАЮЩИХ СРЕД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

## Федоров В.А., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Плужников С.Н.

# Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u>

Металлические стекла обладают хорошей коррозионной стойкостью, но проявляют заметную чувствительность к воздействию водорода и агрессивных сред, что выражается в охрупчивании данных материалов [1]. Пропускание импульсного электрического тока при их деформации сопровождается снижением механического напряжения [2]. Вследствие этого, представляет интерес их совместное влияние на изменение механических свойств металлических стекол.

Экспериментальным материалом служили аморфные металлические сплавы на основе Со (АМАГ – 172, АМАГ – 180) и нанокристаллический сплав на основе Fe (АМАГ – 200), полученные методом спиннингования. Размеры образцов: ~3,5×0,02×40 мм. В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H2S и NACE + 400 мг/л H<sub>2</sub>S (NACE – CH<sub>3</sub>COOH+NaCl), а также 20% раствор серной кислоты. Образцы предварительно выдерживали в растворах в течение 24 часов и в растворах серной кислоты в течение 40 минут. После чего производилось одноосное растяжение образцов на разрывной машине Instron-5565 при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью  $\tau = 5$  мс и плотностью тока j = 108-109 А/м<sup>2</sup>.



б)

*j*, А/м<sup>2</sup>

Установлено, что при воздействии раствора NACE + 400 мг/л H<sub>2</sub>S и NACE + 100 мг/л H<sub>2</sub>S на сплав на основе Fe спад нагрузки, вызванный пропусканием импульсного тока, увеличивается на  $\Delta \sigma \approx 10\%$  по отношению к образцам этого же сплава, но не подвергнутых наводороживанию (рис. 1*a*). Кроме того величина спада механической нагрузки в образцах не меняется в зависимости от того, в какой концентрации раствора они выдерживались. Воздействие наводороживающей среды на сплавы на основе Co не влияет на величину спадов механического напряжения (рис. 1*б*,*в*). По-видимому, наводороживание не вызывает в них какие-либо структурных превращений, которые смогли бы изменить их механические свойства.

Во второй части работы исследовались механические свойства образцов, выдержанных в 20% растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Экспериментально установлено, что в образцах, выдержанных в кислоте наблюдается обратный эффект, по отношению к образцам, выдержанных в растворах NACE. А именно, на сплавах на основе Co, значения спадов механического напряжения на образцах, выдержанных в растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, меньше на  $\Delta \sigma \approx 20\%$  (рис.  $2a, \delta$ ). На нанокристаллическом сплаве значения спада механической нагрузки при одной и той же величине плотности тока для образцов, подвергнутых воздействию раствора серной кислоты, и без воздействия практически совпадают (рис. 2s).



Рис. 2. Зависимость спада механического напряжения от плотности тока, действующего на образцы: *a*) АМАГ-172; *б*) АМАГ-180; *в*) АМАГ-200, с выдержкой и без выдержки в 20% растворе серной кислоты

Кроме того, на поверхности всех исследуемых сплавов наблюдается образование оксидной пленки, а на нанокристаллическом сплаве ещё и питтинговая коррозия.

Таким образом, наводороживающая среда изменяет механические свойства на нанокристаллическом сплаве на основе Fe, а именно – вызывает увеличение спадов механического напряжения при электро-импульсном воздействии, а кислотная среда уменьшает это воздействие на аморфных сплавах на основе Co. Следовательно, механические свойства могут изменяться не только за счет насыщения сплавов водородом, локализующемся в свободном объеме, но и за счет изменения состояния поверхности.

#### Список литературы

- Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Черемисина Ю.В., Васильева С.В., Федоров В.А., Колесников Д.А., Марадудина О.Н. Воздействие водородсодержащей среды на механические свойства ленточных металлических стекол // Вестник Тамбовского Университета. Серия: Естественные и технические науки. Издательский дом ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, 2010. Т. 15. - Вып. 3. С. 1103-1104.
- Сидоров С.А., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Черникова А.А. Исследование процессов деформации аморфных сплавов в условиях импульсного электрического тока // Вестник Тамбовского университета. Серия: естественные и технические науки. Издательский дом ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, 2012. Том 17, Вып. 1, С 135 - 138.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ, НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЩГК

Федоров В.А.<sup>1</sup>, Кочергина Ю.А.<sup>1</sup>, Карыев Л.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, Тамбов, Россия, <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u> <sup>2</sup> Ямало-Ненецкий филиал Тюменского государственного нефтегазового университета, Новый Уренгой, Россия, jukova knp@mail.ru

В работе [1] показано, что при термоэлектрическом воздействии в щелочногалоидных кристаллах (ЩГК), на поверхностях с различными кристаллографическими индексами, протекают структурно-фазовые превращения. Это проявляется в образовании новой фазы в виде «капель» аморфного вещества, в котором при длительном вылеживании наблюдается рост кристаллов.

Показано также, что методом термоэлектрического воздействия возможна имплантация металла в ЩГК [2]. При этом имеет место изменение механических свойств [3], а на поверхности наблюдаются структурные изменения: образование пор, «антидендритов», дендритная кристаллизация и рост мелких кристаллов.

Цель работы исследование физических свойств кристаллов LiF с имплантированным в них при термоэлектрическом воздействии металлом, а также определение изменения элементного состава и морфологических особенностей поверхностей кристаллов.

#### Методика эксперимента

Исследованию подвергали образцы LiF размером 20×8×(2–3)мм, которые выкалывали из крупных кристаллов по плоскостям спайности. Каждый образец раскалывали на две части по плоскости (001), между которыми помещали проволочку из сплава на основе золота (сплав ЗлНМ 7,5–1,5) диаметром ≈ 40 мкм. Образец закрепляли между электродами. Электрическое поле ориентировали нормально к плоскости (001). Комплекс «кристаллметалл» помещали в печь, где осуществляли его нагрев до 873 К со скоростью 200 К/ч. После чего образец в течение часа выдерживали при заданной температуре и напряжении между электродами 400 В. Сила тока при этом составляла 10–20мА. Охлаждали образцы со скоростью 50 К/ч вместе с печью. После охлаждения образцы раскалывали по плоскости (100) для проведения микроскопических исследований.

Исследование электрофизических свойств проводили на стенде для измерения электрических свойств диэлектриков и полупроводников. Характеристики образцов рассчиты-

вали по следующим формулам: диэлектрическая проницаемость  $\varepsilon = \frac{C}{C_0}$ , где C' – емкость конденсатора, в котором пространство между и вокруг электродов полностью заполнено испытываемым диэлектрическим материалом,  $C_0$  – емкость таким же образом расположенных электродов в вакууме; проводимость  $\gamma = \frac{1}{\rho}$ , где  $\rho$  – удельное сопротивление; танrenc угла диэлектрических потерь  $tg\delta = \frac{1}{R\omega C}$ , где R – сопротивление,  $\omega$  – угловая частота, C – емкость.

## Результаты и их обсуждение

На рис.1 приведен участок поверхности (100) кристалла, на котором была расположена проволочка из сплава на основе золота.

Вдоль линий Line1 и Line 2 было исследовано распределение золота и фтора. Эксперименты выполнены на растровом ионно-электронном микроскопе Quanta 200 3 D. В первом участке (line1) металл практически не «растворился» и не проник в объём кристалла. Аи локализовано в области ~ 40 мкм, что соответствует толщине проволочки. Во втором участке (line2) металл полностью «растворился». Локальное увеличение концентрации золота наблюдается только вблизи границы контакта металла с кристаллом. Это дает основание полагать наличие в объёме кристалла имплантированных малоразмерных металлических частиц золота. Неоднородное распределение наряду с Аи матричного элемента (F) позволяет предположить протекание с его участием твердофазных химических реакций.

И в первом и во втором случае (line1, line2) имеет место диффузия Au в объем кристалла. Концентрация Au в объеме кристалла, как показывают исследования, составляет ~2–3 At%. На рис. 16 приведено структурное изменение поверхности проволочки из золота, подтверждающее её растворение за счет протекающих твердофазных реакций с образованием соединений фторидов золота. Такое взаимодействие возможно в условиях проводимого эксперимента [4].

Далее проводили исследование электрофизических свойств кристаллов LiF с имплантированным Au. Получены зависимости диэлектрической проницаемости, проводимости и коэффициента диэлектрических потерь от частоты. Характерный ход зависимостей исследуемых величин в кристаллах с имплантированным Au по сравнению с контрольными образцами практически не меняется. Имеют место только количественные изменения выше перечисленных параметров.



Рис. 1. Имплантация металла (Au) в ионный кристалл LiF; *a*) – поверхность кристалла (100) в зоне расположения Au. Линиями отмечены участки исследования элементного состава; распределение Au и F по направлению [001] вдоль линий line1, line2 в относительных единицах; *б*) – изменение поверхности проволочки после термоэлектрического воздействия. Участок исследования отмечен квадратом на фотографии *a*).

Так например, из графиков видно (рис.2), что диэлектрическая проницаемость понижается для соединений LiF–Au на 10% (рис.2*a*), проводимость кристаллов с металлическими частицами возрастает на 48% для частоты в 1 МГц (рис.2*b*), а коэффициент диэлектрических потерь для этих же частот уменьшается на 13% (рис.2*b*).



**Рис. 2.** Частотные зависимости электрофизических свойств кристаллов LiF (1) и кристаллов LiF с имплантированным Au (2): *a*) – диэлектрической проницаемости; *б*) – проводимости; *в*) – коэффициента диэлектрических потерь.

Таким образом, при воздействии нагрева и электрического поля в исследуемых образцах LiF+Au протекают твердофазные химические реакции и процессы диффузии. В результате образуются фториды Au. Появление этих соединений изменяет диэлектрическую проницаемость исследуемых образцов. Диэлектрическая проницаемость веществ является интегральной характеристикой, следовательно можно сделать вывод, что диэлектрическая проницаемость образовавшихся соединений Au имеет меньшие значения  $\varepsilon(v)$ , чем диэлектрическая проницаемость LiF. Количественные изменения таких параметров, как проводимость и коэффициент диэлектрических потерь при изменении частоты являются следствием изменения диэлектрических свойств образцов.

- 1. Федоров В.А., Карыев Л.Г., Иванов В.П., Николюкин А.М. Поведение поверх-ностей сколов щелочно-галоидных кристаллов в электрическом поле при одновременном нагреве. ФТТ, 1996, т.38, №2, с.664-666.
- Федоров В.А., Кочергина Ю.А., Новиков Г.В., Карыев Л.Г. Структура и морфология поверхностей щелочно-галоидных кристаллов, формирующаяся при термоэлектрическом и электронном воздействиях / Влияние электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов// под ред. Громова В.Е. Новокузнецк: Изд-во «СибГИУ», 2011.-229 с.
- 3. Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г., Федоров В.А., Плужникова Т.Н. Образование малоразмерных структур в ионных кристаллах при имплантации металла в условиях термоэлектрического воздействия // Материаловедение, 2011, №10, с. 38-41.
- 4. Угай Я.А. Общая и неорганическая химия: Учебник для вузов по направлению и специальности "Химия" / Я.А. Угай. – 4-е изд., стереотип. – М. :Высшая школа, 2004. – 527 с.

## МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЗУБЬЕВ ЗУБЧАТО-РЕМЕННЫХ ПЕРЕДАЧ

#### Баханович А. Г.

# БНТУ, Минск, Республика Беларусь, <u>alexandros72@tut.by</u>

Основными видами деструкции приводных зубчатых ремней являются: образование усталостной трещины в основании зубьев и их отрыв от каркаса ремня, а также износ рабочих поверхностей зубьев до предельного уровня, после которого наступает рассинхронизация передачи [1].

В работе [2] на основании энергетического подхода установлено, что эксплуатационный ресурс зубчатых ремней по критерию износа рабочего профиля зубьев определяется выражением

$$N_{\rm M} = N_1 + N_2 = \frac{h_{\rm o}}{h_{\rm 1o} P_{\rm Tp}^{\chi_0}} + \frac{[h]}{h_{\rm 1p} P_{\rm Tp}^{\chi_p}},$$

где  $N_1$ ,  $N_2$  – долговечность износостойкой обкладки и резинового массива зуба ремня, циклы;  $h_0$  – толщина обкладочной ткани, мм;  $h_{10}$  – толщина обкладки, изнашиваемой за один цикл входа в зацепление при единичной мощности трения, мм; [h] – предельный износ резинового массива зубьев, мм;  $h_{1p}$  – износ резинового массива зуба ремня за один цикл входа в зацепление в условиях единичной мощности трения, мм;  $P_{Tp}$  – мощность трения, Вт;  $\chi_0$  и  $\chi_p$  – показатели степени, характеризующие, соответственно, износ обкладки и резины.

Долговечность зубчатых ремней по критерию усталостного разрушения зубьев в работе [3] предлагается определять на основе анализа сложного напряженнодеформированного состояния, моделей потери работоспособности и основных принципов разрушения зубьев:

$$N_{y} = N_{0} \left(\frac{\sigma_{r}}{\sigma_{_{3KB}}}\right)^{m_{N}}, \ \sigma_{_{3KB.}} = \sqrt{\left(\sigma_{\mu} + \sigma_{cK}\right)^{2} + 3\tau^{2}},$$
$$\sigma_{\mu} = \frac{6F_{t}\psi}{z_{0}\left(S_{p} + 2h_{p}\mathrm{tg}\beta_{p}\right)^{2}} \left[h_{p}\cos\psi_{1} - \left(\frac{S_{p}}{2} + h_{p}f_{\tau p}\right)\sin\psi_{1}\right],$$
$$\sigma_{cK} = \frac{F_{t}\psi}{z_{0}\left(S_{p} + 2h_{p}\mathrm{tg}\beta_{p}\right)} \left[\sin\psi_{1} + f_{\tau p}\cos\psi_{1}\right], \ \tau = \frac{F_{t}\psi}{z_{0}\left(S_{p} + 2h_{p}\mathrm{tg}\beta_{p}\right)} \left[\cos\psi_{1} - f_{\tau p}\sin\psi_{1}\right],$$

где  $N_0$  – число циклов до точки нижнего перегиба кривой усталости;  $\sigma_r$  – предел выносливости зубьев, МПа;  $\sigma_{_{3KB}}$  – эквивалентное напряжение в основании зуба ремня, МПа;  $m_N$  – показатель степени кривой усталости зубьев;  $\sigma_{_{H}}, \sigma_{_{CK}}, \tau$  – соответственно напряжения изгиба, сжатия и сдвига, действующие в материале зубьев ремня, МПа;  $S_p$  – толщина зубьев ремня;  $h_p$  – высота зубьев ремня;  $\beta_p$  – угол профиля зубьев ремня;  $\psi_1$  – угол входа зубьев в зацепление.

Представленные выше зависимости свидетельствуют о значительном влиянии трения скольжения зубьев в зубчато-ременном зацеплении на прочность передачи. В качестве методов снижения трения в контакте зубьев предлагается уменьшение шероховатости рабочих поверхностей ремня и шкивов зубчато-ременной передачи.

Рабочая поверхность зубьев зубчатых ремней покрыта специальной тканевой обкладкой, что способствует повышению их жесткости и износостойкости. Долговечность обкладки составляет 75...80% общей долговечности зубьев [1]. Она изготавливается из капрона или нейлона и для повышения прочности адгезии к компонентам ремня пропитывается специальными адгезионными составами на основе латекса или резины.

Измерение сил трения между зубом ремня, покрытым тканевым покрытием, и стальным индентором (Ra = 1,6 мкм) проведено в лаборатории "Физика поверхностных явлений" Физико-технического института НАН Беларуси, в которой совместно с Институтом механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси разработан программно-аппаратный комплекс на базе трибометра ПД1 (рис. 1).



Рис. 1. Трибометр ПД1 1 – держатель верхнего образца; 2 – держатель нижнего образца; 3 – каретка; 4 – гайка; 5 – траверса; 6 – корпус; 7 – опорный цилиндр; 8 – поворотная стойка; 9 – демпфер; 10 – чашка; 11 – грузовая каретка; 12 – винт; 13 – противовес

Для ремней, зубья которых покрыты нейлоновой тканью "Нуела-120", пропитанной клеем резиновым 88CA ТУЗ81051760-89,  $f_{\rm TP} = 0.38 \pm 0.02$ .

Для снижения шероховатости поверхности тканевой обкладки и коэффициента трения по стальному шкиву, а также для повышения жесткости зубьев ремня, на стадии изготовления ткань дополнительно пропитывается специальными адгезионными составами на основе графитного порошка.

Исследования силы трения на трибометре ПД1 показали, что для ремней, зубья которых покрыты нейлоновой тканью "Нуела-120", дополнительно пропитанной адгезионными составами на основе графитного порошка,  $f_{\rm rp} = 0.25 \pm 0.02$ .

Считается, что шероховатость рабочих поверхностей шкивов зубчато-ременной передачи не имеет решающего значения, т.к. при эксплуатации они подвергаются шлифованию ремнем. Однако при Ra > 1,6 мкм возможность приработки ремня и шкива практически исключается. Ремень быстро выходит из строя вследствие интенсивного истирания его рабочих поверхностей. Рекомендованные значения шероховатости Ra = 1,0...1,6 мкм.

В качестве финишной операции обработки стальных шкивов зубчато-ременной передачи применено электроимпульсное полирование, разработанное и выполненное в лаборатории кафедры "Технология машиностроения" БНТУ [4]. Обработке были подвергнуты шкивы *HTD* 22-5*M*-32 (зубья полукруглого профиля, шаг зубьев  $t_{\rm m} = 5$  мм, число зубьев  $z_{\rm m} = 22$ , ширина  $b_{\rm m} = 32$  мм, диаметр вершин  $d_e = 33,87$  мм), изготовленные из стали 45 ГОСТ 1050-88, в количестве 32 штук. Электроимпульсное полирование проводилось в 2 %-ном водном растворе хлорида аммония, в течение 1,5 мин., при температуре электролита 70<sup>°</sup> С и напряжении 300 В.

Измерение шероховатости осуществлялось по стандартной методике (ГОСТ 2789-73) на профилографе-профилометре M2 фирмы "Mahr GmbH", высоту заусенцев определяли на микроскопе "ПМТ-3". До обработки шкивы имели шероховатость рабочих поверхностей Ra = 1,75...2,5 мкм и заусенцы на кромках высотой 0,2...0,35 мм. После электроимпульсного полирования заусенцы на кромках деталей были удалены полностью, шероховатость рабочих поверхностей шкивов снизилась до Ra = 1,25...1,6 мкм, что соответствует требованиям конструкторской документации. Внешний вид шкивов представлен на рис. 2.



**Рис. 2.** Внешний вид шкивов *а* – до обработки; *б* – после электроимпульсного полирования

Ресурсные испытания зубчатых ремней "*ContiSynchroforce CXP* III *HTD* 1500-5*M*-32" (Германия), установленных в приводе экспериментальной паркето-шлифовальной машины "CO-318" (P = 2,2 kBr,  $n = 600 \text{ мин}^{-1}$ , d = 200 мм) показали, что после электроимпульсного полирования шкивов долговечность зубчатых ремней увеличилась на 20...22 %. При этом расчетная себестоимость изготовления шкивов при их серийном производстве возрастает незначительно, не более 5%.

Таким образом:

1) в качестве финишной операции техпроцесса изготовления стальных шкивов зубчато-ременных передач использовать электроимпульсное полирование, обеспечивающее с минимальными энерго- и трудозатратами исполнение требований технической документации и увеличение долговечности зубчатых ремней на 20...22%;

2) при производстве приводных зубчатых ремней использовать износостойкое тканевое покрытие рабочих поверхностей зубьев с дополнительной пропиткой адгезионными составами на основе графитного порошка, что позволяет увеличить долговечность ремней на 18...20%.

- 1. Баханович, А.Г. Зубчато-ременные передачи: монография / А.Г. Баханович, А.Т. Скойбеда. Минск: БНТУ, 2005. 364 с.
- 2. Баханович, А.Г. Трибологический критерий ресурсного проектирования зубчато-ременных передач / А.Г. Баханович // Материалы, технологии, инструменты. 2005. Т. 10, № 1. С. 46–50.
- Баханович, А.Г. Прогнозирование усталостной долговечности зубчато-ременных передач / А.Г. Баханович, А.Т. Скойбеда // Трибофатика: ISTF – 2005: материалы Междунар. симпозиума. – В 7 т. / Иркут. гос. ун-т путей сообщ., Ин-т машиновед. им. А.А. Благонравова Рос. акад. наук; редкол.: А.П. Хоменко [и др.]. – Иркутск, 2005. – Т. 3. – С. 150–157.
- Синькевич, Ю.В. Обеспечение геометрических параметров качества поверхности электроимпульсным полированием / Ю.В. Синькевич, И.Н. Янковский // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – Донецк: ДонНТУ, 2006. – Вып. 32. – С. 200–206.

# ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ И ВЫБОРА КОНСТРУКЦИОННЫХ ПЛАСТМАСС

Наркевич А.Л., Калинка А.Н., Ставров В.П.

Учреждение образования «Белорусский государственный технологический университет, г. Минск, Республика Беларусь, narkevichan@rambler.ru

#### Введение

Конкурентоспособность продукции, успех освоения новых материалов и изделий зависят от соотношения их качества и цены [1]. Особый интерес представляет оценка технико-экономических показателей для композиционных материалов (КМ), на технические свойства которых в значительной степени влияют характеристики структуры.

Для характеристики конструкционных свойств КМ различной структуры используют удельные показатели жесткости и прочности, чаще всего – отношение модулей упругости и разрушающих напряжений к плотности композита, а при оценке конкурентоспособности материала – и к цене этого материала в типичном изделии, например, в виде:  $K_E = E/\rho C_1$  и  $K_{\sigma} = \sigma^+/\rho C_1$ , где E – модуль Юнга,  $\sigma^+$  – разрушающее напряжение при растяжении,  $\rho$  – плотность;  $C_1$  – цена 1 кг материала [2].

Ввиду высокой доли материальных затрат в цене изделий из КМ [2, 3, 4] технологичные конструкции должны быть изготовлены из относительно дешевых компонентов методами, обеспечивающими получение требуемой геометрии изделия и заданной структуры материала. Цена стекловолокнистых наполнителей, в частности стеклоровинга, близка к цене термопластичных полимеров крупнотоннажного производства, например, полипропилена (ПП), поэтому увеличение степени наполнения этих полимеров стеклянными волокнами не приводит к снижению или увеличению стоимости КМ, но способствует увеличению удельной жесткости и прочности. К более важным факторам, определяющим конкурентоспособность изделий конструкционного назначения из стеклонаполненных термопластов, относятся длина и ориентация армирующих волокон (рис. 1).



Рис. 1. Показатели эффективности армирования ПП длинными и непрерывными стеклянными волокнами (по данным [5])

0- неармированный материал, ∴ – коротковолокнистый материал,
 ⊕ – хаотически армированный в пространстве материал,
 # – хаотически армированный в плоскости материал, ∩ – однонаправленный материал

Из рис. 1, видно, что конструкции, имеющие наиболее высокие показатели экономической эффективности, могут быть получены из армированных термопластов с непрерывными и длинными волокнами. Оптимальное армирование термопластичных полимеров непрерывными и длинными стеклянными волокнами приобретает особое значение также вследствие низкой адгезии термопластов к стеклянному волокну и более высокой вязкости расплавов, препятствующей качественной пропитке [6].

## Методы оценки

Материалы различного состава и различной структуры, как отмечалось, можно сравнивать по удельной жесткости  $E/\rho$  и удельной прочности  $\sigma^+/\rho$ . Эти показатели имеют размерность энергии, деленной на массу. Энергия упругой деформации единицы объема при растяжения до деформации є равна

$$U_1 = E\varepsilon^2/2. \tag{1}$$

Если ε<sup>\*</sup> – предельная упругая деформация материала, то предельная энергия упругой деформации, отнесенная к единице массы материала

$$U_1^* = E\varepsilon^{*2}/2\rho \tag{2}$$

В результате деления стоимости 1 кг полуфабриката или материала в изделиях C<sub>1</sub> на эти величины получали характеристики стоимости единиц удельной энергии упругой деформации

$$C_{1E} = 2\rho C_1 / E \varepsilon^{*2} \tag{3}$$

и удельной прочности материала

$$C_{1\sigma} = \rho C_1 / \sigma^+.$$
(4)

как технико-экономические критерии оценки конструкционных пластмасс.

#### Результаты

Типичные (по результатам прогнозирования и испытаний [7]) значения плотности, характеристики упругих свойств и прочности матричного ПП и ПП, армированного стеклянными волокнами, при различных вариантах структуры материала в изделиях и при обычной для них значениях степени наполнения ( $P_{\text{опт}}$ ) приведены в таблице (индекс «+» означает растяжение, индекс «-» – сжатие»).

Таблица. Показатели свойств ПП неармированного и армированного стеклянными волокнами

Показатель	ПП	$\oplus$	#	Î
	—	0,15	0,25	0,30
ρ, г/см <sup>3</sup>	0,92	1,16	1,31	1,39
$E^+_{\parallel}/E^+_{\perp}$ , ГПа	1,6/1,6	8,0/8,0	10,0/4,0	22,0/3,6
$σ_{\parallel}^{+}/σ_{\perp}^{+}$ , ΜΠα	40/40	80/70	110/15	420/12
$σ_{\parallel} σ_{\perp}$ , ΜΠα	50/50	150/180	120/200	200/16

По данным, приведенных в таблице, стоимость единицы удельной жесткости и прочности по формулам (3) и (4) для стеклонаполненного ПП для различных напряженных состояний, получили результаты, представленные на рис. 2.

Применение однонаправленно армированных элементов, получаемых, например, по пултрузионной технологии и нагруженных в условиях эксплуатации изделия растягивающими напряжениями, в 5–10 раз эффективнее элементов, получаемых из того же полимера, хаотически наполненного короткими стеклянными волокнами.



Рис. 2. Зависимость стоимости удельной жесткости и прочности стеклонаполненного ПП в изделиях от структуры и напряженного состояния 1, 2 – растяжение; 3, 4 – сжатие (1 и 3 – для удельной жесткости; 2 и 4 –для удельной прочности)

Заключение. Таким образом, изложенная методика дает количественную оценку технико-экономическим показателям эффективности той иной схемы армирования термопластичных полимеров в изделиях и может быть использована для широкого спектра конструкционных материалов.

#### Список литературы

- Мясникович, М.В. Инновационная деятельность в Республике Беларусь: теория и практика / М.В. Мясникович. – Минск: Аналитический центр НАН Беларуси: Право и экономика, 2004. – 177 с.
- 2. Bader, M.G. Selection of composite materials and manufacturing routes for cost-effective performance / M.G. Bader // Composites A. 2002. Vol. 33. P. 913–934.
- 3. Ставров, В.П. Формообразование изделий из композиционных материалов. Минск: БГТУ, 2006. 482 с.
- 4. Gutowski, T.G. Cost, automation, and design in advanced composite manufacturing / T.G. Gutowski // Advanced Composites Manufacturing. N.Y.: J.Wiley, 1997. P. 513–570
- Comprehensive composite materials: 6 vol. set / Editors-in-chief A. Kelly, C. Zweben. Oxford: Elsevier Science Ltd, 2000. – Vol. 2. Polymer matrix composites / Editors R.Talreja, J.A. E. Månson. – 759 p.
- 6. 6.Изменение структуры и проницаемости натянутого волокнистого слоя в процессе пропитки полимерным расплавом / В.П. Ставров [и др.] // Механика композитных материалов. 2000 Т.36, № 2. С. 259–270.
- Наркевич, А.Л. Особенности структуры и свойств стекловолокнистых композитов с термопластичной матрицей, полученных методом пултрузии: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01. / А.Л. Наркевич. – Минск, 2009. – 232 л.

# СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СТЕРЖНЕЙ ИЗ СТЕКЛОАРМИРОВАННОГО ВТОРИЧНОГО ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА

## Ставров В.П., Наркевич А.Л., Карпович О.И., Купраш Е.А.

Учреждение образования «Белорусский государственный технологический университет», г. Минск, Республика Беларусь, narkevichan@rambler.ru

В строительстве, машиностроении и химической промышленности широко используются стержневые элементы конструкционного назначения. Значительные сырьевые ресурсы и относительная дешевизна в сочетании с высокими эксплуатационными свойствами вторичного полиэтилентерефталата (ПЭТФ) обуславливают актуальность получения на основе него однонаправлено армированные длинномерные изделия в виде стержней. Такие стержни на основе полимерных материалов получают по пултрузионной технологии. Одностадийная пултрузионная технология с применением термопластов основана на формировании стержней непосредственно после пропитки армирующих волокон расплавом полимера [1]. Эта технология характеризуется низкими энергозатратами по сравнению с другими вариантами получения таких изделий. Особенности одностадийной технологии получения профильных изделий и применение в качестве матрицы вторичного ПЭТФ обуславливают структуру и свойства конечных изделий. Определенные трудности возникают при определении для однонапраленно армированных стержней прочности, значения которой зависят от условий передачи нагрузки на стержень при испытаниях.

Цель работы – изучение структуры и характеристик прочности стержней полученных по одностадийной пултрузионной технологии на основе ПЭТФ и стеклянных волокон.

Опытные партии стержней различного сечения (круглого, плоского и Т-образного) на основе вторичного ПЭТФ (бытовые отходы тары) и стеклоровинга ЕС 13-2400 (ОАО «Полоцк-стекловоллокно») получены на экспериментальной установке в лаборатории БГТУ и на промышленной установке в ООО «Монолит-Пласт». Степень наполнения полученных профилей 20–50 мас.%, площадь поперечного сечения – до 100 мм<sup>2</sup>.

Заданное массовое содержание волокон в каждой стренге обеспечивали калибрующими фильерами на выходе из пропиточной головки. Степень наполнения волокнами центральной части стренги выше, чем на периферии – это обусловлено особенностями пропитки волокнистой системы под натяжением на цилиндрических отклоняющих элементах. Формирование стержня происходит путем объединения (консолидации) стренг, в которых полимер находится в состоянии расплава, в профилирующем устройстве [2]. При профилировании неизбежно отклонения стренги от исходного ее направления и изменение формы поперечного сечения, а на поверхности входной части профилирующего устройства создается давление, что приводит к смещению натянутой волокнистой системы, сопровождающейся фильтрацией полимерного расплава через нее [3]. Получается неоднородная по сечению структура. Чем выше степень наполнения, тем эта неоднородность ниже. Явление трансформации структуры (смещения волокнистой системы и фильтрации расплава) использовали для получения неоднородного по сечению армирования с расположением волокон в тех частях стержней, где они испытывают наибольшие растягивающие напряжения при эксплуатации (при изгибе или кручении). Это же явление позволяет создавать на поверхности стержня выступы, рифления и т.п. Необходимо отметить, что структура самого ПЭТФ формируется на стадии охлаждения [4] и для получения качественных изделий применяли интенсивное охлаждение профилирующей оснастки.

Для передачи нагрузки при растяжении круглых стержней с рифлениями, использовали в захватах удлиненные губки с поперечными насечками на полукруглой канавке, что позволило избежать характерных для однонаправленно армированных материалов раздавливаний, перерезываний и сдвигов стержня в захватах. Для определения прочности таких же стержней сечением до 100 мм<sup>2</sup> концы заделывали с применением цементосодержащих смесей. Получили значения для степеней наполнения 30, 40 и 50 мас.% не менее 200, 320 и 440 МПа соответственно. Значения согласуются с прогнозируемыми.

Для определения прочности при изгибе применяли специально профилированные опоры и индентор. Прочность при изгибе для круглых стержней получили несколько ниже, чем для плоских, для степени наполнения 40 мас.% - 200 и 260 МПа соответственно. Разрушение плоских стержней происходило от растягивающих напряжений, а круглых – от растягивающих и касательных напряжений.

Таким образом, стержневые элементы из однонаправлено армированного стекловолокном вторичного ПЭТФ, получаемые по одностадийной пултрузионной технологии, обладают высокими показателями механических свойств. При изготовлении и применении
таких профилей следует учитывать зависимость их свойств от расположения армирующих волокон в сечении и способ передачи на них нагрузок при эксплуатации.

#### Список литературы

- 1. Ставров, В.П. Формообразование изделий из композиционных материалов. Минск: БГТУ, 2006. 482 с.
- 2. Карпович, О.И. Консолидация стренг из армированных термопластов / О.И. Карпович, А.В. Марков, В.П. Ставров // Материалы. Технологии. Инструменты. 2001. Т.6, № 1. С. 40–44.
- Наркевич, А.Л. Трансформация структуры профиля из однонаправленно армированного термопласта при одностадийной пултрузии / А.Л. Наркевич, В.П. Ставров // Труды БГТУ. Сер. IV, Химия и технология органических веществ. – 2001. – Вып. IX. – С. 127–129.4.
- Наркевич, А. Л. Влияние структуры и режимов охлаждения на кристаллизацию вторичного стеклонаполненного ПЭТФ в изделиях / А.Л. Наркевич, В.П. Ставров // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2009. – Т.14, № 2. – С. 65–71.

### КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ И КАЧЕСТВЕННЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ

### Бахрачева Ю. С., Николаева Е.В.

### Московский университет путей сообщения (МИИТ), Волгоградский филиал bakhracheva@yandex.ru

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

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

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

Формирование этих зон можно объяснить исходя из различного содержания в них углерода и, как следствие, термоциклирования в различных областях диаграммы Fe– Fe<sub>3</sub>C. Содержание углерода в слое изменяется от 0,2 до 2 %.

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

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

Было исследовано распределение концентрации углерода после 5 циклов с выдержкой при верхней температуре в каждом цикле в течение 30 минут и после 5 циклов с выдержкой при верхней температуре в первых 4 циклах 30 минут, а в пятом цикле 2 часа. Было показано, что, выдержка в последнем цикле приводит к уменьшению содержания углерода в поверхностной зоне и увеличению его концентрации на глубине 0,4-1,0 мм. В результате чего толщина эвтектоидной зоны диффузионного слоя возрастает. Толщина слоя до содержания углерода 0,4%, т.е. до середины переходного слоя возрастает с 0,7 мм в первом случае до 1,0 мм в случае применения длительной выдержки в последнем цикле.

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

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

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

$$c(x,\tau) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_{\frac{h}{2\sqrt{D\tau}}}^{\infty} \Phi\left(\tau - \frac{h^2}{4D\mu^2}\right)^{0.5} e^{-\mu^2} d\mu$$

где  $\Phi(\tau)$  – концентрация на поверхности как функция времени;  $\mu$  – переменная интегрирования, h – глубина диффузионной зоны, D – коэффициент диффузии углерода,  $\tau$  – время насыщения.

Расчеты показали, что, нитроцементация с выдержкой при верхней температуре в четырех циклах 30 минут, в пятом – 2 часа существенно влияет на энергию активации углерода. Каждый цикл нагрева и охлаждения, в результате фазовых превращений, протекающих в присутствии потока углерода из внешнего источника, приводит к наклепу твердого раствора и развитию релаксационных процессов, направленных на установление равновесия и нейтрализации внешних воздействий. Степень развития релаксационных процессов определяется технологическими параметрами процесса. В каждом последующем цикле частично наследуется структура и свойства предыдущего цикла и вновь формирующаяся структура, таким образом, определяется развитием процессов упрочнения - разупрочнения во всех циклах.

Как следует из рассмотренных результатов проведенных исследований в зависимости от технологического параметров ХТЦО: количества циклов и времени выдержки при верхней температуре циклирования можно достигнуть следующие результаты: - измельчение аустенитного зерна диффузионного слоя и получение структуры скрытоигольчатого мартенсита при непосредственной закалке наследственно крупнозернистой стали без существенного увеличения массоотдачи углерода из атмосферы в сталь;

- увеличение массоотдачи углерода из атмосферы в сталь по сравнению с изотермическим процессом и получение мелкого аустенитного зерна по всей толщине диффузионного слоя при непосредственной закалке.

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

#### Список литературы

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

### ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ РАЗЛИЧНЫМИ СОЧЕТАНИЯМИ КАРБОНИТРИДООБРАЗУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ВЯЗКОСТЬ СТАЛЕЙ ТРАНСПОРТНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

### Григорович К.В., Арсенкин А.М., Демин К.Ю.

ИМЕТ РАН, Москва, Россия, alex arsenkin@yahoo.com

Для повышения комплекса механических свойств (прочности, пластичности, вязкости) эффективным приемом оказалось микролегирование углеродистых сталей карбонитридообразующими элементами. Наиболее распространенными элементами, используемыми при микролегировании (содержание не более 0,15%), являются ванадий, ниобий, титан, а также алюминий. Как известно, данные элементы могут влиять на механические свойства путем упрочнения твердого раствора, дисперсионного упрочнения и торможения роста зерна аустенита и феррита наноразмерными частицами карбидов, нитридов и карбонитридов. Кроме этого, микролегирующие добавки используются в нормализуемых сталях для строительных конструкций. Добавки ниобия приводят к измельчению зерна в таких сталях благодаря образованию карбонитридов ниобия. Для свариваемых конструкций эффективны добавки титана, образующего термодинамически прочные нитриды. Присутствие таких нитридов в зоне термического влияния способствует повышению её вязкости [1].

Введение ниобия способствует повышению прочности и пластичности двухфазных и листовых сталей, применяемых в автомобильной промышленности, за счет измельчения зерна [1].

Совместное микролегирование ниобием и ванадием значительно повышает конструктивную прочность и вязкость в сталях для трубопроводов [2]. Повышение прочности от выделения карбонитридов при сохранении пластичности позволило уменьшить толщину труб в трубопроводах большого диаметра, и тем самым сократить расход металла [1].

Для углеродистых сталей с концентрацией углерода более 0,45% микролегирование карбонитридообразующими элементами не столь распространено. Это в первую очередь связано с присущей таким материалам прочностью благодаря высокому содержанию углерода. Однако малые добавки карбонитридообразующих элементов в первую очередь будут эффективны для торможения роста аустенитного зерна, что позволит измельчить микроструктуру стали и повысить её вязкость.

Данный подход представляется перспективным в связи с повышением требований, предъявляемых к средне- и высокоуглеродистым сталям: наряду с высокой прочностью необходимо обеспечить удовлетворительную пластичность и вязкость таких материалов, а также усталостную прочность. В частности углеродистые стали, применяемые для железнодорожного транспорта должны обладать вышеперечисленным комплексом механических свойств.

Однако выбор сочетания микролегирования углеродистых сталей осложнен отсутствием или недостаточностью информации о температурах образования карбонитридов, что необходимо для достижения желаемого эффекта.

В представленной работе проведен термодинамический расчет температур образования карбидов, нитридов и карбонитридов, на основании которого показана целесообразность введения в исследуемый материал КНО – элементов, о которых было упомянуто выше. На примере опытных образцов промышленных плавок показано влияние микролегирования ванадием, ниобием, а также влияние содержания алюминия на механические свойства углеродистой стали (~0,65% C).

Были исследованы образцы стали 65, применяемой для производства колес для железнодорожного транспорта. Для получения информации о температурах растворения упрочняющих дисперсных фаз для данного химического состава с помощью разработанного программного обеспечения был проведен термодинамический расчет, основанный на оценке температурной зависимости произведений растворимости карбидов и нитридов титана, ниобия, ванадия, а также азота и углерода в предположении, что система близка к термодинамическому равновесию [3].

Металлографические исследования микроструктуры и загрязненности стали неметаллическими включениями осуществлялись с помощью системы анализа изображений, включающей в себя оптический микроскоп OLYMPUS PME-3, цифровую камеру и специальную программу IA-32 (LECO). Выявление границ аустенитного зерна проводилось путем химического травления в теплом водном пересыщенном растворе пикриновой кислоты с добавлением ПАВ. Испытания на ударный изгиб проводились на маятниковом копре RKP-450 с энергией молота 300 Дж.

Было получено, что микролегирование карбонитридообразующими элементами может быть перспективным приемом для повышения вязкости углеродистых сталей. Показано, что добавки титана являются неэффективным приемом, так как титан образует стойкие крупные нитриды, которые не стабилизируют зерно, но могут ухудшить, сопротивление стали разрушению.

Присутствие алюминия в углеродистой стали может сыграть положительную роль для измельчения структуры, однако есть опасность образования алюмосодержащих кислородных неметаллических включений, также приводящих к снижению сопротивления стали разрушению.

Микролегирование ниобием привело к падению ударной вязкости при широком разбросе её значений. Совместное микролегирование несколькими элементами показало большой разброс значений ударной вязкости, а наиболее эффективным оказалось микролегирование ванадием, позволившим повысить значения ударной вязкости при удовлетворительной стабильности результатов.

#### Список литературы

- 1. Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов и др. Ниобийсодержащие низколегированные стали. М.: "СП Интермет инжиниринг". 1999;
- 2. Лагнеборг Р., Сивецки Т., Заяц С., Хатчинсон Б. Роль ванадия в микролегированных сталях. Екатеринбург: ГНЦ РФ «УИМ», 2001;
- 3. Снитко Ю.П., Введенский А.В., Королев Н.В. Расчет растворимости карбонитридов в рельсовой стали // Сб. докладов юбилейной рельсовой комиссии. Новокузнецк: ОАО «КМК», 2002.

### ТЕРМОПЛАСТЫ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ

# Свириденок А.И.<sup>1</sup>, Кравцевич А.В.<sup>1</sup>, Бардаханов С.П.<sup>2</sup>, Лысенко В.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ГНУ «НИЦПР НАН Беларуси», г. Гродно, Республика Беларусь, resource@mail.grodno.by <sup>2</sup> ИТПМ СО РАН им. С.А. Христиановича, г. Новосибирск, РФ, admin@itam.nsc.ru

В последнее время одним из актуальных направлений материаловедения является разработка нанокомпозиционных материалов. Особенностью нанокомпозитов, отличающей их от обычных композиционных материалов, является значительно более развитая (на несколько порядков выше) площадь поверхности частиц нанонаполнителя. Поэтому свойства получаемых нанокомпозитов в значительно большей степени зависят от морфологии частиц нанонаполнителя и характера взаимодействия компонентов на поверхности раздела фаз. Следует отметить, что модифицирующее действие нанонаполнителей во многом определяются технологией получения и подготовки нанокомпозита [1].

В работе использованы наноразмерные порошки «Таркосил», по своей химической природе являющиеся аморфным диоксидом кремния, получаемые испарением чистого кварцевого песка с последующей конденсацией высокотемпературного пара в виде наночастиц [2]. Основные физические характеристики нанопорошков «Таркосил» представлены в таблице 1. В качестве полимерного материала использовали промышленно выпускаемый сополимер этилена с винилацетатом (СЭВ) марки 11708-210. Нанокомпозицонные образцы СЭВ с содержанием 0÷4,0 мас.% Т50 или Т150 получали методом смешения в расплаве в обогреваемом смесителе.

Габлица 1. Основные	физические ха	рактеристики	нанопор	юшков «Т	аркосил»
---------------------	---------------	--------------	---------	----------	----------

Характеристики	«Таркосил»		
	Т50	T150	
Диаметр первичных наночастиц, нм	52	20	
Насыпная плотность, г/л	250	120	
Удельная поверхность, м <sup>2</sup> /г	50÷70	130÷150	



**Рис.1.** Прочность адгезионного соединения (оцинкованная сталь–СЭВ–оцинкованная сталь) в зависимости от содержания наночастиц «Таркосил» в СЭВ.

Исследовались адгезионные характеристики остывших расплавов образцов нанокомпозитов на металлической поверхности. Подготовка образцов для определения прочности клеевого соединение при сдвиге в системе оцинкованная сталь-СЭВ-оцинкованная сталь проведено по ГОСТ 14759–69 «Клеевые соединения металлов. Метод определения прочности при сдвиге».

Результаты определения прочности клеевых соединений в зависимости от содержания нанонаполнителя представлены на рисунке 1. Установлено практически двукратное увеличение адгезии нанокомпозиционного СЭВ к поверхности оцинкованной стали. Адгезионные характеристики СЭВ, модифицированного наночастицами «Таркосил», в значительной мере определяются не только содержанием наночастиц, а также их размером и величиной удельной поверхности.

- 1. Functional Fillers for Plastics / Ed. by M. Xanthos. Weinheim: Wiley-VCH, 2010, 531 p.
- Способ получения ультрадисперсной двуокиси кремния, устройство для его осуществления и ультрадисперсная двуокись кремния: пат. 2067077 РФ, МПК7 С 01 В 33/18 / В.П. Лукашов, С.П. Бардаханов, Р.А. Салимов, А.И. Корчагин, С.Н. Фадеев, А.В. Лаврухин; заявители В.П. Лукашов, С.П. Бардаханов, Р.А. Салимов, А.И. Корчагин, С.Н. Фадеев, А.В. Лаврухин; - № 94002568/26; заявл. 26.01.94; опубл. 27.09.96.

### ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСПЕРСИЙ ПОЛИВИНИЛАЦЕТАТА НА ОСНОВЕ НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ

# Свириденок А.И.<sup>1</sup>, Микулич С.И.<sup>1</sup>, Бардаханов С.П.<sup>2</sup>, Лысенко В.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «НИЦПР НАН Беларуси», г. Гродно, Республика Беларусь, resource@mail.grodno.by <sup>2</sup>ИППМ СО РАН им. С.А. Христиановича, г. Новосибирск, РФ, admin@itam.nsc.ru

При создании нанокомпозитов успешное сочетание наполнителей с полимерной матрицей позволяет существенно усовершенствовать ряд их технических характеристик, среди которых физико-механические, электротехнические, адгезионные и др. [1]. Одним из перспективных наполнителей для полимерных материалов является ультрадисперсный диоксид кремния, благодаря своим диэлектрическим и оптическим характеристикам. Представляло интерес определить влияние наноразмерного диоксида кремния на адгезионные свойства водных дисперсий поливинилацетата.

Целью работы являлось исследование адгезионных характеристик поливинилацетатной дисперсии (ПВАД), модифицированной наночастицами диоксида кремния. Использовали ПВАД марки ДФ 51/15 ВП, наночастицы диоксида кремния «Таркосил» T50 (удельная поверхность 50-70 м<sup>2</sup>/г), полученные испарением чистого кварцевого песка с последующей конденсацией высокотемпературного (около 3000°С) пара [2]. В водную дисперсию вводили навески диоксида кремния, гомогенизация данной гетерогенной системы достигалась путем ультразвуковой обработки. Образцы хлопчатобумажной ткани склеивали полученными составами с содержанием наночастиц диоксида кремния 0%, 0,1%, 0,5%, 1%, подготовку образцов проводили в соответствии с ГОСТ 18992-80. Определяли прочность клеевого соединения при расслаивании на разрывной машине.

Результаты исследований показали, что наполнение ПВАД 0,1, 0,5% диоксида кремния повышает клеящую способность дисперсии на 15%, наполнение 1% – на 20%.

Таким образом, наноразмерный диоксид кремния улучшает адгезионные свойства ПВАД, однако необходим подбор более совершенных методов диспергирования наночастиц в ПВАД для эффективного устранения их агломератов.

- 1. Липатов, Ю.С. Физико-химические основы наполнения полимеров / Ю.С. Липатов. М: Химия, 1991. 260 с.
- Способ получения ультрадисперсной двуокиси кремния, устройство для его осуществления и ультрадисперсная двуокись кремния: пат. 2067077 РФ, МПК7 С 01 В 33/18 / В.П. Лукашов, С.П. Бардаханов, Р.А. Салимов, А.И. Корчагин, С.Н. Фадеев, А.В. Лаврухин; заявители В.П. Лукашов, С.П. Бардаханов, Р.А. Салимов, А.И. Корчагин, С.Н. Фадеев, А.В. Лаврухин. – № 94002568/26; заявл. 26.01.94; опубл. 27.09.96.

# СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО КАБЕЛЯ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

### Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Бобров В.П.

### ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск labpt@vitebsk.by

Оболочка нагревостойких и термопарных кабелей обычно выполняется из стали 12X18Н10Т, которая имеет в структуре нестабильный аустенит. Особенностью данной стали является возможность широкого изменения механических свойств, как в результате различной термической обработки, так и в результате пластической деформации. В нержавеющих сталях с содержанием хрома и никеля основной структурной составляющей, определяющей их поведение при пластической деформации, является аустенит. Для данной стали сочетание высокой пластичности и высокой степени упрочнения аустенита обусловлено самой природой ГЦК решетки. Однако механизмы упрочнения, характерные для всех ГЦК металлов, не являются единственными и определяющими при деформации нержавеющей стали 12Х18Н10Т с нестабильным аустенитом. В процессе холодной пластической деформации в таких сталях происходит мартенситное превращение. Образующийся мартенсит деформации более прочен и менее пластичен по сравнению с исходным аустенитом. Образование мартенситного кристалла при  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращении сопровождается изменением не только формы, но и объема вследствие перестройки кристаллической решетки [1], что приводит к возникновению внутренних напряжений. Для начала  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращения при пластической деформации необходимо, чтобы напряжение достигло определенного значения [2]. Эта величина показывает среднее напряжение, необходимое для мартенситного превращения при данной температуре, и зависит от температуры деформации нержавеющей стали. В связи с этим представляет интерес исследование влияния ультразвуковых колебаний на процесс образования мартенсита при пластической деформации композиционного кабеля с оболочкой из стали 12Х18Н10Т.

Микротвердость образцов кабеля КНМС с токопроводящей жилой из стали 12Х18Н10Т после волочения и термической обработки представлена ниже в таблице.

№ п/п	Тип обработки заготовки	Оболочка кабеля, <i>H</i> <sub>v</sub> , МПа	Жила кабеля, <i>H</i> <sub>v</sub> , МПа
1.	Волочение 2.0 – 1.78 мм	3030	2310
2.	Волочение с УЗК 2,0-1,78 мм	2910	2360
3.	Электротермическая обработка (1050 °C, v <sub>н</sub> = 500 °C /c)	1880	1800
4.	Электротермическая обработка (1050 °C, v <sub>н</sub> = 100 °C/c)	1750	1700
5.	Отжиг в проходной печи (1000 °C, v <sub>н</sub> = 40 °C/c)	1700	1700

*v*<sub>н</sub> – скорость нагрева образца кабеля.

На рис. 1 показаны рентгенограммы оболочки кабеля КНМС после волочения по различным режимам. Рис.1, *а* характеризует фазовый состав оболочки кабеля после скоростного электроконтактного отжига. В этом случае в структуре нержавеющей стали присутствует некоторое количество мартенсита, что характеризуется соответствующим пиком на дифрактограмме.



**Рис. 1.** Рентгенограммы оболочки кабеля КНМС после различной обработки: *а* – электроконтатного отжига, *б* – волочения в обычных условиях, *в* – волочения с наложением ультразвука (*A* = 12 мкм). Суммарная степень деформации 60%

После волочения в обычных условиях количество мартенсита в оболочке кабеля существенно возрастает (рис.1,  $\delta$ ). После волочения кабеля с наложением ультразвука через волоку закрепленную в пучности смещений волновода-концентратора интенсивность пиков  $\alpha$ '- фазы оболочки кабеля заметно снижается [3].

Такие структурные изменения в оболочке кабеля, по-видимому, связаны как со снижением напряжений деформации при ультразвуковом волочении, так и некоторым повышением температуры деформации материала за счет поглощения акустической энергии.

Для изучения влияния ультразвуковых колебаний на процесс образования мартенситной фазы были проведены исследования по растяжению образцов кабеля КНМС исходным диаметром 2,0 мм. Скорость нагружения образцов составляла 2 мм/с. Нагревостойкий кабель предварительно был отожжен на провод в водородной печи при температуре 1000 <sup>о</sup>С. Исходные образцы кабеля имели полностью аустенитную структуру. Амплитуду ультразвуковых смещений при этом изменяли в пределах 2 до 15 мкм. В кабельной заготовке колебания возбуждали с помощью волноводной системы с использованием магнитострикционного преобразователя ПМС15-А18. Величина относительного удлинения образцов при растяжении составляла 20 %. На рис.2 представлена зависимость содержания α'-фазы от амплитуды ультразвуковых смещений на торце концентратора, из которого видно, что имеется оптимальное значение амплитуды ультразвуковых смещений в области 5...10 мкм, при котором образование мартенситной фазы при растяжении существенно замедляется. Дальнейшее повышение амплитуды смещений вызывает увеличение количества α'-фазы.



Рис.2. Зависимость содержания α'-фазы от амплитуды ультразвуковых смещений при растяжении кабеля

Результаты измерений показали, что в процессе растяжения на определенном этапе образуется ферромагнитная  $\alpha'$ -фаза, количество которой непрерывно увеличивается по мере роста удлинения образца. Однако, если в первые моменты деформации ее распределение по деформируемому образцу в основном равномерно, то в последующем, когда образуется шейка, это распределение становится неоднородным, с явным преобладанием количества  $\alpha'$ -фазы в месте локализованной деформации, т.е. месте последующего разрыва образца. После того, как средний уровень напряжений в деформируемом образце достигнет критических значений, соответствующих зарождению  $\alpha'$ -фазы, в аустенитной матрице образца оболочки начнется  $\gamma \rightarrow \alpha'$  превращение. Величина этого напряжения для стали 12Х18Н10Т составляет 600...650 Н/мм<sup>2</sup> [2].

#### Список литературы

- 1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Этин Э.И. Превращения в железе и стали // М.: Наука. 1977. 236 с.
- Максимкин О.П., Цай К.В. Магнитометрическое исследование особенностей мартенситного превращения γ→α' в облученной нейтронами стали 12Х18Н10Т// Металлы.- 2008.- №5. - С.39-47.
- 3. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Бобров В.П. Исследования влияния ультразвука на фазовые превращения и структурные свойства нагревостойкого кабеля после волочения// Весці АН Беларусі. Сер. фіз. тэхн. навук – 1994.- №. 3. – С. 60.

# ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ УДАРНЫХ НАГРУЗОК В УСТРОЙСТВАХ КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

# Волков А.Е.<sup>1</sup>, Евард М.Е.<sup>1</sup>, Таквинчин К.А.<sup>1</sup>, Викуленков А.В.<sup>2</sup>, Успенский Е.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия <sup>2</sup> ФГУП «НПО им. С.А. Лавочкина», Московская обл., г. Химки, Россия evard@math.spbu.ru

Высокая демпфирующая способность и возможность изменения жесткости путем изменения температуры позволяют рассматривать сплавы с памятью формы (СПФ) в качестве функциональных элементов при разработке управляемых полуактивных демпферов, изоляторов и динамических гасителей колебаний. Возможность применения элементов из СПФ и, в частности, плоских разрезных пружин из СПФ в качестве рабочих элементов виброзащитного устройства была показана в работах [1, 2]. Помимо вибрации, ответственные узлы (полезные нагрузки), размещенные на борту малого космического аппарата, могут испытывать различного рода удары и толчки. В настоящей работе выполнено моделирование работы виброизолирующего устройства с элементами из СПФ при однократном кратковременном воздействии. Расчет колебаний системы, состоящей из элементов из СПФ и инертной массы, выполняли с использованием упрощающих предположений, обычно применяемых в сопротивлении материалов. Для описания механических свойств СПФ использован микроструктурный подход, предложенный в [3].

Система виброизоляции, состоящая из двух плоских прорезных пружин из СПФ в форме диска с концентрическими прорезями и тела, имитирующего полезную нагрузку и характеризуемого инертной массой m, описана в работе [2]. Там же подробно приведена схема расчета, который проводили по этапам: 1) охлаждение от некоторой стартовой температуры до температуры испытаний, 2) предварительное деформирование обоих элементов, 3) сообщение перемещения точкам закрепления пружин. При моделировании однократного кратковременного воздействия в настоящей работе предполагали, что на третьем этапе точкам закрепления пружин сообщается ускорение a, зависящее от времени t следующим образом:

$$a = a_m / \operatorname{ch}^2\left(\frac{t - t_0}{T^*}\right)$$

Здесь амплитудное значение ускорения  $a_m$ , а также параметры  $t_0$  и  $T^*$  определяют форму импульса ускорения. Данный закон изменения ускорения во времени был выбран в силу простоты получения аналитических выражений для скорости и перемещения, используемых в расчетах. При необходимости ускорение может быть задано произвольным образом, а скорость и перемещение найдены путем численного интегрирования.

Моделирование поведения виброизолирущей системы выполняли для элементов из СПФ, находящихся в мартенситном (псевдопластическом) состоянии при температуре T = 300 K, аустенитном (псевдоупругом) состоянии с низким пределом фазовой текучести (T = 320 K) и аустенитном состоянии с высоким пределом фазовой текучести (T = 400 K). Величину амплитудного значения, а также параметров  $t_0$  и  $T^*$ , определяющих ширину и положение пика ускорения, варьировали. На рис. 1 приведены зависимости ускорения положение пика ускорения, варьировали. На рис. 1 приведены зависимости ускорения положение пика ускорения, варьировали. На рис. 1 приведены зависимости ускорения положение пика ускорения, варьировали. На рис. 1 приведены зависимости ускорения положение пика ускорения для указанных температур при  $a_m = 5$  м/с<sup>2</sup> для «короткого» ( $t_0 = 0,03$  с,  $T^* = 0,008$  с) и «длительного» ( $t_0 = 2$  с,  $T^* = 1$  с) импульсов. Полученные результаты показали, что при «коротком» импульсе система работает в режиме изоляции (амплитуда ускорений полезной нагрузки меньше амплитудного значения вынуждающего ускорения), когда элементы из СПФ находятся в псевдоупругом или мартенситном состоянии. При температуре 400 K полезная нагрузка в течение всего модельного эксперимента (10 с) испытывает колебания с затухающей амплитудой ускорений. В случае «дли-

тельного» импульса воздействия на временной зависимости ускорения груза наблюдается тот же пик, что и для вынуждающего ускорения, но с биениями. При этом размах и продолжительность биений наименьшая температуре 320 К.



**Рис. 1.** Зависимость ускорения полезной нагрузки и вынуждающего ускорения с  $a_m = 5 \text{ м/c}^2$  от времени при температурах 300 (*a*, *б*), 320(*в*, *г*) и 400 К (*d*, *e*).  $t_0 = 0,03$  с,  $T^* = 0,008$  с (*a*, *b*, *d*) и  $t_0 = 2$  с,  $T^* = 1$  с (*б*, *г*, *e*).

На рис. 2 представлены зависимости относительного смещения  $u_r$  корпуса элемента и полезной нагрузки от времени при различных температурах и длительностях и амплитудных значениях импульса. При «длительном» импульсе для амплитуды ускорения 5 м/c<sup>2</sup> при T = 400 К относительное смещение в установившемся режиме равно 1.8 мм, в то время как при T = 320 К  $u_r = 34.2$  мм, а при T = 300 К  $u_r = 35.8$  мм. При амплитуде  $a_m = 10$  м/c<sup>2</sup> картина качественно меняется: относительное смещение в случае, когда элементы из СПФ

находятся в аустенитном состоянии, в установившемся режиме больше чем при 300 и 320 К. В случае «короткого» импульса для обоих апмлитудных значений вынуждающего ускорения максимальное относительное смещение наблюдается при T = 320 К.



**Рис. 2.** Зависимость относительного смещения корпуса элемента и полезной нагрузки от времени при различных температурах.  $a_m = 5 \text{ м/c}^2$  (*a*, *б*) и 10 м/c<sup>2</sup> (*b*, *c*);  $t_0 = 0.03 \text{ c}$ ,  $T^* = 0.008 \text{ c}$  (*a*, *b*) и  $t_0 = 2 \text{ c}$ ,  $T^* = 1 \text{ c}$  (*б*, *c*).

Таким образом, выбор рабочей температуры виброзащитного элемента позволяет изменять характер отклика полезной нагрузки на кратковременное воздействие.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 10-01-00671.

- Волков А.Е., Евард М.Е., Викуленков А.В. Моделирование управления колебаниями в устройстве виброзащиты на основе сплава с памятью формы // Фундаментальные и прикладные вопросы механики и процессов управления. Всероссийская научная конференция, посвященная 75-летию со дня рождения академика В.П. Мясникова. 11 17 сент. 2011 г., Владивосток: сб. докл. [Электронный ресурс]. Владивосток: ИАПУ ДВО РАН, 2011. С. 53 58. ISBN 987-5-7442-1530.
- Викуленков А. В., Волков А. Е., Евард М. Е. и др. Моделирование работы виброизолирующего устройства космического назначения с элементами из сплава с памятью формы // ХХ Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 10-12 апреля 2012 г.: сборник материалов. – Ч. 1. — СПб.: Соло, 2012. – с. 45 – 48.
- 3. Volkov A.E., Casciati F. Simulation of dislocation and transformation plasticity in shape memory alloy polycrystals // Shape memory alloys. Advances in modelling and applications / Ed. by F.Auricchio, L.Faravelli, G.Magonette and V.Torra. Barcelona, 2001. P. 88 104.

### СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ И КОРРОЗИОННО-СТОЙКИЕ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ И КОРРОЗИОН-НЫМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ АТОМНОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ

# Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.<sup>(1)</sup>, Бахметьев А.М.<sup>(2)</sup>, Сандлер Н.Г.<sup>(2)</sup>, Тряев П.В.<sup>(2)</sup>, Лопатин Ю.Г., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Мелехин Н.В., Пискунов А.В.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия <sup>(1)</sup> Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, г. Минск <sup>(2)</sup> ОАО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород, Россия nokhrin@nifti.unn.ru

1. Для повышения уровня прочностных характеристик современных сплавов в настоящее время широко используются технологии, основанные на оптимизации их состава и режимов термической обработки. Одним из перспективных путей повышения физикомеханических свойств конструкционных сплавов и сталей является формирование в них субмикрокристаллической (СМК) структуры за счет использования различных методов интенсивного пластического деформирования, и в том числе - равноканального углового прессования (РКУП).

Традиционно предполагается, что повышение прочности металлов обеспечивающееся за счет увеличения общей площади границ зерен и повышения плотности дислокаций приводит к снижению коррозионной стойкости материала. Это связано с тем, что граница зерна, обладающая особой структурой и являющаяся областью сегрегации примесей, в коррозионно-активной среде образует с кристаллической решеткой микрогальваническую пару. В общем случае, высокая объемная доля таких микрогальванических пар в мелкозернистой структуре должна приводить к интенсификации коррозии. Однако, по нашему мнению, возможны условия, при которых коррозионная стойкость СМК материала может стать более высокой, чем стойкость крупнокристаллического материала.

Такой эффект может иметь место в случае, когда коррозионная стойкость границ зерен связана с уровнем зернограничной сегрегации - концентрации в них нежелательных примесей, то есть концентрации в них коррозионно-активных компонентов. При заданной интегральной концентрации зернограничных примесей и их равномерном распределении по границам, локальная концентрация примеси на границе зерна в крупнозернистом материале (с размером зерна d<sub>1</sub>) может быть в  $(d_1/d_2)^2$  раза выше, чем в СМК материале (с размером зерна d<sub>2</sub>). В этом случае, при соответствующем измельчении зерен можно добиться снижения концентрации примесей на границах зерен. Для достижения этого, обязательным условием является диффузионное перераспределение примесей – их уход со «старых» (исходных) границ на «новые» – сформировавшиеся в процессе деформации.

Целью работы является получение СМК сплавов и сталей с одновременно повышенной прочностью и коррозионной стойкостью.

2. В качестве объекта исследования выступал промышленный титановый деформируемый сплав ПТЗВ состава Ti-4.7%Al-1.9%V, а также коррозионно-стойкая сталь 08X18H10T. РКУП осуществлялось в инструменте с углом пересечения рабочего и выходного каналов  $\pi/2$  по режиму «B<sub>c</sub>», при котором заготовка после каждого цикла поворачивалась на угол  $\pi/2$  вокруг своей продольной оси. Скорость деформирования составляла 0.4 мм/с; температура РКУП варьировалась от 150 до 450 °C; число циклов РКУП (*N*) не превышало *N* = 4. Коррозионные испытания проводились в смеси кристаллических солей NaCl и KBr, взятых в соотношении 300:1, в среде атмосферного воздуха. Температура среды в автоклаве поддерживалась равной 250°С. Продолжительность испытаний составляла 500 ч. Степень коррозионного повреждения оценивалась по ГОСТ 9.908-85. Выбранная методика испытаний имитировала условия, неоднократно имевшие место при горячесолевой коррозии теплообменного оборудования, связанные с течью в рабочую среду забортной воды и последующим осушением теплообменников.

Кроме этого, для предварительной аттестации коррозионных свойств сплавов и сталей использовался широкий круг лабораторных методик для проведения испытаний на межкристаллитную коррозию, электрохимических испытаний, испытаний на общую коррозию при переменном погружении и др.

3. В исходном состоянии (до РКУП) структура сплава ПТЗВ характеризуется однородным распределением зерен по размерам. Средний размер зерна d = 25-30 мкм. Средняя величина предела макроупругости  $\sigma_0$  и предела текучести  $\sigma_T$  составляет 450 МПа и 600 МПа, соответственно, микротвердость сплава  $H_v = 1.9-2.0$  ГПа.

Средний размер зерна в сплаве ПТЗВ после *N* = 3 циклов РКУП составляет 0.5 мкм и при дальнейшем увеличении числа циклов РКУП не изменяется.

Зависимость предела макроупругости и предела текучести от числа циклов РКУП имеет монотонный характер – при увеличении числа циклов РКУП до N = 4 при  $T_{\text{ркуп}} = 400$  °C наблюдается повышение предела макроупругости до 750 МПа, а предела текучести – до  $\sigma_{\text{T}} = 1100$  МПа. Твердость после N = 4 циклов РКУП составляет  $H_{\text{v}} = 3.5 - 3.6$  ГПа.

Проведенные исследования показывают, что зависимости  $\sigma_0(T_{\text{отж}})$  и  $\sigma_{\text{т}}(T_{\text{отж}})$  имеют двухстадийный характер – незначительное повышение прочности на первой стадии отжига ( $T_{\text{отж}} \leq 450$  °C) и разупрочнение на второй стадии. При температуре отжига 450–500 °C в сплаве начинают протекать процессы собирательной рекристаллизации, приводящие к увеличению размера зерна. Средний размер зерна сплава ПТЗВ после отжига при температуре 700 °C составляет 10–15 мкм.

Следует отметить, что температура начала разупрочнения СМК-РКУП титанового сплава в пределах экспериментальной ошибки (±25 °C) соответствует температуре начала разупрочнения крупнозернистого сплава, полученного по стандартной технологии заводской термомеханической обработки.

Измерение  $\sigma_0$  и  $\sigma_T$  в исходном и рекристаллизованном материалах, имеющих разный размер зерен, позволяет определить значение коэффициента Холла-Петча K ( $\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{1/2}$ ). В исходном материале K = 1.5 МПа·м<sup>1/2</sup>, в СМК сплаве – 0.35 МПа·м<sup>1/2</sup>, а в рекристаллизованном сплаве после отжига 800 °C – K = 0.70 МПа·м<sup>1/2</sup>.

Испытания на горячую солевую коррозию сплава ПТЗВ в исходном состоянии показывают, что глубина пораженного коррозией слоя после 500 ч испытаний составляет  $L_{\text{кор}} = 600$  мкм. Коррозия имеет межкристаллитный характер.

Аналогичные испытания СМК сплава ПТЗВ показывают, что характер процесса коррозии не изменяется, и она, преимущественно, развивается по границам зерен. Однако, глубина прокорродировавшего слоя в СМК сплаве не превышает  $L_{\text{кор}} \sim 100^{\pm 50}$  мкм.. Следовательно, однозначно можно утверждать, что измельчение зерна привело к заметному снижению интенсивности коррозионного процесса.

4. В исходном состоянии (после горячей экструзии) сталь 08Х18Н10Т имеет однородную зеренную структуру аустенита. Средний размер зерна 20 мкм. В структуре стали присутствуют выделения ферритной фазы. Величина предела макроупругости и предела текучести стали в исходном состоянии составляет 205 МПа и 380 МПа, соответственно.

Средний размер зерна в СМК стали 08Х18Н10Т после N = 4 циклов РКУП при  $T_{\text{ркуп}} = 150$  °C и 450 °C составляет 0.3 и 0.5 мкм, соответственно. Проведенные исследования фазового состава с использованием методов измерения намагниченности насыщения показывают, что в стали 08Х18Н10Т в состоянии после РКУП (N = 4) при  $T_{\text{ркуп}} = 150$  °C и 450 °C объемная доля ферромагнитной фазы составляет 4% и 1%, соответственно.

Зависимость прочностных характеристик стали 08Х18Н10Т от числа циклов РКУП имеет монотонный характер – увеличение N от 2 до N = 4 при  $T_{\rm pkyn} = 450$  °C приводит к увеличению  $\sigma_0$  и  $\sigma_{\rm T}$  от 340 МПа и 940 МПа, соответственно, до 410 МПа и 1070 МПа, соответственно. При уменьшении температуры РКУП до 150 °C (при N = 4) наблюдается незначительное повышение предела макроупругости и предела текучести СМК стали до 425 МПа и 1145 МПа, соответственно.

Проведенные исследования термической стабильности структуры СМК стали 08Х18Н10Т, подвергнутой N = 4 циклам РКУП при  $T_{\text{ркуп}} = 450$  °C, показывают, что процесс рекристаллизации в СМК стали имеет аномальный характер, а температура начала миграции границ зерен составляет 600–650 °C (при  $t_{\text{отък}} = 1$  ч). При этом уже после отжига при  $T_{\text{отък}} = 750$  °C ( $t_{\text{отък}} = 1$  ч) объемная доля нерекристаллизованного материала не превышает 3–5%. После отжига при температуре  $T_{\text{отък}} = 900$  °C сталь, подвергнутая N = 3 и N = 4 циклам РКУП при T = 450 °C имеет однородную рекристаллизованную структуру со средним размером зерна 4 и 7 мкм, соответственно.

Исследования влияния отжига на механические свойства СМК стали 08Х18Н10Т показывают, что отжиг при температуре  $T_{\text{отж}} = 600-650$  °C ( $t_{\text{отж}} = 1$  ч) приводит к выделению частиц карбидов хрома и повышению предела макроупругости СМК стали от исходной величины (340–425 МПа) до 550–620 МПа. Отметим, что температура отжига, соответствующая максимуму упрочнения СМК стали оказывается на 50 °C меньше, чем температура отжига крупнозернистой стали. Одновременное протекание процессов рекристаллизации и выделения частиц карбидов приводит к слабому изменению величины предела текучести СМК стали вплоть до температуры отжига 700 °C ( $t_{\text{отж}} = 1$  ч), что соответствует температуре разупрочнения крупнозернистой стали 08Х18Н10Т в состоянии после заводской термомеханической обработки.

Исследования коррозионной стойкости СМК стали 08Х18Н10Т в состоянии после РКУП показывают, что склонность к межкристаллитной коррозии стали после РКУП при повышенных температурах (450 °C) определяется интенсивностью процесса деформационно-стимулированного выделения частиц карбидов, а при более низких температурах интенсивного пластического деформирования (150 °C) – интенсивностью процесса деформационно-стимулированного распада аустенита.

В работе определены оптимальный температурный режим РКУП, обеспечивающий повышенную стойкость СМК стали 08Х18Н10Т к межкристаллитной коррозии. С использованием методики электрохимических исследований и испытаний на горячую межкристаллитную коррозию показано, что коррозионная стойкость СМК стали в 1.2-1.5 раза превосходит коррозионную стойкость стали в состоянии после заводской термомеханической обработки.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-90003-Бел\_а), а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

### ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФРАГМЕНТАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

# Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.<sup>(\*)</sup>, Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сахаров Н.В., Смирнова Е.С.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия <sup>(\*)</sup> Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, г. Минск <u>Nokhrin@nifti.unn.ru</u>

В первой части работы описаны результаты исследований процесса деформационного измельчения зерен при интенсивной пластической деформации (ИПД). В качестве объектов исследования использовались металлы (медь, никель, титан, железо, алюминий), а также медные, алюминиевые, железные, титановые и магниевые сплавы, субмикрокристаллическая (СМК) структура в которых была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП ( $T_{\rm pkyn}$ ) варьировалась в интервале от 20 до 500 °С.

Установлено, что зависимость  $d^*(T_{pkyn})$  имеет двухстадийный нелинейный, близкий к экспоненциальному характер, причем интенсивность изменения  $d^*$  с повышением  $T_{pkyn}$ существенно отличается для ОЦК- и ГЦК-металлов. Установлено, что в области температур выше некоторой критической температуры  $T_1$ , которую условно можно назвать температурой рекристаллизации при РКУП, величина  $d^*$  нарастает с увеличением  $T_{pkyn}$  весьма интенсивно. Продемонстрировано увеличение температуры плавления металла, соответствующее понижению гомологической температуры ИПД, приводит к уменьшению величины  $d^*$ . Показано, что  $d^*$  существенно зависит от концентрации легирующих элементов, находящихся в твердом растворе сплава.

Построена модель, позволяющая вычислять величину  $d^*$ , который может быть получен методом РКУП. Проведен анализ силовых и энергетических условий процесса диспергирования зерен при ИПД. Показано, что процесс деформационного диспергирования структуры металлов может быть описан как аккомодационный процесс, осуществляющийся под действием внутренних напряжений и обеспечивающий релаксацию запасенной в процессе ИПД упругой энергии (связанной со стыковыми дисклинациями). Рассмотрен альтернативный (по отношению к фрагментации) механизм аккомодации стыковых дисклинаций – диффузионный массоперенос и показано, что при определенных условиях этот процесс может оказаться более эффективным чем фрагментация, и, несмотря на продолжающуюся деформацию, возможно прекращение «измельчения» зеренной структуры - появляется предел деформационного измельчения зерен, который не может быть уменьшен при заданных условиях ИПД материала.

Описана теоретическая модель, позволяющая анализировать влияние температуры и скорости интенсивной пластической деформации на величину предела измельчения зерен металлов и сплавов, а также диффузионные свойства границ зерен субмикрокристаллических металлов и сплавов, получаемых методом ИПД. На основе анализа результатов экспериментальных данных показано, что зависимость энергии активации зернограничной диффузии в СМК материалах от температуры ИПД имеет немонотонный, с максимумом, характер. Установлено, что характер зависимости энергии активации зернограничной диффузии в СМК материалах от температуры ИПД определяется кинетикой протекания конкурирующих процессов накопления дефектов на границах зерен при ИПД и их диффузионной аккомодацией.

На основе разработанной модели обсуждаются литературные данные по диспергированию металлов, подход к описанию и анализу процесса диспергирования с использованием параметра Зинера-Холломона (Z) и, в частности необходимость привлечения представлений о развитии процессов динамической рекристаллизации при ИПД.

Во второй части работы описаны результаты исследований термической стабильности зеренной структуры, а также особенности изменений прочности и удельного электросопротивления (УЭС) при отжиге субмикрокристаллических (СМК) сплавов систем Си–Сг и Си–Сг–Zr, структура которых сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Изучено влияние легирующих элементов и частиц второй фазы на термическую стабильность СМК сплавов системы Си-Сг. Исследовано влияние малых добавок хрома на температуру рекристаллизации и термическую стабильность механических свойств СМК бронз. На основе анализа данных по прочности и УЭС рассчитаны зависимости размера и объемной доли дисперсных частиц второй фазы от температуры и времени отжига СМК бронз различного состава. Показано, что процессы выделения и роста частиц второй фазы в СМК сплавах контролируются диффузией по ядрам дислокаций и неравновесным границам зерен.

Предложена модель распада твердого раствора в СМК сплавах, в рамках которой описаны закономерности изменения объемной доли и размера выделяющихся частиц в зависимости от степени пересыщения твердого раствора, а также температуры и времени отжига. Описаны закономерности распада твердого раствора в случае гомогенного (выделение и рост частиц в объеме зерен) и гетерогенного механизмов (выделение и рост частиц на дислокациях и на границах зерен) как в условиях стабильной микроструктуры, так и в случае параллельного протекания процессов возврата и рекристаллизации.

Предложена модель расчета температуры рекристаллизации в СМК сплавах, в рамках которой предполагается, что температура рекристаллизации контролируется скоростью роста дисперсных частиц в объеме и по неравновесным границам зерен СМК сплавов. Получены выражения, описывающие зависимость температуры рекристаллизации от времени отжига, размера зерна, диффузионных свойств границ зерен, размера, объемной доли и характера пространственного распределения нанодисперсных частиц второй фазы, а также от термодинамических и кристаллографических параметров сплава.

На основе моделей рассчитаны оптимальные режимы низкотемпературной термической обработки, обеспечивающие решение задачи создания СМК медного сплава с одновременно повышенными характеристиками прочности и проводимости. Эффективность разработанных моделей продемонстрирована на примере СМК сплава Cu-0.8Cr-0.05Zr, в котором обеспечена повышенная твердость (220-225 H<sub>v</sub>), электропроводность (УЭС не менее 80% от УЭС чистой меди) и термическая стабильность (температура разупрочнения более 450 °C).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-90003-Бел\_а), а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».

### НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ КЕРАМИКИ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ «SPARK PLASMA SINTERING»

## Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Котков Д.Н., Нохрин А.В.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им.Н.И. Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия <u>Nokhrin@nifti.unn.ru</u>

В работе описаны результаты исследований структуры и свойств мелкозернистых композиционных керамик на основе оксида алюминия, полученных методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе – «Spark Plasma Sintering»). Метод ЭИПС основан на принципе высокоскоростного нагрева в вакууме или инертной среде образца и пресс-формы пропусканием последовательности миллисекундных импульсов электрического тока большой мощности при одновременном приложении к образцу давления.

Для спекания керамик использовалась установка «DR. SINTER model SPS-625 Spark Plasma Sintering System» (температура спекания до 2500 °C, скорость нагрева до 2500 °C/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, длительность импульса 3.3 мс, защитная среда – вакуум, автоматическое управление температурой и давлением, прецизионный дилатометр). В работе использовались нано (100 нм) – и ультрадисперсные (0,85–1 мкм) порошки  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также ультрадисперсные ( $\leq 1$  мкм) порошки  $\beta$ -SiC и вискеры  $\beta$ -SiC-whiskers (длина 50 мкм, толщина 1 мкм) фирм «Alfa-Aesar» и «Taimei Chemecals Co., Ltd».

Анализ микроструктуры образцов проводился с помощью металлографического микроскопа Leica IM DRM м растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с рентгеновским микроанализатором INCA 350. Оценка среднего размера зерна ( $d_{cped}$ ) и размера зерна аномального роста ( $d_{аном}$ ) керамики проводилась методом секущих при помощи программного пакета «Good Grains». Твердость по Виккерсу ( $H_V$ ) измерялась на автоматизированном микротвердомере «Struers Duramin-5» с нагрузкой 2 кг. Трещиностойкость ( $K_{IC}$ ) определялась на основе длины радиальных трещин от отпечатка индентора Виккерса. Значения  $K_{IC}$  рассчитывались по методу Палмквиста.

Показано, что в чистой керамике Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без добавления активаторов спекания (традиционно получаемой при температурах более 1700 °C) оптимальная температура ЭИПспекания может быть снижена до 1250÷1400 °C, что позволяет формировать высокоплотную (плотность  $\rho = 3.95$  г/см<sup>3</sup>) однородную структуру с малым размером зерна (d = 100– 200 нм) и высокими прочностными свойствами (твердость  $H_v = 20$ –21 ГПа, трещиностойкость  $K_{1c} = 4.0$ –4.4 МПа·м<sup>1/2</sup>).

Проведенные исследования влияния скорости нагрева ( $V_{\rm H}$ ) на плотность ( $\rho$ ) и средний размер зерна ( $d_{\rm cp}$ ) показывают, что зависимость  $d_{\rm cp}(V_{\rm H})$  имеет необычный трехстадийный характер с максимумом, соответствующим скорости нагрева 500–900 °мин. Анализ полученных результатов показывает, что на первой стадии увеличение скорости нагрева от 10 до 100 °С/мин приводит к незначительному уменьшению размера зерна керамики Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В интервале скоростей нагрева  $V_{\rm H}$ = 100 ÷ 900 °С/мин наблюдается существенное увеличение размеров зерен, причем скорость аномального роста зерен в большей степени зависит от скорости нагрева. При дальнейшем повышении скорости нагрева до  $V_{\rm H}$  = 2500 °С/мин вновь наблюдается уменьшение размера зерна до 1 мкм. (Следует отметить, что это весьма неожиданный результат, поскольку традиционно предполагается, что увеличение скорости нагрева должно приводить к уменьшению среднего размера зерна из-за уменьшения времени протекания диффузионных процессов).

Описаны результаты исследований возможности повышения характеристик твердости, трещиностойкости и износостойкости в керамиках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> за счет введения нано- и ультрадисперсных частиц и вискеров SiC, а также оптимизации режимов ЭИПС. Показано, что формирование в керамиках на основе оксида алюминия высокоплотной композиционной структуры с использованием метода ЭИПС позволяет обеспечить одновременное повышение твердости и трещиностойкости за счет формирования однородной высокоплотной мелкозернистой структуры.

Установлено, что введение армирующих волокон SiC (вискеров) в структуру керамики Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, получаемой методом ЭИПС, приводит к повышению в несколько раз износостойкости керамики в паре трения со сталью как по сравнению с чистым оксидом алюминия, так и по сравнению с керамикой Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, упрочненной нано- и/или ультрадисперсными частицами SiC.

В работе обсуждаются механизмы ЭИПС оксидных керамик. Показано, что ключевым аспектом в процессе спекания этим методом является возможность обеспечения очень высокой скорости нагрева образцов, при которой принципиальное значение приобретают аспекты, связанные с неравновесным состоянием основных элементов дефектной структуры спекаемых материалов. Установлено, что ключевые особенности процессов эволюции структуры в спекаемых керамиках определяются неравновесным состоянием межзеренных и межфазных границ и, в частности, особенностями их взаимодействия с дефектами кристаллической решетки (вакансиями и дислокациями), а также упрочняющими дисперсными частицами второй фазы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-01123-а), а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научнотехнологического комплекса России на 2007-2013 годы».

### СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФАКТИЧЕСКОЙ ПЛОЩАДИ КОНТАКТА КОМПАКТНОГО И ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА В РЕЗУЛЬТАТЕ СИЛОВОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

### Александров В.М., Лобачев В.А., Киршина Н.В.

Обособленное хозрасчетное структурное подразделение «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством» (ОХП «НИИ ИП с ОП»), г. Минск, Республика Беларусь,

impuls@bn.by

Благодаря присутствию в структуре компактно-пористых материалов (КПМ) разнородных материалов в виде компактной и пористой составляющих, требования, предъявляемые к их свойствам, несколько отличаются от традиционных [1]. Выполненные рядом исследователей работы по изучению работоспособности КПМ показали, что несмотря на то, что воздействие внешней среды испытывает поверхность пористого материала, основной причиной их разрушения является недостаточная связь между материалом пористого слоя и подложки [2], что обусловливает необходимость контроля прочности сцепления (качество соединения) пористой и компактной составляющих.

Измерение прочности сцепления пористой и компактной составляющей компактнопористого материала заключается в проведении количественного и качественного контроля изделий, а также в изучении процессов, происходящих на границе контакта между пористой и компактной составляющей КПМ и на подложке [3]. Исследования по определению прочности сцепления после прессования и спекания образцов на отрыв пористой составляющей от компактной (качественная оценка) проводились методом одновременного изгиба образца КПМ. Преимущество данного способа заключается в простоте, а его применение наиболее целесообразно в случае испытаний, так называемых, технологических проб. Однако изгиб до определенного угла с заданной скоростью деформации можно производить только на образцах определенного размера и формы.

Количественная оценка качества соединения пористой и компактной составляющих проводилась и по микроструктурам КПМ, так называемой фактической площади контакта. Однако практика показала, что пропитка твердеющим наполнителем, нагрев для полимеризации значительно увеличивает трудоемкость способа, при этом при препарировании в плоскость шлифа попадают поры и различного рода неметаллические включения, которые трудно различимы и поэтому идентифицируются как зона контакта. Это приводит к появлению погрешности при определении фактической площади контакта и соответственно к снижению точности измерения.

С целью повышения точности измерений и снижения трудоемкости был разработан способ определения фактической площади контакта компактного и пористого материала. Данный способ заключается в следующем: изготавливаются экспериментальные образцы из КПМ методом прессования с последующим спеканием, приготавливаются шлифы и определяются их параметры, после приготовления шлифа его поверхность со стороны компактной подложки обрабатывают травителем до момента появления на ней отпечатков зоны контакта частиц пористого материала с компактным. Измерение и последующее суммирование площадей контакта отдельных частиц позволяет определить величину фактической площади контакта. Отсутствие операций пропитки образца полимером и его последующего нагрева исключает возможность изменения структуры и площади контакта, повышая тем самым точность определения при снижении трудоемкости.

Апробация данного способа была проведена по двум вариантам изготовленных образцов из КПМ.

1 Пористый материал в виде пластины размером  $50 \times 50 \times 2$  мм из порошка титана марки ТПП-5, спрессованный с пластиной размером  $50 \times 50 \times 0.2$  мм из стали 12Х18Н10Т при давлении 100 МПа спекали в вакуумной печи. Спекание проводилось в течение двух часов при температуре 1050 °C.

2 Пористый материал в виде пластины размером  $50 \times 50 \times 2$  мм из порошка титана марки ПТС, спрессованный с пластиной размером  $50 \times 50 \times 0.2$  мм из стали 12Х18Н10Т при давлении 100 МПа спекали в вакуумной печи. Спекание проводилось в течение двух часов при температуре 1050 <sup>0</sup>C.

После спекания по известной методике были приготовлены шлифы и произведено травление со стороны компактной подложки в 4 % растворе плавиковой кислоты. После травления образцы промывали водой, проводили анализ и измерение фактической площади контакта с помощью полуавтоматической приставки МОР-АМОЗ к микроскопу «Поливар» (фирма «Райхерт», Австрия).

Результаты проведенных исследований представлены в таблице 1.

Номер образца	Пористость пористой составляющей %	Общая площадь образца, мм <sup>2</sup>	Площадь контакта, мм <sup>2</sup>	Коэффициент кон- тактирования %
1	32	2500	1450	58
2	28	2500	1180	47

Таблица 1. Свойства образцов

На рисунке 1 приведена морфология поверхности компактно-пористого материала образца № 1 «Титан ТПП-5 – Сталь 12Х18Н10Т», на рисунке 2 приведена морфология поверхности компактно-пористого материала образца № 2 «Титан ПТС – Сталь 12Х18Н10Т».



Рис. 1. Морфология поверхности КПМ образца №1



Рис. 2. Морфология поверхности КПМ образца № 2

По результатам апробации установлено, что разработанный способ определения фактической площади контакта компактной и пористой составляющих КПМ обеспечивает необходимую достоверность результатов при значительном снижении трудоемкости проведения исследований.

На разработанный способ определения фактической площади контакта компактной и пористой составляющих КПМ получен патент РБ № 15531, рег. 25.11.1011 г.

#### Список литературы

- 1. Александров, В.М. Исследование процесса получения и свойства компактно-пористых материалов [Текст] / В.М. Александров, А.Г. Косторнов, В.К. Шелег: Порошковая металлургия. 2009.- Вып.32. С. 211-215.- Библиогр.: с. 229.
- 2. Косторнов, А.Г. Материаловедение дисперсных и пористых металлов и сплавов [Текст] / А. Г. Косторнов : Монография в 2-х томах. Киев: Навукова думка, 2002 г.
- 3. Методические рекомендации по определению адгезионной прочности покрытий [Текст] / Институт проблем надежности и долговечности машин АН БССР // Разработали: Н.Н. Дорожкин и др. – Минск. – 1985 – 54 с. – Библиогр.: с. 49.

### ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ФОРМИРОВАНИЯ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПАКТНО-ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

# Александров В.М.<sup>1</sup>, Лобачев В.А.<sup>1</sup>, Киршина Н.В.<sup>1</sup>, Шелег В.К.<sup>2</sup>, Бохан С.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Обособленное хозрасчетное структурное подразделение «Научно-исследовательский институт импульсных процессов с опытным производством», г. Минск, Республика Беларусь, <u>impuls@bn.by</u>

<sup>2</sup> Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь

Физико-механические свойства компактно-пористых материалов (КПМ) определяются характеристиками их структурных и каркасных свойств. В качестве показателя структурных свойств КПМ выбрана пористость пористой составляющей и каркасных – коэффициент контактирования пористой составляющей к компактной подложке. Эти показатели в основном определяют комплекс структурных и каркасных свойств КПМ, а также и изделий из него.

В большинстве своем механическая связь между подложкой и дискретными частицами образуется в результате механического сцепления подложки и дискретных частиц в виде порошка, имеющих, в большинстве своем, шероховатую исходную поверхность. Процесс формирования металлических контактов между подложкой и дискретным материалом определяется, в частности, технологическими параметрами импульсного формования. При этом наряду с уменьшением площади поверхности системы в целом увеличивается площадь контакта между компактной подложкой и пористым телом, и происходит первоначальное формирование точечных контактов.

Основными факторами, определяющими процесс импульсного формования на гидродинамической машине (ГДМ), являются вид и величина заряда пороха, условия его заряжания, масса разделительного поршня, объем рабочей камеры и рабочая жидкость в ней, количество прессуемого порошка и оболочка, в которой осуществляется прессование.

Теоретические и экспериментальные исследования показали, что указанные параметры целесообразно регулировать изменением массы поршня, величины заряда и давления начала движения поршня – давления среза чеки  $p_{cp}$ .

Увеличение массы поршня приводит к уменьшению скорости нарастания давления и увеличению времени прессования. При этом давление в рабочей камере с увеличением массы поршня также увеличивается. Для получения высокой пористости прессовок необходимо уменьшать массу разделительного поршня. В этом случае можно иметь колебательную систему «пороховые газы – поршень – жидкость» еще при горении пороха в камере сгорания. Кинетика этого процесса определяет циклический характер нарастания давления в рабочей камере, причем в первых циклах давление увеличивается и в каждом цикле имеет место высокая скорость нарастания давления. Общее время прессования увеличивается на 30 - 40 %, что положительно сказывается на получении качественных высокопористых прессовок. Существенное влияние на параметры гидродинамического прессования оказывает первоначальное давление, которое необходимо приложить к поршню для начала его перемещения и которое регулируется прочностью срезаемой чеки  $p_{cp}$ . Давление среза изменяет время приложения нагрузки.

Величина заряда пороха выбирается в зависимости от свойств прессуемого порошка, его массы и необходимой степени его уплотнения. Экспериментальные исследования влияния параметров импульсного прессования на структуру материалов, зоны контакта, порового пространства показали следующие зависимости. Уплотняемость исходных порошков тем выше, чем крупнее их частицы и меньше их фактор формы. Состояние поверхности частиц порошка также оказывает существенное влияние на образование прочных межчастичных контактов при прессовании.

При массе заряда пороха 0,063 кг исследуемые образцы не уплотнялись и заготовка при разборке оснастки разрушалась. При массе заряда 0,08 - 0,1 кг заготовка формовалась, но ее механическая прочность была недостаточна для дальнейшего проведения технологических операций (транспортировки, подготовки к спеканию). С увеличением массы заряда ВВ до 0,13 кг относительная плотность заготовок возросла до расчетной (достижимая плотность прессовок составила 70 – 80 %). Это объясняется тем, что возросла длительность импульса - обжатие порошка происходит не только вследствие взаимного перемещения частиц порошка и уменьшения размеров межчастичных пор, но и пластической деформации. Длительность импульса влияет на скорость детонации и время действия нагрузки: увеличивается время действия давления, что способствует более плавному снятию нагрузки и, следовательно, лучшему сохранению заготовки. Дальнейшее увеличение массы заряда до 0,15 кг не дало существенного улучшения свойств заготовки. Напротив, плотность заготовки снижалась, что объяснимо действием избыточного давления детонации, и, как следствие, сильной релаксационной волной, нарушающей межкристаллитное сцепление, достигнутое за счет волн сжатия. При массе заряда 0,18 кг заготовка растрескивается.

В процессе отработки технологических режимов были изготовлены экспериментальные образцы в количестве 10 штук из порошков титана фракции 40 - 63 мкм, 63 – 100 мкм, 100 – 160 мкм при давлениях прессования от 100 до 250 МПа, материал подложки: сталь 12Х18Н10Т ГОСТ 5632-72.

Для пористой составляющей определены структурные свойства материалов – пористость, максимальная и средняя величина пор. Результаты исследований приведены в таблице 1 и графически представлены на рис. 1.

Материал пористой со- ставляющей и фракция	Давление прес- сования, МПа	Порис- тость, %	Средняя ве- личина пор, мкм	Максимальная величина, пор, мкм
Титан ТПП, 40–63 мкм	250	26	10	15
	200	32	12	18
	100	43	15	32
Титан ТПП, 63– 100 мкм	250	30	15	20
	200	35	20	25
	100	47	35	42
Титан ТПП, 100– 160 мкм	250	33	20	25
	200	37	25	30
	150	43	30	37
	100	48	34	42

#### Таблица 1. Свойства экспериментальных образцов

Как видно из результатов исследований оптимальным давлением прессования является 150 – 200 МПа, при котором пористость составляет 37 – 43 %.

Стабильность каркасных свойств компактно-пористого материала в значительной степени обусловлено структурой и количеством контактов, сформированных в процессе прессования в зоне взаимодействия «пористая составляющая – компактный материал». Решение этой задачи достигается проведением анализа явлений, происходящих в микрообъемах контактирования каждой отдельной частицы пористой составляющей, находящейся во взаимодействии с компактным материалом, и количественной оценки суммарной величины общего контакта пористой составляющей к компактной. Количественная оценка доли суммарного контакта на номинальной длине контактирования пористого материала с компактным дает возможность более дифференцировано и надежно контролировать структуру и прогнозировать свойства контактов.

Для выявления действительного контакта изготавливали микрошлифы и проводили предварительный металлографический анализ микроструктуры единичных контактов при увеличении большим того, при котором производится измерение следов сечения плоскостью шлифа поверхностей контактирования частиц с компактным материалом. Цель предварительного металлографического анализа микроструктуры – качественная оценка структуры единичного контакта, наличия границы раздела между взаимодействующими объектами. За количественную меру контактирования принято отношение длины суммарного металлографически выявленного металлического контакта на следе пересечения произвольной плоскостью плоскости шлифа пористой составляющей к общей длине – коэффициент контактирования. Установлено, что при давлении прессования 100 МПа коэффициент контактирования не превышает 0,35, с увеличением давления прессования он увеличивается до 0,5 – 0,55 при давлении 150 МПа и 0, 65 при давлении 250 МПа, однако при этом давлении прессования пористость пористой составляющей снижается до уровня, недостаточного для использования в качестве фильтрующего материала. Зависимость величины коэффициента контактирования от давления прессования для различных фракций титанового порошка приведена на рис. 2.





Рис. 1. Зависимость пористости экспериментальных образцов из порошка титана от давления прессования 1 – порошок титана дисперсностью 40 – 63 мкм; 2 – порошок титана дисперсностью 63–100 мкм; 3 – порошок титана дисперсностью 100 – 160 мкм

**Рис. 2.** Зависимость величины коэффициента контактирования от давления прессования для различных фракций титанового порошка 1 – порошок титана дисперсностью 100 – 160; 2 – порошок титана дисперсностью 63–100 мкм; 3 – порошок титана дисперсностью мкм 40 – 63 мкм

В результате исследований установлено, что оптимальными режимами формования КПМ, обеспечивающими стабильные физико-механические свойства, необходимые для эксплуатации изделий из КПМ, являются: давление прессования – 50-200 МПа; величина заряда пороха – 0,13 кг, при которых пористость пористой составляющей составляет 37 – 43 %, а коэффициент контактирования – 0,5 – 0,6.

### РАЗВИТИЕ ПРИЛОЖЕНИЙ ЗАДАЧИ ЛАМЕ

#### Демидова И.И.

## НИИММ им. акад. В.И. Смирнова СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия. <u>maria\_ib@mail.ru</u>

### Введение

В структуре тканей растений и животных содержится большое количество трубочек, сосудов (артерии, корни растений, желудок, голова и т.д.), постоянно нагруженных как внутренним давлением  $p_i$ , так и внешним  $p_0$ . При этом отметим, что для нормального функционирования живой системы все параметры имеют свои границы. Изменение параметров окружающей среды ОС имеет достаточно широкий диапазон, так температура для одной области может меняться в пределах  $\pm 40$  <sup>0</sup>CT за счет колебания других параметров, например, движения Земли (суточное, смены времен года). Температура же человека под-держивается в норме в достаточно узком интервале [36 -  $37^0C$ ].

#### Действие давления на живой организм

Рассмотрим задачу Ламе – о деформировании сферического сосуда с полостью, с радиусами *a* и *в*, под действием внешнего  $p_0$  и внутреннего  $p_i$  давлений в однородном температурном поле при граничных условиях:  $\sigma_r = p_0$ , r = b,  $\sigma_r = p_i$ , r = a. Известно, что распределение радиальных  $\sigma_r$  и окружных  $\sigma_{\theta}$  напряжений зависит от соотношения давлений  $p_0$ ,  $p_i$  и размеров сферы *a* и *в* и не зависит от свойств материала.



Рис. 1. Интерференционная картина



Рис. 2. Интерференционные полосы в пространственной модели с включением

Из решения задачи следует, если сфера или цилиндр нагружены только внутренним давлением, то окружное напряжение – растягивающее, а радиальное – сжимающее, и по величине окружные напряжения больше радиальных, причем максимум окружных напряжений достигается на внутренней поверхности. При этом напряжение  $\sigma_{\theta}$  всегда численно превышает внутреннее давление и приближается к нему по величине с увеличением *в*. Наличие растягивающих окружных напряжений приводит, например, к растрескиванию коры деревьев.

В фотоупругости, согласно закону Вертгейма, интерференционные полосы, соответствующие разности главных напряжений, будут для плоской задачи окружности (рис.1). Задачу Ламе, как модельную, применяли при исследовании напряженного состояния в кровеносных сосудах, в трубчатых костях, в корнях растений и т.д. Можно использовать эту модель и для полых органов, например, желудка.

Заметим, что в соответствии с законом Вульфа, траектории трабекул губчатой ткани совпадают с линиями максимальных напряжений, которые в фотоупругости отождествляют с семейством изоклин (рис. 3, 6). По этим семействам можно построить изостаты и линии скольжения. Затем можно судить о характере разрушения конструкций, выполненных из однородных материалов (рис. 4, 5). Для хрупкого материала разрушения идут по изостатам.



# Деформирование ОС

Известно, что любая биосистема способна создавать в окружающем пространстве *OC* поля той или иной физической природы. Если внешнее давление действует на биосистему, то и, наоборот, система воздействует на *OC*, т.е. вокруг биосистемы образуется некоторое физическое поле, обладающее своими физико-механическими характеристиками. Причем величины этих характеристик отличаются от характеристик биоконструкций на порядки.



Если *OC* ограничена только живой конструкцией, то распределение напряжений будет таким же, как в задаче Ламе. Степень этого действия по величине и радиусу, безусловно, незначительна по сравнению с размерами Вселенной -- 4 -5 радиусов объекта, но ощутима при взаимодействии с близко расположенными живыми системами. Отметим, что наличие поля вокруг живых систем замечено давно, о чем свидетельствует изображение нимбов вокруг головы Будды на Кушанской монете 1 века до н.э. Во второй половине XX века был развит метод Кирлиана или метод газоразрядной визуализации ГРВ. Суть метода ГРВ заключается в регистрации и анализе свечений биологических объектов при стимуляции их электромагнитным полем с усилением в газовом разряде (рис.9, 10).

Заметим, что внутренняя поверхность OC всегда ограничена наружной поверхностью биосистемы, на которой действуют неравномерно распределенные напряжения. Положение границы наружной поверхности OC существенным образом влияет на напряженное состояние этой области и зависит от нахождения биосистемы в пространстве, закрытом или открытом, и от уровня давления в OC. В зависимости от механических свойств OC, ее размеров, воздействий, различных граничных условий можно изучать разнообразные состояния системы. А при изменении напряженного состояния в живом организме будет изменяться напряженное состояние и в его пространстве OC.

В качестве модели исследования напряженного состояния ОС можно предложить модель с включением. На рисунке 2 показана интерференционная картина в пространственной модели со стеклянным сферическим включением после отверждения полимерного материала. Подобное распределение напряженного состояния возникает и вокруг клетки, и при развитии зачатка зуба, и в утробе матери вокруг плода, и вокруг любого живого организма. На рисунке 7 приведена картина разрушения в модели с включением после быстрого охлаждения. Этой моделью, вероятно, можно объяснить разрушения ОС при резком перепаде давлений, вызванных разными причинами.

#### Заключение

Изучение напряженного состояния области *OC* необходимо, так как любая биоконструкция существует не изолированно. Академик В. П. Казначеев, исследовавший взаимодействие клеток, высказал следующее мнение: «Думаю, полевое вещество, "поле", не только является основой интеллекта, но и управляет развитием всего живого организма». Подлинная природа живых организмов проявляется в их взаимном влиянии. С точки зрения механики при взаимодействии биоконструкций, как и в модели с включениями, повышается концентрация напряжений и возможно возникновение дефектов тканей *OC* (рис. 8). В результате возникает ситуация невозможности поступления информации к клетке и от клетки.

Таким образом, использование задачи Ламе в биомеханике расширяет возможности анализа проблемы взаимоотношения биосистем с окружающей средой, позволяет объяснить некоторые явления, наблюдаемые в природе. Предложенные модели позволяют дать объяснения различных патологий, возникающих при росте и функционировании живых систем. С другой стороны расширяются возможности приложений задачи Ламе.

#### СИСТЕМА УbPb<sub>3</sub>-PbTe

### Алиев О.М., Аждарова Д.С., Рагимова В.М., Бахшалиева Э.А., Кули-заде Э.С.

### Институт Химических Проблем им. акад. М.Ф.Нагиева Национальной Академии Наук Азербайджана, Баку, Азербайджан, chem.@science.az

Интенсивное развитие техники требует поиска новых полупроводниковых материалов. Известно, что теллурид свинца – полупроводник, обладающий термоэлектрическими свойствами. Также известно, что халькогениды Yb обладают комплексом физикохимических свойств, которые находят практическое применение в качестве рабочих элементов приборов и устройств в современной электронной технике.

При взаимодействии халькогенидов свинца и иттербия возможно получение новых перспективных фаз и областей твердых растворов.

Поэтому изучение химического взаимодействия в системе Yb–Pb–Te имеет как научное, так и практическое значение.

Ранее исследовались фазовые равновесия по следующим системам YbTe–PbTe, Yb<sub>3</sub>Pb<sub>3</sub>–YbTe. Результаты исследования показали, что данные системы являются квазибинарными сечениями тройной системы Yb–Pb–Te. Их диаграммы относятся к эвтектическому типу.

Система YbPb<sub>3</sub>–PbTe была исследована методами физико-химического анализа: дифференциально-термическим (ДТА), рентгенофазовым (РФА), микроструктурным (МСА), а также измерением микротвердости и определением плотности.

Сплавы разреза YbPb<sub>3</sub>–PbTe синтезировали из бинарных соединений YbPb<sub>3</sub> и PbTe, полученных из особо чистых элементов.

Синтез проводили в запаянных, предварительно откачанных до остаточного давления 10 Па кварцевых ампулах при 1200–1300 К. После синтеза ампулы охлаждали медленно до 1100 К и в этом режиме гомогенизировали в течение недели.

Микроструктурное исследование показало, что сплавы состава 92–100 моль% PbTe – однофазные, а все остальные сплавы – двухфазные.

На основании результатов физико-химического анализа построена диаграмма состояния системы YbPb<sub>3</sub>-PbTe.

Система YbPb<sub>3</sub>–PbTe является квазибинарным сечением тройной системы Yb–Pb–Te и относится к эвтектическому типу.

Ликвидус разреза состоит из ветвей первичной кристаллизации YbPb<sub>3</sub> и α( PbTe), пересекающиеся в двойной эвтектичекой точке.

Координаты эвтектики: состав – 40 моль% РbTe и температура – 800 К.

На основе теллурида свинца образуются узкие области гомогенности доходящие при комнатной температуре до 8 моль% YbPb<sub>3</sub>. На основе второго компонента растворимость экспериментально не установлена.

В субсолидусной области совместно кристаллизуются YbPb<sub>3</sub> и α твердые растворы РФА, МСА подтверждают диаграмму состояния системы.

При измерении микротвердости различают два набора значений 108 кГ/мм<sup>2</sup> и 65кГ/мм<sup>2</sup>, относящиеся к YbPb<sub>3</sub> и  $\alpha$  (PbTe) твердым растворам. Измерения электрофизических свойств показало, что полученные твердые растворы являются полупроводниками.

### ТРАНСФОРМАЦИЯ ПРОДОЛЬНОЙ ВОЛНЫ В ПОПЕРЕЧНУЮ И ПОВЕРХНОСТНУЮ МОДЫ В МЕТАЛЛАХ С УПРОЧНЕННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

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

ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, baev@iaph.bas-net.by

Неразрушающий контроль (НК) качества поверхностного упрочнения металлов, выполненного термической или химико-термической обработкой, является актуальной задачей в различных отраслях современного промышленного производства машин, станков, инструментов и др. Один из эффективных методов НК, хорошо коррелирующий с глубиной *h* упрочненного поверхностного слоя (УПС) и его твердостью *B* – ультразвуковой, реализуемый на основе следующих эффектов: а) рефрагирования объемных волн в приповерхностном слое [1]; б) дисперсии поверхностных акустических волн (ПАВ) [2]; рассеяния поперечной моды на "условной" границе УПС, характеризуемой балльностью зерна металла [3]. В настоящей работе обращено внимание на особенности взаимодействия падающей продольной волны (L) с УПС, включая трансформацию последней в подповерхностную поперечную - Т-моду, а также отражение L-моды от УПС (ранее этим процессам не уделялось должного внимания при реализации соответствующих методик НК поверхности твердых тел). Поясняющие схемы проводимых исследований представлены на рисунке 1, где в качестве информативной характеристики УПС служат амплитудно-угловые зависимости *P*(β) при трансформации мод (рис. 1*a*) и отражении *L*-моды от УПС (рис. 1б). Максимальный частотный диапазон исследований f = 0,5-10 МГц.



**Рис. 1.** Схема исследований при трансформации (*a*) и отражении (б) волн от УПС: *a*) 1 – пьезопластина; 2 – призма ПЭП; 3 – рабочая поверхность призмы; 4 – образец с УПС; б) 1 – опорная поверхность; 2 – иммерсионная среда; 3 – образец с УПС; 4 – излучающий ПЭП; 5 – приемный ПЭП; 6 – коромысла

Проведен анализ акустического тракта применительно к возбуждению ПАВ в металлах наклонным преобразователем и дана оценка потерям акустической энергии в результате: 1) ослабления продольной волны в материале призмы ПЭП с коэффициентом ослабления  $\alpha_L$ ; 2) трансформации на границе сред продольной волны в ПАВ, характеризуемой коэффициентом трансформации  $K_{LR}$ ; 3) ослабления ПАВ (или волны Стоунли) при распространении вдоль границы призма ПЭП–контактная среда-металл, характеризуемого коэффициентом ослабления  $\alpha_R$ . При этом амплитуда возбуждаемой ПАВ на выходе преобразователя описывается выражением:  $P_R \sim K_{LR} F_L F_R = K_{LR} N$ , где  $F_L$  и  $F_R$  - функции ослабления продольной волны в призме ПЭП и ПАВ, распространяющейся вдоль границы

сред в направлении *x*, соответственно. Путем минимизации *P* как функционала определены оптимальные параметры ПЭП для возбуждения ПАВ.

Необходимо отметить, что при отклонении скорости упругих мод  $\{C_R, C_L\}$  (при возбуждении ПАВ) от оптимального значения, вызванном наличием упрочненного слоя, изменением температуры и др., требуется дополнительная корректировка угла падения волны:

$$\Delta\beta \sim \frac{n^2}{\sqrt{1-n^2}} \left(\frac{\Delta C_R}{C_R} - \frac{\Delta C_L}{C_L}\right),\tag{1}$$

где  $n = C_L / C_R$ . При отклонении температуры среды от номинальной на величину  $\Delta T$  значения { $\Delta C_R$ ,  $\Delta C_L$ } ~  $\Delta T$ . То же имеет место и при возбуждении *T*-волны.

Проведены экспериментальные исследования зависимости амплитуды поверхностной  $P_R$  и сопутствующей подповерхностной моды  $P_T$  при изменении угла падения волны, глубины УПС и частоты волны (1–5 МГц). Установлено (рис. 2), что зависимости амплитуды ПАВ от  $\beta$  подобны параболе, обращенной ветвями вниз. Угол максимума функции  $P_R(\beta)$  возрастает с глубиной упрочненного слоя и частотой волны, что, как предполагается, вызвано уменьшением "эффективной" скорости  $C_R$  в упрочненном слое и согласуется с законом Снеллиуса.





Рис. 2. Амплитуда ПАВ в зависимости от угла призмы  $\beta$  (1–3) и от безразмерной глубины УПС *h* (4, 5) в режиме отражения волны от торца образца:  $h^* = h/\lambda = 0$  (1); 0,4 (2); 1,5 (3);  $\beta = 60^{\circ}$  (4); 69° (5) на частоте 1,8 МГц

Рис. 3. Отклонение угла минимума амплитуды отраженной волны  $\Delta\beta$  в зависимости от безразмерной глубины среза УПС *h*\* образца с цементированным слоем: *f*, МГц = 1,1 (1); 3,3 (2); 5 (3); 10 (4)

Подобные закономерности имеют место и для амплитудно-угловой зависимости сопутствующей подповерхностной поперечной волны, максимум которой локализован в окрестности второго критического угла. Также впервые получены данные по соотношению коэффициентов преобразования продольной моды в ПАВ и *T*-волну, характеризуемому параметром  $\varepsilon_{RT}=P_R/P_T$ , который является весьма чувствительным как к углу  $\beta$ , так и к  $h^*=$  $h/\lambda$ . Такой характер поведения исследуемых функций обусловлен не только особенностями преобразования падающей на объект со слабонеоднородным (в отношении акустических свойств) слоем продольной волны в ПАВ и *T*-волну, но и эффектом рефракции последней. При этом величина  $\varepsilon_{RT}$  может изменяться на 15-20 дБ и более, что, как установлено, может приводит к изменению спектра зондирующего сигнала. Несомненно, что эти факторы необходимо учитывать в различных методических разработках контроля УПС на объектах с плоской и с криволинейной поверхностью. Также экспериментально установлено, что при  $3 > h^* > 1,5$  закон ослабления подповерхностной *T*-волны с расстоянием практически такой же, как и для ПАВ, а это имеет весьма важное значение не только для реализации методики контроля УПС, но и для традиционной дефектоскопии металлоизделий, подвергнутых химико-термической обработке.

На основании проведенных исследований показана возможность использования полученных зависимостей на разных частотах в качестве дополнительного информационного материала для определения параметров упрочненного слоя.

Необходимо отметить, что измерения параметров УПС по данным скорости ПАВ [2] или с использованием эффектов рефракции [1] могут проводиться лишь при достаточных габаритах объектов, что не всегда возможно. Локальность области контроля УПС может быть существенно уменьшена (до ~1 см) путем использования метода гониометра [2] (рисунок 1б), где информативным параметром, характеризующим упрочненный слой, является угол минимума амплитуды отраженной продольной  $\beta^* = \arcsin(C_I/C_R)$ . При этом функция *P*(β) имеет вид, подобный параболе, обращенной ветвями вверх. В случае, когда образцы выполнены из стали с цементированным упрочненным слоем или из высокопрочного чугуна (с отбелом), изменение безразмерной глубины слоя сопровождается сдвигом углового параметра  $\beta^*$  (рис. 3). Угловое отклонение  $\Delta\beta$  формально может быть описано формулой (1), где параметры  $c_0 = \Delta C_R / C_R$  и *п* являются функциями, зависящими от глубины слоя, частоты волны, а также модуля Юнга E(z) и плотности упрочненного слоя  $\rho(z)$ . В силу того, что для УПС в виде отбела (на чугуне) и цементированного слоя (на стали) знаки  $\Delta C_R$  разные, то разные знаки имеет и угловой сдвиг  $\Delta \beta$ . Кроме того, поскольку значения  $c_0$  для указанных типов образцов существенно отличаются, то, как следует из (1) и подтверждается экспериментом, более чем на порядок отличаются и значения  $\Delta\beta$ . Т.е., толщинометрия отбела на чугунах методом гониометра может быть реализована в цеховых условиях. Необходимо также отметить, что повышение надежности и точности измерения параметров УПС методом гониометра может быть достигнуто путем увеличения количества переотражений зондирующего сигнала в системе излучатель-объект-приемник и использования магнитной жидкости в качестве иммерсионной среды.

#### Список литературы

- 1. Вопилкин А.Х., Шишов А.П., Ермолов И.Н., Басацкая Л.В. Ультразвуковой способ определения твердости поверхностно-закаленных слоев изделий. Авт. свид. №729503. – Бюлл. изобр., 1980, №15.
- Баев, А.Р. Измерение глубины слоя, закаленного ТВЧ, ультразвуковым методом / А.Р.Баев, А.Л.Майоров, М.А.Тищенко // Металлургия и литейное производство 2007. Беларусь: материалы междунар. науч.-тех. конф., Жлобин, 6-7 сентября 2007 г. / РУП БМЗ. – Жлобин, 2007. -С.110-112.
- 3. Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В.В. Клюева. Т. 3. М.: Машиностроение, 2006. 864 с.

### МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОПТОАКУСТИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОНТАКТНЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ

Баев А. Р.<sup>1</sup>, Гуделев В.Г.<sup>2</sup>, Митьковец А.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт прикладной физики НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, <u>baev@iaph.bas-net.by</u> <sup>2</sup>ГНУ «Институт физики имени Б.И. Степанова НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь, baev@iaph.bas-net.by

Неразрушающий контроль объектов ряда отраслей современного промышленного производства, имеющих сложный профиль, высокую температуру (до 1000°С), расположенных в труднодоступных местах является весьма актуальной задачей. Для этих целей все более широкое применение находят методы и средства импульсно-лазерного (ИЛ) контроля [1], позволяющие дистанционно "зондировать" металлоизделия на наличие объемных и поверхностных дефектов, возбуждая объемные, пластинчатые и поверхностные волны (ПАВ). В настоящей работе обращено внимание на ряд методических особенностей ИЛ-контроля и возможностей повышения эффективности последнего применительно к выявлению поверхностных и объемных несплошностей или дефектов (трещин, пор, инородных включений) а также – толщинометрии тонкостенных изделий. На первом этапе исследований изучаются особенности выявления поверхностных дефектов движущимся пятном лазерного луча (ПЛЛ), а на втором – возможности моделирования оптоакустического тракта применительно к возбуждению и приему продольных, поперечных и поверхностных волно с мидких сред. Последние играют функцию элемента преобразования оптического излучения в УЗК.

Необходимо выделить два основных направления ИЛ-контроля поверхностных дефектов, причем первое из них является традиционным и подобно, преимущественно, тому, что реализуется в ультразвуковой дефектоскопии [2], т.е. о наличии несплошности судят по амплитуде волны, отраженной от дефекта или прошедшей через него. При этом поверхность ПЛЛ (*S*<sub>ПЛЛ</sub>) и приемника ПАВ находятся вне дефекта. Во втором же случае о наличии дефекта судят по данным изменения параметров зондирующего сигнала при пересечении ПЛЛ дефектной области S<sub>D</sub>. В этом случае нарушаются граничные условия для тензора напряжений *T<sub>ik</sub>* и теплового потока *q* в области *X*⊂*S<sub>ПЛЛ</sub>*, и следует ожидать значимого изменения амплитудно-частотных характеристик  $P(\omega)$  возбуждаемых ПАВ. Проанализированы возможные схемы возбуждения ПАВ, когда ПЛЛ имеет форму: а) длинной полосы (полос); б) сектора (секторов) с заданным радиусом кривизны R и толщиной d; в) колец; г) круглого пятна. Обращено внимание на то, что эффективность ИЛ-контроля может быть существенно повышена путем управления формой ПЛЛ с помощью механических или электронных устройств. При этом представляется возможным изменять направленность ПАВ путем: углового качания или вращение фронта ПАВ (схема а и б); фокусировать и изменять фокусное расстояние F=R (схема б и в), а также формировать поля ПАВ и других конфигураций. Эффективность излучения-приема зондирующего сигнала может быт повышена путем формирования ПЛЛ в виде нескольких полос (схемы а-в), отстоящих друг от друга на расстоянии  $\lambda_{.R}/2$ , где  $\lambda_{.R}$  – длина волны ПАВ.

При проведении экспериментальных исследований в качестве источника ИЛизлучения служит генератор ЛТИПЧ с устройством коррекции сечения светового пучка, падающего на исследуемый образец. Прием и обработка электрического сигнала, снимаемого с приемного преобразователя, производится с помощью "Spectronic" TDS 3052B. ПЛЛ имеет форму круглого пятна либо вытянутой полосы с поперечным сечением d = 0,2-5 мм. При проведении исследований в качестве базового объекта взяты образцы с трещинами: №1 – длина трещины  $b \approx 20$  мм, ширина ее устья d = 4 мкм, глубина h = 400450 мкм; образец №2 –  $b \approx 3$  мм,  $h \sim 200-300$  мкм,  $d \approx 0,5$  мкм. Поверхностная пора моделируется путем сверления стальных образцов на разную глубину.

Необходимо отметить, что независимо от типа дефекта (поры или трещины), при последовательном перемешении ПЛЛ через область с дефектом наблюдается существенное изменение: А) амплитуды ПАВ: Б) спектра или формы "вступительной" части импульса, занимающей временной интервал его осцилляции  $\tau = (2-3)f^{-1}$ , где f – характерная частота волны; В) индикатрисы рассеяния Ф(в). Если несплошность - трещина, то заметно появление "сателлитов" ПАВ, возникающих, по-видимому, в результате отражения от стенок трещины обратной волны, генерируемой ПЛЛ. Как видно из рисунка 1, зависимость амплитуды волны P(x) имеет ярко выраженный максимум, достигаемый, преимущественно, при расположении центра ПЛЛ в окрестности характерного значения  $x_m \subset \{S_D, S_{\Pi,\Pi,\Pi}\}$ . Максимальное же увеличение амплитуды сигнала, характеризуемое амплитудным коэффициентом  $\varepsilon_A = P_{max} / P_x$ , может достигать 7–8 раз и более, если безразмерный поперечный размер ПЛЛ  $d^* = d / \lambda_{\Pi AB}$  выбран оптимальной величины, где  $P_x$  соответствует минимуму амплитуды сигнала при положении центра ПЛЛ по обе стороны от центра дефекта. Необходимо отметить, что амплитудные изменения ПАВ при перемещении ПЛЛ через трещину с предельным раскрытием (шириной~0,5мкм) и длиной ~3 мм составили всего 25-40%. При этом наиболее достоверным признаком, характеризующим наличие дефекта, может служить форма "вступительной" части осцилляции импульса, обусловленная сложным характером формирования поля ПАВ в окрестности трещины. (Ранее в работе [1] при изучении подобного эффекта на образце с длинной искусственной трещиной шириной  $\delta$  =50 мкм влияние параметра  $d^*$  на амплитуду возбуждаемой ПАВ не изучалось, а зафиксированное "усиление" амплитуды ПАВ составило всего  $\mathcal{E}_A \sim 2$ ).



**Рис. 3.** Амплитуда ПАВ в зависимости от положения ПЛЛ типа длинной полосы относительно трещины (*a*) и от безразмерной ширины ПЛЛ (*б*): (*a*) –  $d^* = 2,2$  (1); 0,2(2); 5 (3); (*б*) –  $P_A = P_A(x_i)$ , где  $x_1 = -4$  мм (1) и  $x_2 = 4$  мм (2)

Весьма интересным с точки зрения механизма ОА-взаимодействия и важным для практики является тот факт, что при отношении площади ПЛЛ к площади несплошности (модельной поры)  $S^* = S_{\Pi\Pi\Pi} / S_{\Pi\Pi} = 25$  величина  $\varepsilon_A$  достигает ~5–6. При этом так называемый "захват" контролируемой поверхности объекта при ОА-сканировании, определяющий производительность контроля (при сохранении высокой чувствительности), может быть весьма большим. Прием же ПАВ может производиться ненаправленным приемни-ком колебаний, включая интерферометр, ультразвуковой или ЭМА-преобразователь. Ис-

следованные зависимости P(x) и  $\varepsilon_A(d^*)$  для случая, когда ПЛЛ имеет форму круга, а несплошность – цилиндрическое углубление диаметром 1 мм (h = 0-2,1 мм), хотя и подобны полученным выше, но и имеют ряд отличий, обусловленных, прежде всего, индикатрисой рассеяния  $\Phi(\phi)$ .

Изучены возможности моделирования оптоакустического тракта применительно к возбуждению и приему в металлах объемных волн и ПАВ с использованием локальных иммерсионных ванн, удерживаемых магнитами. Как показано экспериментально, с помощью последних представляется возможным возбуждать в твердых телах фронт продольных волн при интенсивностях  $J_I$  на порядок больше тех, что используются на практике. Если же в качестве контактной жидкой среды используется магнитная жидкость (МЖ) [3], помещенная между образцом и световодом, наклоненным под углом  $\beta$ , то в образце будут



Рис. 3. Схема толщинометрии изделий из жаропрочного сплава использованием ИЛ-контактного метода: 1 – лазерный луч, 2 – кварцевый свето-звукопровод, 3 – корпус, 4 – пьезопластина; 5 – электрод, 6 – магнитопровод, 7 – магнит; 8 – защитное ограждение; 9 – магнитная жидкость; 10 – стенка

возбуждаться продольные и поперечные волны под углом  $\alpha = \arcsin[\sin\beta(C_{M\mathcal{H}}/C_{L,T})]$ , а также поверхностные, головные, пластинчатые и другие типы волн, где  $C_{L,T}$  - скорость продольной (L) или поперечной (T) волны в образце, а  $C_{M\mathcal{K}}$  – в магнитной жидкости. При этом существенно уменьшается шумовой фон, имеющий место при прямом воздействии лазерного излучения на объект, и достигается высокая чувствительность и разрешающая способность контроля. Схема ИЛ-контактного метода толщинометрии тонкостенных изделий сложного рельефа, где в качестве контактной среды используется МЖ, поясняется на рисунке 3. В этом случае реализуется так называемая раздельно-совмещенная схема прозвучивания изделия, обеспечивающая низкий шумовой фон и высокое разрешение при толщине стенки до ~0,3 мм и радиусе кривизны поверхности изделия ±1 см.

#### Список литературы

- 1. Sridhar Krishnaswamy Theory and Application of Laser-UltrasonicTechniques, in Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation, Vol. 20A, Thompson, D.O. and Chimenti, D.E., Eds., Plenum Press, New York, 2003, pp.436-492.
- 2. Неразрушающий контроль: справочник: в 7 т. Т.3: Ультразвуковой контроль. / И. Н. Ермолов, Ю. В. Ланге; под ред. чл.-корр. РАН В. В. Клюева. М.: Машиностроение, 2004. 832 с.
- Baev A.R., Karabutov A.A., Gudelev V.G., Mitskovets A.I., Asadchaya M.V. Peculiarities of ultrasound excitation in magnetic fluids by laser pulses. – Proceedings of the International Conference «Optical Techniques and Nano-Tools for Material and Life Sciences», B.I. Stepanov Institute of Physics of NAS of Belarus, Minsk, June 15-19, 2010. – P.89-94.

### РАЗРАБОТКА ОСНОВ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕКСТИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С БАКТЕРИЦИДНЫМ НАНОПОКРЫТИЕМ

### Абрамова А.\*; Геданкен А.\*\*; Попов В.\*\*\*; Оои Е-Х.\*\*\*

\*) ООО «Buamex», Москва, Россия \*\*) Bar-Ilan University, Рамат ганн, Израиль \*\*\*) Wessex Institute of technology, Вессекс, Великобритания

В настоящее время много внимания уделяется проблеме внутрибольничных инфекций, так как именно они являются причиной смерти 3 миллионов человек ежегодно [1]. Одним из методов профилактики вышеупомянутых заболеваний является внедрение в госпиталях антибактериальных текстильных материалов, которые могут быть получены, если в волокна обычного тканевого материала внедрить антибактериальные наночастицы, например, оксида цинка или меди, которые обладают бактерицидными свойствами благодаря радикалам ОН, возникающим как результат дефекта в кристаллической структуре, что было доказано исследованиями, проведенными в университете Бар-Илан [2].

В случае мощного ультразвукового воздействия, когда порог кавитации превышен, наночастицы ускоряются быстро движущейся поверхностью кавитационного пузырька, динамика которого определяет основные характеристики процесса нанесения покрытия.

Вследствие асимметрии коллапса пузырька вблизи поверхности наночастицы выбрасываются в сторону нее с очень большими скоростями (>100 м·сек<sup>-1</sup>).

Для достижения целей задачи максимального кавитационного ускорения наночастиц (а именно скорость определяет глубину проникновения наночастиц в волокно) наибольший интерес представляет случай развитой кавитации, когда звуковое давление значительно превышает пороговый уровень  $P_{\rm m} >> P_{\rm nop}$ .

Поскольку плотность и скорость звука определяются средой, то при конструировании сонохимического реактора для реализации описываемого процесса необходимо обеспечить оптимальную амплитуду колебаний, которая была бы достаточна для того, чтобы гарантировать необходимую глубину проникновения частицы в волокно. При этом необходимо максимально сконцентрировать энергию в области обрабатываемого полотна.

Для исследования процесса нанесения антибактериального нанопокрытия на текстиль был разработан сонохимический реактор для обработки материала шириной до 500 мм. Было проведено моделирование распределения амплитуд давлений (с помощью программного пакета COMSOL Multyphysics), которое позволило определить оптимальное расположение ткани между волноводами. При этом ультразвуковые колебания вводились в реактор посредством 4 магнитострикционных преобразователей, приваренных непосредственно к излучающим поверхностям (стальным пластинам прямоугольной формы), два из которых располагались над движущейся тканью, а два под ней.

Эскиз сонохимического реактора, который был взят за основу при моделировании, приведен на рис. 1. Общий вид магнитострикционных преобразователей с излучающей пластиной приведен на рис.2.

С помощью программы ANSYS была выполнена модель используемого мембранного преобразователя, была рассчитана форма колебаний данного преобразователя на частоте 19 кГц, которая и являлась рабочей частотой системы. В результате работы данной системы на поверхности волновода образовались затемнения, которые дают некое представление о форме колебаний данного объекта и подтверждают модель.

Основой для расчетов распределения амплитуд давлений послужило решение уравнения Гельмгольца, причем изменение скорости распространения волны в жидкости, насыщенной пузырьками учтено введением комплексной компоненты в волновое число  $k_{\rm m}$ . При этом предполагалось, что радиус пузырька изменяется в интервале от 5 до 50 мкм, причем размер пузырька распределен по Гауссу.





Рис 1. Эскиз сонохимического реактора

Рис. 2. Общий вид волноводной системы мембранного типа

По результатам моделирования (рис. 3) было определено оптимальное расположение обрабатываемой ткани между волноводами: наиболее равномерное распределение амплитуд колебаний наблюдалось в случае, когда ткань располагалась точно посередине между излучателями на расстоянии 10 мм от каждого из них. Именно этот вариант был реализован на практике.



**Рис. 3.** Распределение амплитуд давления вдоль поверхностей обрабатываемого материала (результат моделирования) *а*) под тканью *б*) над тканью

Для проверки модели были проведены 2 серии экспериментов. В первой серии использовалась алюминиевая фольга. Кусочки фольги размерами 30\*50 мм<sup>2</sup> помещались в зону воздействия между излучающими поверхностями стальных пластин, после чего с помощью весов определялась степень разрушения фольги в различных точках реактора. На рис. 4 приведено распределение амплитуд давлений, полученное с помощью моделирования и положение максимумов и минимумов амплитуд, определенное с помощью эксперимента.

Как видно абсолютный минимум интенсивности наблюдался в зоне 7, что полностью соответствует результатам моделирования. Как и ожидалось, в зонах 1 и 4 наблюдались локальные минимумы, зоны 2 и 3 при этом представляли собой локальные максимумы. Однако в целом в зонах 1-4 можно говорить о равномерности покрытия (колебания степени разрушения фольги незначительны). Абсолютный же максимум интенсивности ультразвуковых колебаний находился в зонах 5 и 6, что еще раз подтверждает модель. Аналогичные результаты были получены для перпендикулярного направления.


**Рис. 4.** *а*) результаты моделирования и расположение зон; *б*) средняя разница весов фольги до и после обработки в ультразвуковом поле

Дальнейшие исследования равномерности покрытия были проведены следующим образом: в исследуемом сонохимическом реакторе был обработан текстильный материал. При этом в качестве рабочего вещества был взят раствор наночастиц оксида меди в воде. Было проведено исследование полученного материала с помощью сканирующего электронного микроскопа. Результаты эксперимента представлены на рис. 5.



Рис. 5. Распределение наночастиц вдоль текстильного материала.

Как видно, можно говорить о совпадении результатов моделирования и двух экспериментов. Единственное расхождение с моделью наблюдается у краев текстильного материала, что может быть вызвано краевыми эффектами.

Были также проведены исследования антибактериальных свойств полученного материала. Установлено, что даже зоны с минимальным покрытием подавляют более 99% бактерий (исследования проводились в университете города Ковентри).

Таким образом, был разработан и изготовлен сонохимический реактор для нанесения нанопокрытий на текстильные мате-

риалы. С помощью математического моделирования были определены оптимальное расстояние между волноводами и оптимальное расположение обрабатываемого материала. Результат, полученный при моделировании, был проверен экспериментально и подтвержден исследованиями. Были проведены исследования антибактериальных свойств данного материала и установлено, что разработанный реактор позволяет наносить нанопокрытия на ткань, причем даже в зоны с наименьшей плотностью покрытия подавляют более 99% бактерий.

- 1. Материалы Европейской Комиссии <u>http://ec.europa.eu/health-eu/index\_en.htm</u>
- 2. S. Ramesh, Y. Koltypin, R. Prozorov, A. Gedanken. Sonochemical impregnation of submicron silica spheres with Ni nanoparticles, Chem. Mater. 1997, № 9, pp.546-551.

## О ДОПУСКЕ НА ОСТАТОЧНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ПРЕДЕЛОВ ТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ

### Зубчанинов В.Г., Гультяев В.И., Алексеев А.А.

### Тверской государственный технический университет, г. Тверь, Россия kafsm@yandex.ru

В работе исследуется влияние допуска на остаточную деформацию при определении предела текучести и радиус-функцию гипотетической сферической поверхности текучести в теории пластического течения.

В теории пластичности тензоры напряжений  $\sigma_{ij}$  и деформаций  $\varepsilon_{ij}$  можно представить в линейном координатном евклидовом пространстве  $E_6$  в виде векторов [1, 2]

$$\overline{S} = S_0 \dot{i_0} + \overline{\sigma}, \quad \overline{\varepsilon} = \overline{\Im}_0 \dot{i_0} + \overline{\Im}, \quad (1)$$

$$\overline{\sigma} = S_k \dot{i}_k, \quad \overline{\Im} = \Im_k \dot{i}_k \quad (k = 1, 2, \dots 5), \qquad (2)$$

где  ${}^{\wedge}_{\{i_k\}}$  – ортонормированный базис А.А.Ильюшина;

$$\begin{cases} S_0 = \sqrt{3}\sigma_0, \ S_1 = \sqrt{\frac{3}{2}}S_{11}, \ S_2 = \frac{1}{\sqrt{2}}(S_{22} - S_{33}), \ S_3 = \sqrt{2}S_{12}, \ S_4 = \sqrt{2}S_{23}, \ S_5 = \sqrt{2}S_{13}, \\ \Im_0 = \sqrt{3}\varepsilon_0, \ \Im_1 = \sqrt{\frac{3}{2}}\Im_{11}, \ \Im_2 = \frac{1}{\sqrt{2}}(\Im_{22} - \Im_{33}), \ \Im_3 = \sqrt{2}\Im_{12}, \ \Im_4 = \sqrt{2}\Im_{23}, \ \Im_5 = \sqrt{2}\Im_{13}, \end{cases}$$

$$(3)$$

- компоненты векторов напряжений и деформаций;

$$\sigma_0 = \sigma_{ij}\delta_{ij}/3, \quad \varepsilon_0 = \varepsilon_{ij}\delta_{ij}/3, \quad S_{ij} = \sigma_{ij}-\delta_{ij}\sigma_0, \quad \partial_{ij} = \varepsilon_{ij}-\delta_{ij}\varepsilon_0$$
(4)

– компоненты шаровых тензоров (первые инварианты) и девиаторов соответственно. Модули векторов напряжений  $\overline{\sigma}$  и деформаций  $\overline{\mathcal{P}}$  (вторые инварианты) в пятимерном подпространстве формоизменения  $E_5$ 

$$\sigma = \sqrt{S_k S_k} = \sqrt{S_{ij} S_{ij}}, \quad \Im = \sqrt{\Im_k \Im_k} = \sqrt{\Im_{ij} \Im_{ij}} \quad (i, j = 1, 2, 3).$$
(5)

В теории пластического течения введены две основополагающие гипотезы [2]. Первая гипотеза о разложении полных деформаций на упругие  $\varepsilon_{ij}^{e}$  и пластические  $\varepsilon_{ij}^{p}$  части позволяет ввести понятие о мгновенных поверхностях текучести  $f(\bar{\sigma}, \bar{\Im}^{p}) = 0$ , разделяющих в пятимерном подпространстве формоизменения  $E_5$  область активного пластического деформирования и упругой разгрузки [2, 3]. Принцип градиентальности Драккера позволяет определить приращения векторов упругих и пластических деформаций для активного и пассивного процессов деформирования

$$\begin{cases} d\overline{\Im}^{e} = \frac{d\overline{\sigma}}{2G}, \ d\overline{\Im}^{p} = d\lambda \operatorname{grad} f, (d\overline{\sigma} \cdot \operatorname{grad} f > 0), \\ d\overline{\Im}^{e} = \frac{d\overline{\sigma}}{2G}, \ d\overline{\Im}^{p} = 0, \ (d\overline{\sigma} \cdot \operatorname{grad} f < 0). \end{cases}$$
(6)

Вторая гипотеза о возможности разложения полного вектора напряжений

$$\overline{\sigma} = \overline{\sigma}^0 + \overline{a} \,, \tag{7}$$

где  $\overline{\sigma}^0$  – вектор активных напряжений,  $\overline{a}$  – вектор добавочных остаточных микронапряжений в  $E_5$ . В теории течения математические модели отличаются формой поверхности текучести. В простейшем случае полагается, что она имеет форму сферы при трансляционно-изотропном упрочнении материала

$$2f = \overline{\sigma}^0 \cdot \overline{\sigma}^0 - C_p(s^p) = 0.$$
(8)

Здесь  $\sigma^0 = C_p(s^p)$  – функция изотропного упрочнения,  $s^p$  – длина дуги траектории пластического деформирования. При  $s^p = 0$  имеем  $\sigma^0 = \sigma^T = \sqrt{2/3} \sigma_T$ , где  $\sigma_T$  – начальный предел текучести при простом нагружении, определяемый по техническому допуску на остаточную деформацию  $\mathcal{P}_*^p = 0,245\%$  ( $\varepsilon_*^p = 0,2\%$ ).

Эффект Баушингера при знакопеременном нагружении можно оценить параметром  $\gamma = |\sigma_M^{T}| / \sigma_K^{T}$ , где  $\sigma_K^{T}$  – новый предел текучести на диаграмме растяжения в некоторой точке *K*,  $\sigma_M^{T}$  – вторичный предел текучести при разгрузке из той же точки при «протыкании» поверхности текучести по диаметральному направлению в результате излома траектории на 180° в  $E_5$  при допуске  $\Im_*^p$  [3]. Радиус  $\sigma^0 = C_p$  гипотетической сферической поверхности текучести [3]

$$\sigma^0 = C_p = \frac{\sigma_K^{\mathrm{T}} - \sigma_M^{\mathrm{T}}}{2} = \frac{1 - \gamma \operatorname{sgn} \sigma_M^{\mathrm{T}}}{2} \sigma_K^{\mathrm{T}}.$$
(9)

Для исследования функции  $\sigma^0 = C_p(s^p)$  проведены опыты на знакопеременное нагружение на автоматизированном расчетно-экспериментальном комплексе СН-ЭВМ в ТвГТУ. Трубчатый образец из стали 45 с толщиной стенки h = 1 мм, радиусом срединной поверхности R = 15,5 мм и длиной рабочей части l = 110 мм подвергался многократному знакопеременному нагружению через равные  $\Delta \partial_1 = 0,5\%$  (рис. 1), с последующим знакопеременным нагружением также на  $|\Delta \partial| = 0,5\%$ . На рис. 2 представлены полученные опытные зависимости параметра  $\gamma$  от  $s^p$ , характеризующие эффект Баушингера, а на рис. 3 – изменение радиуса  $\sigma^0$  гипотетической сферической поверхности текучести, построенных при различных допусках на остаточную деформацию.



**Рис. 1.** Диаграмма знакопеременного нагружения  $S_1 - \partial_1$ .

За технический предел текучести  $\sigma^{T}$  в теории пластичности принимается такое напряжение при растяжении, при котором остаточные деформации становятся одного порядка с упругими ( $\varepsilon \approx 10^{-3}$ ). За такую остаточную деформацию принимают  $\varepsilon_{*}^{p} = 0, 2\% = 2 \cdot 10^{-3}$  ( $\mathcal{P}_{*}^{p} = 0, 245\%$ ). При данном допуске поверхность соответствует сфере Мизеса для начально изотропных тел. При меньших допусках очертание сферы Мизеса искажается и теряет свою форму [4]. На девиаторной плоскости окружность Мизеса приобретает тройную симметрию [5]. Уже при  $\varepsilon_{*}^{p} = 0, 1\%$  классическая теория пластичности лежит за пределами ее инженерного контроля [2–4]. В процессе нагружения при трансляции поверхности она вытягивается в направлении развития процесса [3].



По результатам проведенного исследования можно сделать выводы:

1. Эффект Баушингера для стали 45 с площадкой текучести выражается уменьшением по модулю вторичного предела текучести  $\sigma_M^{T}$  и параметра  $\gamma$  с ростом длины дуги пластического деформирования  $s^p$ . Параметр  $\gamma$  при различных допусках на остаточную деформацию стремится к некоторому стационарному значению при  $s^p > 3\%$ .

2. С ростом допуска на остаточную деформацию  $\mathcal{P}^{p}_{*}$  параметр  $\gamma$  увеличивается.

3. Радиус гипотетической сферической поверхности  $\sigma^0 = C_p(s^p)$  совершает временное понижение типа «нырка», а затем увеличивается. При повышении допуска  $\mathcal{P}^p_*$  примерно до технического и более очертание поверхности стремится к сферической.

4. В некоторых математических моделях теории течения временное убывание функции  $\sigma^0 = C_p(s^p)$  в начале процесса пластического деформирования не связывают с определением пределов текучести по допуску на остаточные деформации и искажением гипотетической «технической» сферической поверхности текучести, что абсолютно нереально и не вызывает доверия к ним.

- 1. Ильюшин А.А. Пластичность. Основы общей математической теории / А.А. Ильюшин. –М.: АН СССР, 1963. – 273 с.
- 2. Зубчанинов В.Г. Механика процессов пластических сред / В.Г. Зубчанинов. –М.: Физматлит, 2010. 352 с.
- 3. Зубчанинов В.Г. О соотношениях между напряжениями и деформациями в теории пластичности при сложном нагружении / В.Г. Зубчанинов // Проблемы прочности и пластичности: межвуз. сб. ННГУ. 2011. – № 73. – С. 120-131.
- 4. Новожилов В.В. Вопросы механики сплошных сред / В.В. Новожилов. –Л.: Судостроение, 1989. 397 с.
- 5. Ишлинский А.Ю. Математическая теория пластичности / А.Ю. Ишлинский, Д.Д. Ивлев. –М.: Физматлит, 2001. 704 с.

# ЗАВИСИМОСТЬ СВОЙСТВ ЭМУЛЬСИОННЫХ СМАЗОК ПРИ ОБРАБОТКЕ УЛЬТРАЗВУКОМ

## Максимович Е.С., Сакевич В.Н.

Витебский государственный технологический университет, г. Витебск, Республика Беларусь, <u>igsakevich@yandex.ru</u>

Установлены закономерности модификации ультразвуковой обработкой свойств технологических жидкостей входящих в состав эмульсола.

Цель настоящей работы – это создание эмульсионной смазки и способа её получения, позволяющих снизить стоимость конечного продукта, как за счет использования более дешевого сырья, так и за счет менее трудоемкой и энергоёмкой технологии, повышение производительности процесса, а так же расширить сырьевую базу производства.

Обзор сырьевой базы показал, что наиболее дешевым источником для производства смазки могут служить продукты переработки нефти. При применении таких продуктов качество эмульсии будет зависеть от выбора эмульгатора и разработки метода получения эмульсии. В первую очередь были определены эмульгаторы, которые будут использоваться при приготовлении эмульсий, обладающие наилучшими свойствами. С учетом доступности и цены были использованы: оксиэтилировнный алкилбензол неонол АФ9-12; полиэтилегликолевый эфир жирных спиртов ОС-20; сульфонол отбеленный (алкилбензолсульфонат натрия); натриевая соль жирных кислот (мыло хозяйственное); синтанол ДС-Na; триэтаноламин.

С учетом критической концентрации мицеллообразования для этих веществ были проведены опыты по приготовлению эмульсии. Эмульсии готовились в лабораторных условиях с применением лабораторного оборудования. Изменялись концентрации эмульгатора, масла, порядок смешения компонентов, температура приготовления [1]. Изучались устойчивость и размеры диспергируемой фазы.

Известно, что ультразвуковые колебания кавитационным воздействием способны изменять свойства эмульгатора, в частности жирной кислоты. Были проведены исследования по влиянию кавитации на структуру эмульсии на основе масла ВД-3, жирной кислоты и неонола и на качество приготовленной эмульсии [2]. В связи с тем, что оптическая микроскопия не позволяет определить размеры частиц после кавитационной обработки, поэтому определение размера частиц эмульсола проводилось методами турбидиметрии на приборе КФК-3. Турбидиметрия основана на измерении интенсивности света проходящего через кювету с исследуемым дисперсным веществом. В нашем случае получили, что средний диаметр частиц равен 140 нм. В процессе исследований установлено, что кавитационное воздействие активирует олеиновую кислоту, что позволяет получить микроэмульсию даже на основе нефтяного экстракта, что невозможно без применения кавитационной активации. Следует отметить, что жирные кислоты, полученные из соап-стоков и используемые для производства хозяйственного мыла более эффективны при кавитационной активации, чем химически чистые. Учитывая небольшую стоимость их, как вторичного продукта, получаемого из отходов основного производства, использование этих жирных кислот в качестве компонента антиадгезионных смазок весьма целесообразно.

Для ответа на вопрос, что происходит со смесью при кавитационном воздействии, был проведен рефрактометрический анализ технологических жидкостей и их смесей в различной комбинации для оптимального состава. Рефрактометрический анализ основан на измерении показателя преломления (рефракции) *n* вещества образцов [3]. Показатель преломления вещества п зависит от его природы, а также от длины волны света и от температуры. Результаты рефрактометрических измерений показателя преломления (рефракции) п вещества преломления (рефрактометрических измерений показателя преломления (рефракции) п вещества приведены в табл.1 и проводились на рефрактометре ИРФ-22 методом, основанном на явлении полного внутреннего отражения света (точность порядка  $2 \cdot 10^{-4}$ ).

		Показатели преломления			
№ п/п	Состав	Без ультра- звука, <i>п</i> <sub>0</sub>	С обработкой ультразвуком, <i>n</i> 1	$\Delta = n_1 - n_0$	
1	Нефтяной экстракт	1, 5505	1,5512	$7 \cdot 10^{-4}$	
2	Жирные кислоты растительных масел	1,4722	1,4714	$-8 \cdot 10^{-4}$	
3	Неонол	1,4852	1,4844	$-8 \cdot 10^{-4}$	
4	Смесь нефтяной экстракт + жирные ки- слоты растительных масел (2:1)	1,5260	1,5236	$-24 \cdot 10^{-4}$	
5	Смесь нефтяной экстракт + неонол (8:3)	1,5425	1,5390	$-35 \cdot 10^{-4}$	
6	Смесь жирные кислоты растительных масел + неонол (4:3)	1,4771	1,4768	$-3 \cdot 10^{-4}$	
7	Смесь нефтяной экстракт + жирные ки- слоты растительных масел + неонол (8:4:3)	1,5172	1,5150	$-22 \cdot 10^{-4}$	

Таблица 1. Рефрактометрические изменения показателя преломления

Анализ таблицы 1 показывает, что существенное влияние ультразвук оказывает на структуру смеси нефтяного экстракта с эмульгаторами – неонолом и жирными кислотами растительных масел. Дополнительно исследовали изменение коэффициента поверхностного натяжения технологических жидкостей и их смесей в различной комбинации для оптимального состава. Коэффициент поверхностного натяжения определяли методом втягивания пластины (метод Вильгельми). Преимущество данного метода - простота и удобство измерений. В методе втягивания пластины определяется сила, которая необходима для уравновешивания тонкой пластинки шириной L, погруженной в жидкость обычно используется полностью смачиваемая жидкостью пластинка, и поверхностное натяжение рассчитывается из выражения: σ = F/2L, где F - сила, втягивающая пластинку в жидкость, L=2см - ширина пластины. Силу F измеряли с помощью весов ВК 300 (ошибка измерений силы составляет ±0,005г). Точность метода лимитируется только точностью весоизмерительных устройств, чувствительность которых весьма велика. Могут вызвать трудности изготовление тонкой пластинки из полностью смачиваемого материала. Поскольку для толстой пластинки приходится учитывать Архимедову выталкивающую силу и вводить поправку на изменение уровня жидкости в сосуде, то необходимость учета этих поправок усложняет измерения и снижает точность. Результаты измерений коэффициента поверхностного натяжения представлены в таблице 2.

Анализ таблицы 2 показывает, что на коэффициент поверхностного натяжения технологических жидкостей и их смесей обработка ультразвуком практически не влияет.

Установлены закономерности модификации кавитационным воздействием свойств технологических жидкостей входящих в состав эмульсола. Применение целенаправленной модификации технологических жидкостей при производстве эмульсола позволяет снизить стоимость конечного продукта, как за счет использования более дешевого сырья, так и за счет менее трудоемкой и энергоёмкой технологии, повышает производительность процесса, а так же расширяет сырьевую базу производства.

№ п/п	Coarran	Измеряемая сила F, г		Коэффициент поверхностного натяжения, г/см	
	Coctab	Без ультра- звука	С обработкой ультразвуком	Без ультра- звука	С обработкой ультразвуком
1	Нефтяной экстракт	0,130	0,135	325 10-4	337,5 10-4
2	Жирные кислоты рас- тительных масел	0,125	0,125	312,5 10-4	312,5 10-4
3	Неонол	0,140	0,140	350 10 <sup>-4</sup>	350 10 <sup>-4</sup>
4	Смесь нефтяной экс- тракт + жирные кисло- ты растительных масел (2:1)	0,135	0,130	337,5 10-4	325 10 <sup>-4</sup>
5	Смесь нефтяной экс- тракт + неонол (8:3)	0,140	0,140	350 10-4	350 10-4
6	Смесь жирные кислоты растительных масел + неонол (4:3)	0,135	0,130	337,5 10-4	325 10-4
7	Смесь нефтяной экс- тракт + жирные кисло- ты растительных масел + неонол (8:4:3)	0,135	0,140	337,5 10 <sup>-4</sup> 350 10 <sup>-4</sup>	

### Таблица 2. Коэффициенты поверхностного натяжения

- Иваненко, В.В. Разработка технологии получения и рецептуры эмульсионных смазок на основе нефтехимических продуктов промышленных предприятий Республики Беларусь для опалубки при производстве сборного железобетона / В.В. Иваненко, В.Н. Сакевич // Вестник Витебского государственного технологического университета. Вып. 17 / УО «ВГТУ»; гл. ред. В.С. Башметов. – Витебск, 2009. -207с. - С.118-123.
- Зачепило, П.С. Свойства эмульсионных смазок для опалубки при производстве сборного и монолитного железобетона при ультразвуковом воздействии / П. С. Зачепило, Е.С. Максимович, С. Е. Мозжаров, В.Н. Сакевич // Вестник Витебского государственного технологического университета. Вып. 19 / УО «ВГТУ» – Витебск, 2010. -200с. - С.117-122.
- 3. Иоффе, Б.В. Рефрактометрические методы химии / Б.В. Иоффе. Л.:Химия, 1983. 352с.
- 4. Максимович, Е.С. Влияние ультразвуковой обработки на свойства эмульсионных смазок для опалубки при производстве сборного и монолитного железобетона / Е.С. Максимович, В.Н. Сакевич // ВЕСТНИК ПГУ. Серия F. Строительство. Прикладные науки. 2012. №8. с.78-84.
- Максимович Е.С. Модификация свойств технологических жидкостей ультразвуковым воздействием / Е.С. Максимович, В.Н. Сакевич // II Международная научная конференция "Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов": Сборник докладов. – Книга 2., 24 – 25 ноября 2011 г. – Орск, Россия /под общей ред. В.И. Бетехтина, А.М. Глезера, В.И. Грызунова – Москва: Изд-во "Машиностроение", 2012. – 420 с. С. 15 – 31.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТОДОМ ГРАНИЧНЫХ ИНТЕГРАЛЬНЫХ УРАВНЕНИЙ

## Хвисевич В.М., Веремейчик А.И., Гарбачевский В.В.

БрГТУ, г. Брест, Беларусь, vmhvisevitch@bstu.by

Метод граничных интегральных уравнений (ГИУ) [1], основанный на теории потенциала [2], имеет характерную особенность - возможность решения задач теории упругости с использованием дискретизации лишь границы области (в отличие от методов конечных элементов (МКЭ) и методов конечных разностей (МКР); применение которых требует дискретизации всей области). Естественно, что реализация такой возможности в методе ГИУ предусматривает предварительный переход от исходной краевой задачи для дифференциальных уравнений, описывающих некоторый процесс, к соотношениям, связывающим неизвестные функции на границе области (или ее части).

Самая замечательная особенность метода ГИУ состоит в том, что при его реализации дискретизации подлежат лишь границы изучаемых областей; это естественно ведет к существенному уменьшению числа дискретных элементов по сравнению с методами, требующими внутренней дискретизации всего рассматриваемого тела. Это позволяет снизить на единицу порядок решаемой системы алгебраических уравнений.

На основе метода ГИУ разработана компьютерная программа на алгоритмическом языке «FORTRAN». Программа предназначена для расчёта конструктивных элементов, находящихся в условиях плоского напряженного состояния или плоской деформации. Область может быть односвязной или многосвязной. По разработанной программе можно решать как внутренние, так и внешние краевые задачи. Для наглядного графического представления результатов расчета FORTRAN-программой производилась их обработка с помощью графического интерфейса Tecplot 360. С помощью разработанной программы решены ряд задач по исследованию напряженно-деформированного состояния конструктивных элементов.

#### 1. Расчет цилиндрического пуансона

Данная деталь используется для пробивки отверстий. Материал пуансона – сталь X12M. Область нагружена на пробивном конце равномерно распределённой контурной нагрузкой  $100 \cdot 10^6$  H/м, и имеет только внешний контур. Пуансон имеет плоскость симметрии. Напряжения на закрепляемом конце можно представить как равномерную контурную нагрузку. Учитывая свойства симметрии, расчётная схема для реализации этой задачи принимает вид, приведенный на рис. 1.



Рис. 1. Расчётная схема пуансона

Расчётная кусочно-гладкая область имеет 9 непрерывных участков, являющихся отрезками прямых и дугами окружностей. Для каждого участка назначается определённое число отрезков. При этом необходимо вводить ограничения на их длину. Центр  $P_{K}$  отрезка длиной  $\Delta l_{K}$  не должен находиться к противоположному участку границы ближе чем половина длины ближайшего отрезка разбиения. Каждый участок в порядке нумерации разбит соответственно на 15; 16; 15; 32; 10; 55; 10; 32; 15 участков.

В результате реализации задачи получено напряженное состояние в соответствующих точках области (рис. 2).



Рис. 2. Диаграммы распределения нормальных напряжений по осям Х, Ү

## 2. Напряжённо-деформированное состояние длинной полосы с отверстиями

Эта многосвязная область нагружена распределённой по концам равномерной контурной нагрузкой 1 Н/м. Область имеет внешний и внутренний контуры. Здесь ставится 2я внутренняя краевая задача теории упругости (рис. 3).



Рис. 3. Растяжение полосы с концентраторами напряжений

Область имеет две плоскости симметрии, проходящие через оси х и у. Вырежем элемент полосы длиной 210 мм в зоне ослабления. Учитывая свойства симметрии, построим расчётную схему для реализации этой задачи (рис. 4). Расчётная область имеет 4 непрерывных участка, являющихся отрезками прямых и дугами окружностей. Каждый участок в порядке нумерации разбит соответственно на 15; 25; 15; 25 участков. В результате реализации задачи получено напряженное состояние в соответствующих точках области (рис. 5–6).



Рис. 4. Расчётная схема полосы.





**Рис. 5.** Распределение нормальных напряжений по оси Х

**Рис. 6.** Распределение нормальных напряжений по оси Y

Ввиду отсутствия аналитических расчетов сравнение проводилось с результатами, полученными конечно-элементным вычислительным комплексом «ANSYS». В результате проведённых численных экспериментов по оценке напряжённо-деформированного состояния можно сделать вывод, что качественно поля напряжений в телах найденные с помощью пакета «ANSYS» по методу конечных элементов и по методу теории потенциала не отличаются. В местах изменения геометрической формы тела (разрывы функции плотности потенциала) наблюдается концентрация напряжений (рисунки 2, 5-6). Количественная оценка напряжений показала, что результаты решений задач этими способами отличаются в допустимых пределах при проведении инженерных расчётов. В результате сравнения возможности этих методов следует заметить, что применение «FORTRAN» - программы существенно упрощает подготовку исходной информации.

- 1. Banerjee P.K., Butterfield R. / Бенерджи П., Баттерфилд Р. Boundary Element Methods in Engineering Science / Методы граничных элементов в прикладных науках. 1984. 494 с.
- 2. Н. М. Гюнтер. Теория потенциала и её применение к основным задачам математической физики. М., 1953. 415 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКИ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБЪЕМНОЙ И ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ

#### Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Веремейчик А.И.

БрГТУ, г. Брест, Беларусь, vai mrtm@bstu.by

Обработка поверхности материалов к настоящему времени представляет собой одну из наиболее развивающихся областей науки о материалах. Методы, связанные с созданием на поверхности материалов модифицированных слоев, достаточно изучены [1-3]. Данные методы условно подразделяются на две большие группы: технологии, основанные на физических процессах, и технологии, основанные на химических процессах. Среди всех технологий обработки поверхности наиболее перспективными являются ионно-вакуумные технологии нанесения покрытий (PVD и CVD технологии). Полученные такими способами слои отличаются высокой адгезией, а температурное воздействие на материал, как правило, минимальное. В связи с этим настоящая работа направлена на изучение процессов, происходящих в поверхностном слое материала при воздействии сжатой плазменной струи в защитных средах аргона и азота и разработку процесса поверхностной плазменной закалки деталей из хромистых сталей для повышения их долговечности. Кроме того, после проведенной поверхностной закалки предполагается разработать основы технологии вакуумно-дугового осаждения тонких износо- и ударостойких покрытий с включением нитридов и карбидов циркония.

#### 1. Установка для термоупрочнения

При пробивке отверстий в заготовках крепежных деталей различного назначения применяют цилиндрические и прямоугольные пуансоны из стали X12M. Во время эксплуатации пуансоны подвергаются интенсивному механическому изнашиванию вследствие возникновения больших давлений, неблагоприятного напряженного состояния и нагрева рабочих частей, и их ресурс составляет около трех тысяч пробивок. Визуальные обследования отработанных пуансонов показали, что происходил не только интенсивный износ их режущих частей, но и искривление цилиндрических пуансонов (иногда с разрушением), а также выламывание металла из режущей части прямоугольных пуансонов. Такой характер разрушения присущ деталям упрочненных объемной закалкой и обусловлен возникновением в металле значительных механических напряжений и охрупчивания стали.

Предварительно была проведена объемная закалка пуансонов при температуре 850 <sup>о</sup>С. Полученная закалка позволила достигнуть твердость 55 HRC. Типичная микроструктура приведена на рис. 1.

Для улучшения прочностных характеристик поверхностного слоя пуансона предложено с помощью движущейся плазменной дуги дополнительно закалить его рабочую поверхность до HRC 70. При этом необходимо оценить влияние параметров плазменной дуги на поверхность образцов, оптимизировать эти параметры, определить влияние параметров упрочнения на физико-механические свойства и износостойкость поверхностного слоя, изучить теплофизические процессы происходящие в стали в результате воздействия плазменной дуги, исследовать микрогеометрию поверхностного слоя в зависимости от параметров процесса.



Рис. 1. Микроструктура стали X12М при твердости 55 HRC (×500)

Для исследования особенностей взаимодействия плазменного потока с твердым телом и разработки основ технологий упрочнения стальных изделий создана экспериментальная установка с механической системой перемещения и плазмотрона и изделия (манипулятором). Эта установка состоит из плазмотрона постоянного тока, силового источника питания дуги, устройства ВЧ-поджига дуги, щиток газоснабжения плазмотрона аргоном и азотом, системы водоохлаждения плазмотрона. Для перемещения плазмотрона с заданной скоростью создана система устройств, реализующая плоско параллельное движение упрочняемой детали относительно плазмотрона (рис. 2).



Рис. 2. Принципиальная схема установки для ППЗ. 1 – силовой источник питания; 2 – модернизированный плазмотрон; 3 – высокочастотный генератор; 4 – манипулятор; 5 – манипулятор; 6 – упрочняемая деталь.

Силовой источник обеспечивает горение дуги при напряжениях 14 - 35 В при токах до 30А, а его напряжение холостого хода 60 В. При закалке различных деталей источник позволяет изменять ток от 30 А до 70 А. Напряжение дуги измеряется вольтметром типа М36, а ток амперметром типа АСШ-42.

Проведены исследования вольт – амперных характеристик дуги при токах 7 – 30А, при этом напряжение дуги составляет 14–36В в зависимости от соотношения расходов аргона и азота. Аргон и азот в плазмотрон подаются из баллонов высокого давления через редукторы и вентили. Измерение расходов аргона осуществляется при помощи расходомера типа РМ – 0.63 ГУЗ, а азота РМ – 0.063 ГУЗ. Измерения расхода воды производилось при помощи мерного сосуда и секундомера, а температура холодной и нагретой в плазмотроне воды ртутным термометром.

#### 2. Режимы закалки

Плазменная закалка производилась при токах дуги I = 6-32 А. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон, причем в плазмотроне было применено обжимающее сопло с диаметром отверстия, равном 1,2 мм. Скорость перемещения плазмотрона варьировалась от 4 до 27 мм/с. В результате проведенных экспериментов и статической обработки их результатов были определены оптимальные параметры процесса поверхностного упрочнения: скорость перемещения плазмотрона V = 9-13 мм/с, ток дуги I = 22 A, расход защитного газа  $Q_{N2} = 3,1$  л/мин.

Типичное распределение микротвердости поверхностного слоя около режущей кромки образца по ширине «дорожки» приведено на рис. 3.



**Рис. 3.** Твердость по ширине дорожки 2 около кромки образца. I = 7A, V = 9 мм/с

Кроме того, были проведены измерения твердости по длине дорожки при движении дуги по режущей кромке образца. График изменения микротвердости по длине дорожки приведен на рис. 4.

Предварительные исследования показали, что изменение расхода азота в пределах Q = 3,6-1,8 л/мин, незначительно влияет на величину микротвердости и глубину упрочнения, а при Q = 1,2 л/мин наблюдается резкое уменьшение области упрочнения.

Анализ результатов исследований показывает, что характер распределения микротвердости в этом случае подобен распределению микротвердости по глубине поверхностного слоя в двух рассмотренных выше случаях. Глубина упрочненного слоя достигает 0,55 мм и ее значения почти в 2 раза выше значений микротвердости материала в исходном состоянии.



**Рис. 4.** Изменение твердости по длине дорожки 2. I = 7A, V = 13 мм/с

Следует заметить, что значительное увеличении твердости материала является результатом объемного влияния образующих фаз и главной фазы Fe<sub>3</sub>N при незначительном влиянии других фаз, а также образованием в поверхностном слое азотистого мартенсита.

Проведены исследования фазового состава упрочненного слоя стали методом дифракции рентгеновских лучей. Сравнение фазового состава поверхностного слоя образцов обработанных плазменной струей в защитных средах азота и аргона показали значительное отличие.

Результаты фазового состава стали подтверждают причины роста микротвердости по глубине поверхностного слоя.

Проведенные эксперименты показали, что подача азота позволяет увеличить напряжение дуги и, соответственно, мощность плазмотрона почти в 2 раза и достичь плотности теплового потока в анодном пятне в плоть до  $6 \cdot 10^7 \text{ Вт/м}^2$  при диаметре пятна 2,0 – 2,4 мм.

- 1. Райцес В.Б. Термическая обработка. М.: Машиностроение, 1980. 247 с.
- 2. Спиридонов Н.В., Кобяков О.С., Куприянов И.Л. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. Мн.: Высшая школа, 1988. 155 с.
- 3. Рыкалин Н.Н., Углов А.Л., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. Справочник. М.: Машиностроение, 1985. 496 с.

## ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ FeMnAlNi

## Ховайло В.В.<sup>1)</sup>, Головин И.С.<sup>1)</sup>, Омори Т.<sup>2)</sup>, Кайнума Р.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>НИТУ «МИСиС» Москва 1190496 Россия <sup>2)</sup>Tohoku University, Sendai 980-8579, Japan khovaylo@misis.ru

Исследованию материалов с высокими демпфирующими свойствами приделяется огромное внимание во всех технологически развитых странах. Прежде всего это обусловлено тем, что такие материалы позволяют существенно понижать уровень вибраций и шумов, что является в настоящее время одной из актуальных проблем практически во всех областях техники.

Одними из наиболее эффективных демпфирующих материалов являются сплавы с эффектом памяти формы (см. например [1]). Противоударные и вибропоглощающие свойства этих функциональных материалов обусловлены сверхупругостью, которая выражается в специфической зависимости деформации от напряжения, что обусловлено формированием мартенсита деформации при приложении внешних напряжений при температурах выше температуры окончания формирования аустенитной фазы. Вследствие большого механического гистерезиса кривой зависимости деформации є от внешних напряжений о материал поглощает часть работы внешних сил, которая затем переходит в тепловую энергию. Эффективность диссипативных потерь определяется площадью петли гистерезиса, которая в сплавах с памятью формы в режиме сверхупругости значительно превосходит площадь петли в обычных металлах и сплавах.

Широкое применение эффекта сверхупругости в сплавах с памятью формы ограничивает их сравнительная дороговизна. До недавнего времени наиболее дешевым сплавов с эффектом памяти формы был Fe–Mn–Si. Этот материал, однако, не нашел широкого практического применения ввиду слабо выраженных сверхупругих свойств [2].

Сравнительно недавно хорошие сверхупругие свойства были обнаружены в сплавах Fe–Ni–Co–Al–Ta–B [3] и Fe–Mn–Al–Ni [4]. Наиболее яркой особенностью сплавов Fe– Mn–Al–Ni является то, что эффекты сверхупругости наблюдается в очень широком диапазоне температур, от –150 до +160°C [4], и сравнимы по величине с эффектами, наблюдаемыми в никелиде титана. Кроме этого, зависимость сверхупругого напряжения от температуры, что является очень важным для многих практических применений, оказалась значительно меньшей, чем в других известных сплавах с памятью формы.

В этой работе представлены результаты исследований внутреннего трения в сплавах Fe–Mn–Al–Ni. Образцы для измерений были изготовлены в Университете Тохоку (Япония). Один из образцов после закалки от 1473 К подвергался дополнительному старению при 473 К в течении 2 ч. Измерения проводились на динамическом механическом анализаторе Q800 в интервале температур 300 – 473 К. Полученные экспериментальные результаты показали, что внутренне трение в обеих образцах имеет одинаковые особенности. Наиболее яркой чертой внутреннего трения является резкий рост кривой зависимости внутреннего трения от деформации образца. Предположено, что эта особенность обусловлена формированием мартенситной фазы при приложении внешних напряжений.

- 1. G. Song, N. Ma, H.-N. Li, Engineering Structures 28 (2006) 1266.
- 2. C.M. Wayman and K. Otsuka, *Shape memory alloys* (Cambridge University Press, 1998).
- 3. Y. Tanaka, Y. Himuro, R. Kainuma, Y. Sutou, T. Omori, K. Ishida, Science 327 (2010) 1488.
- 4. T. Omori, K. Ando, M. Okano, X. Xu, Y. Tanaka, I. Ohnuma, R. Kainuma, K. Ishida, Science 333 (2011) 68.

## МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

#### Мышляев М. М.

ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия ФГБУН Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Рос-

сия,

## myshlyae@issp.ac.ru

На основе экспериментальных данных предложена модель. Рассмотрим произвольную не лежащую в плоскости скольжения субграницу – сетку из двух серий близких к винтовым дислокаций, способных скользить в пересекающихся плоскостях скольжения в разные стороны от сетки. Под действием напряжения сегменты прогибаются между узлами, оказывая на них силовое воздействие. Пересечение дислокаций в одном из узлов под этим воздействием и локализованной в нём термофлуктуации приводит к разрыву узла с образованием порогов на дислокациях, к новым конфигурациям сегментов и к росту силы, действующей на соседние узлы. Последнее облегчает пересечение дислокаций в соседних узлах. Процесс развивается катастрофически, субграница разрушается. Дислокации скользят до соседних границ, внося вклад в деформацию. Достигая их, они изменяют их. Разрушение субграницы меняет условия равновесия для примыкающих к ней субграниц. Они разрушаются или мигрируют. В ходе ползучести границ становится меньше, блоки растут. Часть субграниц изменяется по структуре и/или конфигурации. Они новые кандидаты для разрушения. Т.о. контролируемый пересечением дислокаций разрыв одного узла вызывает движение многих дислокаций и субграниц в значительном объёме материала, что даёт деформацию. Предполагается, что при испытаниях на растяжение на дислокациях образуются межузельные пороги, а при испытаниях на кручение образуются вакансионые пороги.

Для проверки модели методом in situ в высоковольтном электронном микроскопе исследована эволюция дислокационной структуры в ходе ползучести при растяжении образцов поликристаллического алюминия. Показана существенная роль скольжения дислокаций с порогами, выходящих из субграниц. Посредством электронно-микроскопического анализа характера таких дислокаций и анализа их движения при ползучести на основе уравнений Баррета – Никса [1] установлено, что им отвечают векторы Бюргерса со значительной винтовой компонентой и пороги межузельного типа.

В ходе ползучести субграницы разрушались и мигрировали. Они мигрировали посредством скольжения их дислокаций. Выходящие из сеток дислокации быстро перемещались скольжением. Это обеспечивало деформацию. Процесс начинался с последовательного переходящего в лавинообразный выхода дислокаций из четырёхугольных сеток. Постепенно процесс охватывал много субзёрен.

В целом, полученные результаты подтверждают изложенную выше модель стационарной ползучести.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

#### Список литературы

1. Barret C.R., Nix W.D. Acta Met., 1965, 13, N 12, p. 1247 - 1258.

## УЧЕТ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ В МОДЕЛИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

#### Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл.

### Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, sspryakhin@yandex.by, jr@tut.by

В ряде одномерных феноменологических моделей поведения сплава с памятью формы используется внутренняя переменная как характеристика соотношений между кристаллографическими компонентами материала. Их математическое описание дается двумя соотношениями. Первое – *определяющее соотношение термомеханики* устанавливает связь между напряжением  $\sigma$  и переменными состояния: деформацией  $\varepsilon$ , температурой T и внутренней переменной  $\xi$ :

$$\sigma = \sigma(\varepsilon, T, \xi) \,. \tag{1}$$

Второе – *кинетическое соотношение* устанавливает связь между внутренней переменной ξ и переменными термомеханической нагрузки: напряжением σ и температурой *T*:

$$\xi = \xi(\sigma, T). \tag{2}$$

Использование обоих соотношений (1), (2) позволяет устанавливать макроскопическую связь между изменениями напряжения, температуры и деформации.

Внутренняя переменная  $\xi$  в практике моделирования трактуется как объемная либо массовая доля мартенситной фазы в сплаве. При полных мартенситных переходах модуль Юнга *E* и коэффициент линейного термического расширения  $\alpha$  претерпевают значительные изменения. Поэтому было бы логичным применять для них модельные переходные зависимости от внутренней переменной:

$$E = E\left(\xi\right),\tag{3}$$

$$\alpha = \alpha(\xi). \tag{4}$$

Однако, применяя такие зависимости для модуля Юнга, разработчики моделей не применяют их для коэффициента линейного термического расширения. В настоящей публикации показана возможность корректного использования произвольных непрерывных модельных зависимостей коэффициента линейного термического расширения для построения определяющих уравнений как интегрального вида (1), так и дифференциального.

Определяющее уравнение строится на основе следующих двух постулатов. 1. Общая деформация сплава является суммой упругой деформации  $\varepsilon^{el}$ , деформации превращения  $\varepsilon^{tr}$  (обусловленной кристаллическими перестроениями) и термической  $\varepsilon^{T}$ 

$$\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{tr} + \varepsilon^T \,. \tag{5}$$

2. Соотношение между напряжением и упругой деформацией описываются законом Гука

$$\sigma = E\left(\xi\right)\varepsilon^{el} = E\left(\xi\right)\cdot\left(\varepsilon - \varepsilon^{tr} - \varepsilon^{T}\right).$$
(6)

В качестве отсчетного примем произвольное фиксированное состояние сплава "0", для которого в силу (6) имеет место

$$\varepsilon_0 - \varepsilon_0^{\prime\prime} - \varepsilon_0^{T} - \frac{\sigma_0}{D(\xi_0)} = 0.$$
<sup>(7)</sup>

Введя эту нулевую добавку в правую часть (6) со знаком минус, получим уравнение

$$\sigma = E\left(\xi\right) \cdot \left[ \left(\varepsilon - \varepsilon_0\right) - \left(\varepsilon^{tr} - \varepsilon_0^{tr}\right) - \left(\varepsilon^{T} - \varepsilon_0^{T}\right) + \frac{\sigma_0}{E\left(\xi_0\right)} \right].$$
(8)

Далее уравнение (8) представляем в дифференциальной форме

$$d\sigma = dE(\xi) \cdot \left[ \left(\varepsilon - \varepsilon_0\right) - \left(\varepsilon^{tr} - \varepsilon_0^{tr}\right) - \left(\varepsilon^T - \varepsilon_0^T\right) + \frac{\sigma_0}{E(\xi_0)} \right] + E(\xi) \cdot \left(d\varepsilon - d\varepsilon^{tr} - d\varepsilon^T\right).$$
(9)

Дифференциал модуля Юнга, представленного модельной функцией (3), равен

$$dE = \frac{dE(\xi)}{d\xi} \cdot d\xi \tag{10}$$

Величина изменения термической деформации в правой части (8) может быть представлена в виде интегрального выражения  $\Delta \varepsilon^{T}(\xi, T)$ :

$$\varepsilon^{T}(\xi,T) - \varepsilon^{T}(\xi_{0},T_{0}) = \Delta\varepsilon^{T}(\xi,T) = \int_{T_{0}}^{T} \alpha(\xi) dt.$$
(11)

Здесь *t* является переменной интегрирования по температурному диапазону [ $T_0$ , T]. Условимся, что обозначение  $\xi$  в подынтегральных выражениях (11) и далее будет рассматриваться как величина, исторически привязанная к соответствующим дифференциальным приращениям температуры *dt*. Вне интегралов обозначение  $\xi$  будет рассматриваться как переменная величина текущего состояния. Если введенная функция  $\alpha(\xi)$  непрерывна и непрерывно дифференцируема по  $\xi$ , то выражению (11) отвечают следующие частные производные по переменным состояния  $\xi$  и *T* 

$$\frac{\partial\Delta\varepsilon^{T}}{\partial\xi}(\xi,T)\frac{\partial}{\partial\xi}\int_{T_{0}}^{T}\alpha(\xi)dt = \int_{T_{0}}^{T}\frac{\partial\alpha(\xi)}{\partial\xi}dt = \int_{T_{0}}^{T}\frac{d\alpha(\xi)}{d\xi}dt, \quad \frac{\partial\Delta\varepsilon^{T}}{\partial\tau}(\xi,T) = \frac{\partial}{\partial T}\int_{T_{0}}^{T}\alpha(\xi)dt = \alpha(\xi). \quad (12)$$

Вычисление из (12) перекрестных производных второго порядка показывает, что они равны между собой

$$\frac{\partial^2 \Delta \varepsilon^T}{\partial T \partial \xi} (\xi, T) = \frac{\partial}{\partial T} \int_{T_0}^T \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt = \frac{\partial^2 \Delta \varepsilon^T}{\partial \xi \partial T} (\xi, T) = \frac{\partial}{\partial \xi} \alpha(\xi) = \frac{d\alpha}{d\xi} (\xi, T).$$
(13)

Это (см. [1]) является критерием того, что дифференциальное выражение

$$d\left(\int_{T_0}^T \alpha(\xi) dt\right) = d\xi \cdot \int_{T_0}^T \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + dT \cdot \alpha(\xi), \qquad (14)$$

включающее производные (12), является полным дифференциалом функции двух переменных  $\Delta \varepsilon^{T}(\xi, T)$ , однозначно определенной начальным условием  $\Delta \varepsilon^{T}(\xi = \xi_0, T = T_0) = 0$ .

К примеру, при линейной модельной зависимости коэффициента линейного термического расширения  $\alpha(\xi) = \alpha_A - \xi(\alpha_A - \alpha_M)$ , где  $\alpha_A$  и  $\alpha_M$  – коэффициенты аустенитной и мартенситной фаз, решение уравнения (14) приводит к функции двух переменных изменения термической деформации  $\Delta \varepsilon^T(\xi, T) = [\alpha_A - \xi(\alpha_A - \alpha_M)] \cdot (T - T_0).$ 

Для завершения анализа (9) нам остается рассмотреть выражения для изменения деформации превращения  $\Delta \varepsilon^{tr}(\xi, T) = \varepsilon^{tr} - \varepsilon_0^{tr} = \varepsilon^{tr}(\xi, T) - \varepsilon^{tr}(\xi_0, T_0)$ , а также его дифференциала  $d\varepsilon^{tr}$ . Исходя из используемых концепций разделения внутренней переменной, можно предложить два подхода построения определяющего уравнения.

1. Согласно модельной концепции Бринсон [1] внутренняя переменная  $\xi$  разделена на две компоненты напряженно-индуцированную  $\xi_s$  и температурно-индуцированную  $\xi_T$ :

$$\xi = \xi_{s} + \xi_{T} \le 1, \ \xi_{s} \ge 0, \ \xi_{T} \ge 0,$$
(15)

но только напряженно-индуцированная компонента входит в выражение для деформации превращения

$$\varepsilon^{tr} = \varepsilon_L \xi_S \,, \tag{16}$$

где  $\varepsilon_L$  – предел восстанавливаемой деформации (температурно-независимая константа). Отсюда следует

$$\varepsilon^{tr}\left(\xi,T\right) - \varepsilon^{tr}\left(\xi_{0},T_{0}\right) = \varepsilon_{L}\left(\xi_{S}-\xi_{S0}\right); \ d\varepsilon^{tr} = \varepsilon_{L}d\xi_{S}.$$
(17)

Подставив (10), (11), (14), (17) в (9) и сгруппировав относительно дифференциалов переменных, получаем дифференциальную форму определяющего уравнения:

$$d\sigma = Ed\varepsilon + \Omega^T d\xi_T + \Omega^S d\xi_S + \Theta dT; \qquad (18)$$

где:

$$\Omega^{T} = \Omega^{T} \left(\varepsilon, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right) = \frac{dE(\xi)}{d\xi} \left[\varepsilon - \varepsilon_{0} - \varepsilon_{L} \left(\xi_{S} - \xi_{S0}\right) - \int_{T_{0}}^{T} \alpha(\xi) dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})}\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - E(\xi) \int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha(\xi)}{d\xi} dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] - \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{T}, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi dt + \frac{\sigma_{0}}{E(\xi_{0})} \left[\varepsilon_{L} + \Omega^{S} \left(\varepsilon_{L}, T, \xi_{S}\right)\right] d\xi d\xi$$

2. Согласно другой концепции, изложенной в работе [2], внутренняя переменная  $\xi$  разделена на компоненты  $\xi^+$  и  $\xi^-$ , отвечающие содержанию мартенситов, вносящих вклады в величину деформации превращения с противоположными знаками:

$$\xi = \xi^{+} + \xi^{-} \le 1, \ \xi^{+} \ge 0, \ \xi^{-} \ge 0.$$
(19)

Такое разделение эффективно для описания знакопеременного нагружения. Соответствующее этому разделению выражение для деформации превращения:

$$\varepsilon^{\prime\prime} = \varepsilon_L \left( \xi^+ - \xi^- \right), \tag{20}$$

где  $\varepsilon_L$  – предел восстанавливаемой деформации. Выражения для изменений деформации превращения в уравнении (9) при этом приобретают вид

$$\varepsilon^{tr}(\xi, T) - \varepsilon^{tr}(\xi_0, T_0) = \varepsilon_L(\xi^+ - \xi^- - \xi_0^+ + \xi_0^-) ; d\varepsilon^{tr} = \varepsilon_L(d\xi^+ - d\xi^-).$$
(21)

Подставив (10), (11), (14), (21) в (9) и сгруппировав относительно дифференциалов переменных, получаем дифференциальную форму определяющего уравнения:

$$d\sigma = Ed\varepsilon + \Omega^+ d\xi^+ + \Omega^- d\xi^- + \Theta dT; \qquad (22)$$

где, применяя обозначение

$$\Omega = \Omega\left(\varepsilon, T, \xi^{+}, \xi^{-}\right) = \frac{dE\left(\xi\right)}{d\xi} \left[\varepsilon - \varepsilon_{0} - \varepsilon_{L}\left(\xi^{+} - \xi^{-} - \xi^{+}_{0} + \xi^{-}_{0}\right) - \int_{T_{0}}^{T} \alpha\left(\xi\right)dt + \frac{\sigma_{0}}{E\left(\xi_{0}\right)}\right] - E\left(\xi\right)\int_{T_{0}}^{T} \frac{d\alpha\left(\xi\right)}{d\xi}dt$$

$$(23)$$

выпишем функции, стоящие перед дифференциалами переменных в уравнении (23):

$$\Omega^{+} = -E\left(\xi\right) \quad \varepsilon_{L} + \Omega\left(\varepsilon, T, \xi^{+}, \xi^{-}\right) ; \quad \Omega^{-} = +E\left(\xi\right) \quad \varepsilon_{L} + \Omega\left(\varepsilon, T, \xi^{+}, \xi^{-}\right) ; \quad \Theta\left(\xi\right) = -E\left(\xi\right) \cdot \alpha\left(\xi\right).$$

В настоящую публикацию не включены построения интегральных форм определяющего уравнения. Их можно выписать из уравнения (8) с учетом особенностей разделения внутренней переменной. Представлены только дифференциальные формы. Методика их построения является более сложной задачей. Кроме того, именно дифференциальная форма описания поведения сплавов кажется более пригодной для построения по аналогиям трехмерных моделей.

- 1. Филиппов А.А. Сборник задач по дифференциальным уравнениям. М.: «Наука», 1979. 96 с.
- Brinson L.C. One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable. Journal of Intelligent Material Systems and Structures. 1993. 4(2): pp. 229-242.
- Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. Моделирование термомеханического поведения сплавов с памятью формы. В монографии: Современные перспективные материалы. Витебск: Изд-во УО "ВГТУ". – 2011. С. 415-449.

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ УСТОЙЧИВОСТИ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И МЕТАЛЛОВ

### Венец Ю.С.

## г. Никополь, Днепропетровская обл., Украина, НМетАУ venju@rambler.ru

В котельных сталях установлено влияние наличия в интервале их кристаллизации точки плавления атомов никеля на формирование разнозернистости микроструктуры готовых труб. Отличие в разнозернистости сопоставляется с различной жаростойкостью сталей 08X18H10T в 610 °C и 10X13Г12C2H2Д2Б(ДИ-59) в 700 °C, что объясняется порционными изменениями теплоемкости основы сталей — железа. Приведены термодинамические описания теплоемкости железа, циркония и титана в связи с температурными зависимостями структуры электронной конфигурации этих элементов.

Металлы распространённые конструкционные материалы ядерной энергетики [1],



теплоемкость от 20°С (Дж/моль·°К). Линии – расчетные данные, точки – литературные; ◊ – Fe, □ – Zr, 0 – Ti; 1 – Fe, 2 – Zr, 3 – Ti.

где тепло цепной реакции топливных радиоактивных элементов преобразовывают в образование паров воды и их используют в паровых турбинах для выработки электроэнергии. При этом металлы подвергаются нагреву.

При нагреве у ферромагнитного Fe на кривой интегральной теплоемкости (рис.1) – излом в точке Кюри (фазовый переход второго рода) [2]. Для парамагнитных Ti и Zr мгновенная теплоемкость также предполагается с такими экстремумами.

Исходя из ранее проведенных исследований теплоемкость элементов предлагается описывать по параметру электронной конфигурации [3] (табл.1), рассчитываемого как:

$$\ln[a_i(T)] = A_i/T + B_i \tag{1}$$

Мольные теплоемкости, электронная Cel и неэлектронная C<sub>2</sub>, описаны по:

$$Cel = dG(T)/dT =$$
  
=  $d \left\{ R \cdot T \cdot \ln[a_i(T)] \right\} / dT = R \cdot B$  (2)

$$C_2 = Cel \cdot K_0 \cdot e^{a_i(t)}, t < t_K$$
(3)

$$C_{2} = Cel \cdot K_{0} \cdot \frac{\int_{t_{0}}^{t_{K}} e^{a_{i}(t)} dt}{t_{K} - t_{0}}, t > t_{K}$$
(4)

Суммарная теплоемкость элементов:

$$C_{at}^{l}(t) = Cel + C_2 \tag{5}$$

При температуре плавления элементов их теплоемкость по этим расчетам равна 9R/2 (ΔFe–0,01%; ΔZr–1,3%; ΔTi–0,4%). С полученными ранее температурной зависимостью прочности сталей 08X18H10 и 20X25H19C2Л [4], количества феррита (0–60%)[5], растворимости азота [3] выполненные по (1) расчеты теплоемкости (рис.2, 3) на основе электронного строения рекомендуются как термодинамические.

Таблица.1. Энергетические параметры (1) – (4).

Эл.	А	В	$K_0$	$t_{\rm K},^{\circ}{\rm C}$	$a(t_{\rm K})$	$t_0,^{\circ}\mathrm{C}$	$a(t_0)$
Fe	-1909	2,528	2/7	768	2,0	17	1/56
Ti	-1166	1,702	5/7	627	1,5	-12	3/48
Zr	-1247	1,503	1	863	1,5	-66	1/91







Рис. 3. Удельная теплоемкость Fe (Дж/кг·°К). 1 - Cel; 4 - атома, $2 - C'_2, 3 - C''_2.$ 

В аустенитной стали 026Х16Н15М3Б(ЭИ 844БУ-ИД) для ТВЭЛ установлена однородность микроструктуры труб при уменьшении разнозернистости [6] (по ТУ 14-3-550 зерно №№7-11[1]). В итоге исследование ползучести обнаружило ее меньшую скорость на трубах [6], что определило увеличение срока эксплуатации труб-оболочек ТВЭЛ в активной зоне ядерных реакторов[6]. Авторы ГОСТ 5639 «Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна» предписывали разнозернистость описывать несколькими номерами зерна, «отличающиеся ... более чем на 1 номер» (т.е. 2 и более). При этом там же допускается расхождение оценок величины зерна методом сравнения не более одного номера. Ограничение по разнозернистости для стали 08Х18Н10Т для АЭС зафиксировано ТУ 14-3-197 в ограничении размера зерна допустимым номером 5 [1] и для стали 026Х16Н15М3Б(ЭИ 844БУ-ИД) для труб-оболочек ТВЭЛ АЭС по ТУ 14-3-550 — номером 7 [1].

Микроструктуры металла 08Х18Н10Т готовых труб (размер зерен №№4, 6, 8) и 03Х17Н14М2 (размер зерен №№6, 8)[7] отличаются как по разнозернистости, так и по степени деформации 86% и 78% соответственно. Причиной этого полагается наличие у стали Х18Н10Т точки плавления атомов никеля (1455°С) в температурном интервале ее кристаллизации (1440-1470°С), в отличии от стали 03Х17Н14М2 с интервалом <1455°С, где этого нет, как и у сталей 026Х16Н15М3Б(ЭИ844БУ) и 10Х13Г12С2Н2Д2Б(ДИ-59).

Анализ расчета теплоемкости основы сталей (железа), согласно выражению (1), выявил структурность увеличения неэлектронной части теплоемкости  $C_2$  (рис.3, табл.2.).

$$C_{Fe}(t) = Cel + C_2 = Cel + C'_2 + C''_2$$
 (6)

Жаростойкость стали 08Х18Н10Т в 610°С[8] сопоставляется с зернами 3-х номеров (№№4,6,8) и 3-х частей  $C_2$  при этой температуре до точки Кюри ( $T_{\kappa}$ ) в 768°С, у 10Х13Г12С2Н2Д2Б (ДИ-59) с 700°С [8] — 2-х (№№6,8) и 2-х частей  $C_2$  при низкой концентрации серы. В терминах модели Холла-Петча большие по размеру зерна обладают меньшей электронной плотностью [9], а также большей теплоёмкостью, что может приводить к прогару при эксплуатации на максимальных температурах. Повышение жаростой-кости металлов вплоть до  $T_{\kappa}$ , вероятно, обеспечивается формированием однородной зеренной микроструктуры. При этом ее разнозернистость для котельных аустенитных сталей менее двух номеров достичь, по-видимому, не удастся из-за деления электронной структуры  $\gamma$ -железа на две подструктуры [10].

### Таблица 2.

t, °C	$C_{_2}$ , части дроби Cel/14.
483	$11 = 7 \cdot 1 + 4$
610	$17 = 7 \cdot 2 + 3$
700	$23 = 7 \cdot 3 + 2$
768	$29 = 7 \cdot 4 + 1$

При работе материалов в ядерных реакторах кроме температуры присутствует облучение. Оно приводит к радиационному распуханию, являющемуся главным фактором, который ограничивает использование аустенитных нержавеющих сталей в реакторах[11]. Радиационное распухание стали Х16H15M3БР (ЭП-172) в области температур 530-700°С (максимум при 615°С)[11] сопос-

тавляется с равенством параметра ее электронной структуры a(t) в 2,75 при этой температуре – половине этой величины в 5,5 у урана при плавлении по:

$$\ln[a_U(T)] = -3410/T + 4,131 \tag{7}$$

- 1. Проблемы оценки качества металла труб активной зоны атомных реакторов в процессе дореакторных испытаний / Е.Я. Лезинская, Т.Н. Буряк // ВАНТ. - 2004. - №3. - С.66-75.
- 2. Марочник сталей и сплавов. Справочник. Под ред. М.М. Шишкова. Изд.3-е доп. Донецк: Юго-Восток. 2002. 456 с.
- 3. Dependence of the nitrogen solubility in austenite and ferrite on alloying at the elemental level / Yu. Venets // High Nitrogen Steels' 2009. proc. of conf. M.: MISIS. 2009. P. 57-63.
- 4. Расчет термодинамики предела текучести литых аустенитных жаропрочных сталей. / Венец Ю.С. // I московские чтения по проблемам прочности. Тез.докл. М.: 2009.– С.46.
- 5. Термодинамика выделений разупрочняющего феррита из литых аустенитных коррозионностойких сталей / Венец Ю.С. // там же. - С. 45.
- 6. Формирование структуры и свойств стали и сплавов при изготовлении труб для ядерных энергетических установок : а-реф. дис. д.т.н. / В.С. Вахрушева - Дн-ск: НМетАУ.-2003.-33 с.
- 7. Получение высококачественных труб из металла газокислородного рафинирования / Г. Г. Шепель, Т. Н. Буряк, В. С. Вахрушева А. В. Рабинович, Ю. В. Садовник, Ю. А. Нефедов // Металл и литье Украины. – 2009. - №3. – С.23-24.
- 8. Жаростойкая, жаропрочная хромомарганцевая аустенитная сталь ДИ 59 / Чечель Л.А., Кузнецов Е.В., Орлов А.С., Школьникова Б.Э. // Вестник МГТУ. – 2008. - №4. - С.19-22.
- Расчетный метод оценки структуры и механических свойств аустенитных и углеродистых сталей / Ю.С. Венец // Металлофизика, механика материалов, наноструктур и процессов деформирования МЕТАЛЛДЕФОРМ-2009 : 3-я междунар. науч.-техн. конф., СГАУ : тр. конф., Т.1., – Самара: из-во учебной литературы. – 2009. – С. 21-30.
- 10. О взаимосвязи растворимости газов в твердом железе и его электронной конфигурацией / Ю.С. Венец // Теория и практика металлургии. 2006. №1,2. С. 38-42.
- 11. Проблемы радиационной стойкости конструкционных материалов ядерной энергетики / В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов // Вестник харьковского университета. 2006. №746 С.3 22.

## НЕМОНОТОННАЯ СЕГРЕГАЦИЯ ПРИМЕСЕЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ

#### Давыдова И.М., Мельник Т.Н., Юрченко В.М.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Донецк, Украина <u>i.m.davydova@mail.ru</u>

Перераспределение примесей в многослойных металлических пленках имеет особенности, отличающие его кинетику от кинетики сегрегации примесей в объемных образцах (т.е. тех, которые можно описывать как полубесконечный примесесодержащий материал с единственной границей раздела) [1-3]. Во-первых, достигнутые в результате сегрегации концентрации примеси на границах между слоями различных материалов, как правило, меньше равновесных концентраций аналогичной примеси в объемном образце в силу ограниченности запаса примеси в материале. Во-вторых, иногда коэффициент диффузии примеси в объемном образце ниже, чем коэффициент диффузии примеси в тонком слое материала. В силу обоих вышеуказанных факторов, время достижения равновесной концентрации примеси в сегрегационном слое на границах раздела между различными материалами в многослойной пленке сокращается до нескольких суток или даже часов. Однако более быстрое протекание сегрегации примеси на границах раздела не является препятствием для реализации, при определенных условиях, немонотонного хода процесса. Более того, сегрегация примеси может привести к изменению первоначального порядка следования слоев различных металлов в многослойной пленке. Эти обстоятельства могут существенным образом сказаться на эксплуатационных характеристиках пленки (например, адгезии пленки на границе пленка-подложка).

В рамках феноменологического подхода нами было проведено теоретическое рассмотрение процесса сегрегации примеси на границы тонкого слоя примесесодержащего материала, находящегося между отличающимися друг от друга слоями иных твердотельных материалов. В такой ситуации энергетические параметры, определяющие как кинетику выхода примеси в сегрегационные слои на границах, так и равновесные концентрации примеси в сегрегационных слоях, на обеих границах разные.

Движение примеси описывалось уравнением диффузии

$$\frac{\partial c(x,t)}{\partial t} = \frac{\partial^2 c(x,t)}{\partial x^2},\tag{1}$$

с соответствующими начальными и граничными условиями:

$$\frac{\partial c(x,t)}{\partial x}\Big|_{x=0} = K \frac{\partial c(x,t)}{\partial t}\Big|_{x=0}, \qquad c(x,t)\Big|_{x=\beta} = f(t), \qquad c(x,0) = 1.$$
(2)

Краевое условие на одной границе (x = 0) задавалось с использованием изотермы Генри  $c_s(t) = K(T)c(x,t)|_{x=0}$ , где K(T) – коэффициент обогащения границы,  $K(T) = \exp(|u_1|/T)$ ,  $u_1$  – разность энергий атома примеси в глубине материала и в сегрегационном слое на границе. Краевое условие на второй границе (x = d) в общем случае является некоторой функцией времени, конкретный вид которой меняется в зависимости от процесса, моделируемого на границе.

В данной работе мы ограничились использованием изотермы Генри для описания взаимосвязи между концентрацией примеси в сегрегационном слое и в непосредственно примыкающем к нему слое материала. Изотерма Генри подразумевает линейную зависимость между этими величинами, оставляя за пределами рассмотрения борьбу за места между атомами примеси в границе и латеральное взаимодействие примесных атомов в сегрегационном слое, описываемые изотермой Фаулера. В полубесконечных образцах учет данных факторов может приводить к немонотонной зависимости c(0,t) и  $c_s(t)$ . Однако следует отметить, что ограниченность размеров образца (т.е. зерна или пленки) накладывает свой отпечаток, добавляя в изотерму Фаулера линейное слагаемое и приводя к исчезновению максимумов и минимумов на кривой изотермы [3]. Использование более простой линейной изотермы позволяет упростить вычисления, включив в них экспериментально определенные энергетические параметры сегрегации для различных материалов, и в то же время сохранить хорошее соответствие между результатами расчета, данными работ других авторов и результатами экспериментов [3 – 4].

Решение данного диффузионного уравнения и использованием значений энергий, представленных в [4], позволило получить профиль распределения примеси в пленке.

Концентрация примеси в сегрегационных слоях рассчитывалась с использованием известного импедансного соотношения [3]. Например, для границы x=0 оно имело вид

$$c_{s} = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \int_{0}^{t} \frac{c_{m}(\tau) - c(0,\tau)}{\sqrt{t-\tau}} d\tau, \quad \text{FAe} \quad c_{m}(t) = \frac{1}{d} \int_{0}^{d} c(x,t) dx$$
(3)

#### Результаты и обсуждение

На рис.1 представлены результаты моделирования сегрегации примеси (Ag в Cu) на границе x = 0 при одновременном перетекании серебра с границы x = d в материал, находящийся справа от нее.



**Рис. 1.** Кинетика сегрегации примеси на границе пленки при десегрегации или испарении примеси на второй границе. *а* – концентрация примеси в сегрегационном слое; *b* – профили распределения примеси в толщине пленки.

На правой границе в данном случае может иметь место как накопление примеси в результате сегрегации, так и ее одновременное испарение (если правая граница соответствует свободной поверхности) или диффузия в материал, находящийся по другую сторону границы. При существенной разнице коэффициентов перераспределения примеси на границах (к примеру, коэффициент обогащения свободной поверхности обычно в несколько раз превышает коэффициент обогащения межзеренной границы), немонотонность сегрегации на левой границе становится ярко выраженной. Примесь, перешедшая в сегрегационный слой на начальном этапе сегрегации (при  $t < K_1^2$ ,  $K_1 << K_2$ ), в дальнейшем возвращается в твердый раствор и переходит из него в сегрегационный слой на второй границе.

Следует отметить, что в общем случае накопление примеси в сегрегационных слоях может происходить в условиях борьбы за места между примесями, а также при притягивающем или отталкивающем взаимодействии атомов примеси между собой. Поэтому, строго говоря, в качестве основного фактора, определяющего ход сегрегации, следует рассматривать не разницу коэффициентов обогащения границ, а разницу химических потенциалов примеси в рассматриваемых подсистемах (левая граница - твердый раствор примеси в пленке – правая граница).

На рис. 2 представлен результат расчета сегрегации никеля на границе Ag–Cu в многослойной металлической пленке Ag–Cu–Au. Никель сосредотачивается на обеих границах, оттока примеси из сегрегационного слоя на правой границе нет, но слева, тем не менее, наблюдается немонотонная зависимость концентрации и никеля в сегрегационном слое от времени. Причиной является существенная разница энергий сегрегации на обеих границах [4], и соответственно, коэффициентов обогащения границ ( $K_2 \approx 12 K_1$ ).



**Рис. 2.** Сегрегация никеля на границе Ag–Cu в многослойной металлической пленке Ag-Cu-Au. *a* – Изменение концентрации Ni в сегрегационном слое. *b* – Концентрационные профили распределения примеси в толщине пленки Ag–Cu–Au.

- 1. Фельдман Э.П., Фурсова Т.Н., Юрченко В.М. // Металлофизика, т.14, N4. (1992) 28-34.
- M.I. Danylenko, M. Watanabe, C. Li, A.V. Krajnikov, D.B. Williams & M.A. Vasiliev // Thin Solid Films, 444 (2003) 75-84.
- 3. A.V. Krajnikov, V.M. Yurchenko, E.P. Feldman, D.B. Williams // Surface Science 515 (2002) 36-44
- 4. Jian-Min Zhang, Bo Wang, Ke-Wei XU // PRAMANA Journal of physics Vol. 69, №4 (2007) 610 622

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

## Надежкин М. В.<sup>1</sup>, Косинов Д. А.<sup>2</sup>, Баранникова С. А.<sup>1</sup>, Зуев Л. Б.<sup>1</sup>, Громов В. Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия <u>bsa@ispms.tsc.ru</u> <sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

Низкоуглеродистые стали отличаются малой прочностью и высокой пластичностью в холодном состоянии. Эти стали в основном производят в виде тонкого листа и используют после отжига или нормализации для холодной штамповки с глубокой вытяжкой [1, 2]. В работе проведены исследования локализации пластической деформации на разных стадиях кривых нагружения при одноосном растяжении для стали 08Ю. Испытания на растяжение были выполнены на плоских образцах в форме двойной лопатки с размерами рабочей  $50 \times 10 \times 2$  мм. Образцы растягивались на универсальной испытательной машине «Instron-1185» при комнатной температуре с постоянной скоростью перемещения захвата  $V_{\rm m} = 0,5$  мм/мин. Для исследований макроскопической локализации пластического течения использовалась двухэкспозиционная спекл-фотография [3] (с разрешающей способностью  $\sim 1$  мкм).

Результаты механических испытаний на растяжение образцов показали, что средние значения механических характеристик (пределов текучести, прочности и относительного удлинения до разрыва) согласуются с данными по механическим свойствам конструкционных углеродистых качественных сталей для термообработанного листа (для стали 08Ю –  $\sigma_T = 205 \text{ MIR}$ ,  $\sigma_B = 255-350 \text{ MIR}$ ,  $\delta = 34\%$ ).

Заметное отличие деформационных кривых в состоянии после горячей прокатки без концентраторов напряжений (1) и с концентраторами напряжений после травления для удаления окалины (2) вдоль прокатки состоит в сокращении продолжительности площадки текучести (рис.). Это свидетельствует о наклепе стали после травления, т.е. образующиеся полосчатые дефекты могут быть областями наклепа материала и являются концентраторами напряжений.



a – без концентраторов напряжений; b - c концентраторами напряжений

Исследования микроструктуры показали, что в состоянии (1) средний размер зерна в поперечном сечении образца составил ~ 13,2±6,2 мкм, а в продольном сечении ~15,3±6,4 мкм. Величина зерна соответствует баллу № 9 по шкале зернистости стали. В состоянии (2) микроструктура полностью соответствует структуре стали 08Ю после горячей прокатки. Балл зерна соответствует № 9 – по шкале зернистости стали. На макрошлифе ясно выделяются полосы светлого и темного цвета – полосчатые дефекты. Ширина полос составила ≈ 1,3 мм. Отличия в структурах в области дефектов в стали не отмечены. С целью выяснения различия в кристаллической структуре стали в состоянии (1) и (2) был использован рентгеноструктурный анализ. На рентгенограмме образца в состоянии (1) после горячей прокатки присутствуют рефлексы Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и α-Fe. Интенсивность рефлексов неметаллической фазы значительно превышает интенсивность рефлексов железа. В состоянии (2) после удаления окалины путем травления на рентгенограммах образца со светлых и тёмных участков – полосчатых дефектов присутствуют рефлексы α-Fe и Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Данные рентгеновских исследований показали, что между светлыми и тёмными полосчататыми дефектами образца отсутствуют какие-либо отличия в кристаллической структуре.

В образцах в состоянии (1) площадка текучести (стадия I) вместе с зубом текучести имела протяженность до 3,7 % и была обусловлена зарождением и распространением по кристаллу полосы Людерса. Анализ распределений локальных деформаций показал, что пластическая деформация с самого начала нагружения распределена неоднородно, т.е. локализована в зонах макроскопического масштаба, вытянутых вдоль оси растяжения Х, в то время как другие объемы при этом же приросте деформации практически не деформируются. Распределения локальных удлинений на площадке текучести представляли собой две зоны локализованной деформации (полосы Людерса). На протяжении всей площадки текучести два фронта пластической деформации перемещались от подвижного захвата с постоянной скоростью  $V_{\rm I} \sim 3,5 \cdot 10^{-5}$  м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения картина локализации пластического течения имела вид стационарной системы очагов пластического течения по длине образца с характерным расстоянием между ними 4,5±1 мм. В образцах в состоянии (2) полосчатые дефекты располагались перпендикулярно направлению прокатки и оси растяжения. На кривой растяжения в результате наклепа материала площадка текучести отсутствовала и после предела текучести наблюдалась стадия линейного деформационного упрочнения (II) протяженностью до 1,5 % общей деформации. На этой стадии деформация локализована в нескольких зонах локализованной деформации, состоящей в свою очередь из двух-трех связанных очагов, движущихся от подвижного захвата с постоянной скоростью  $V_{\rm II} \sim 6 \cdot 10^{-5}$  м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения (III) картина локализации пластического течения имела вид стационарной системы очагов пластического течения, однако, в отличие от состояния (1), структура очагов локализации в состоянии (2) оказывается сложной, а именно, на расстояниях 10, 30, 33, 46 и 51 мм по длине образца выявляются высокоамплитудные максимумы локальных деформаций, разделенные совокупностью низкоамплитудных максимумов. Такой характер локализации пластического течения может быть связан с наличием полосчатых дефектов по длине образца, являющихся концентраторами напряжений.

Работа выполнена по проекту в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы по мероприятию: 1.1 «Проведение научных исследований коллективами научно-образовательных центров в области создания и обработки кристаллических материалов» (ГК № 14.740.11.0037 от 01.09.2010).

- 1. Сорокин В.Г. Стали и сплавы. Марочник: Справ. изд. М: Интермет Инжиниринг, 2001. 608 с.
- 2. Коцарь Л.С., Белянский А.Д., Мухин Ю.А. Технология листопрокатного производства. М: Металлургия, 1997. 272 с.
- 3. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 327 с.

## ПОВЫШЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СТАЛИ 20X23H18, ПОДВЕРГНУТОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

## Сизов В.В., Воробьев С.В., Столбоушкина О.А., Иванов Ю.Ф.\*, Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru \*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия yufi@mail2000.ru

Целью настоящей работы являлся анализ фазового состава и состояния дефектной субструктуры, выявление механизма усталостного разрушения стали аустенитного класса 20Х23Н18, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком в режиме оплавления поверхности.

В качестве материала для исследования была использована сталь аустенитного класса состава 20Х23H18, образцы из которой подвергали усталостным испытаниями по схеме ассиметричного консольного изгиба. Перед усталостными испытаниями часть образцов подвергали облучению высокоинтенсивным электронным пучком на установке «СОЛО» (ИСЭ СО РАН) при следующих параметрах: энергия электронов 18 кэВ; плотность энергии пучка электронов 40 Дж/см<sup>2</sup>; длительность и частота следования импульсов воздействия пучка электронов 150 мкс и 0,3 Гц; количество импульсов воздействия пучка электронов – 3. Облучение осуществляли при остаточном давлении аргона в рабочей камере установки, равном ~0,02 Па. Исследования структуры стали в исходном состоянии и после усталостных испытаний осуществляли методами сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Методами просвечивающей электронной микроскопии изучали фольги, расположенные на расстоянии ~10 и ~80 мкм от поверхности (стороны образца, расположенной противоположно концентратору напряжений и подвергнутой обработке электронным пучком), а также фольги, включающие саму поверхность облучения.

Установлено, что сталь перед облучением высокоинтенсивным электронным пучком являлась поликристаллическим агрегатом. В объеме зерен выявлены микродвойники, группирующиеся в пачки параллельных пластин. В объеме зерна, свободного от микродвойников, наблюдается сетчатая дислокационная субструктура; скалярная плотность дислокаций ~4,0·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>. Вдоль границ зерен и, реже, в объеме зерна располагаются частицы карбидной фазы (карбиды хрома  $M_{23}C_6$ ). Электронно-пучковая обработка поверхности стали сопровождалась высокоскоростными плавлением и кристаллизацией поверхностного слоя толщиной до 10 мкм. Анализ поверхности облучения, выполненный методами сканирующей электронной микроскопии, выявил формирование разнозернистой структуры. Размеры зерен поверхностного слоя изменяются в пределах от 10 мкм до 70 мкм. В объеме зерен обнаруживается структура ячеистой кристаллизации, размеры ячеек изменяются в пределах от 300 нм до 400 нм. Последующие усталостные испытания привели к разрушению образцов после ~2,2·10<sup>5</sup> циклов нагружения, что в ~1,5 раза превышает усталостную долговечность стали, не подвергавшейся обработке электронным пучком.

В результате обработки высокоинтенсивным электронным пучком и последующих усталостных испытаний формируется многослойная структура, организованная определенным образом. Выявляется поверхностный слой толщиной (50...70) мкм, отделенный от основного объема материала цепочкой микропор и микротрещин. Данный слой имеет несколько подслоев, а именно, поверхностный, толщиной десятые доли микрометра, и следующий за ним подслой толщиной до 10 мкм, имеющий столбчатую структуру. Очевидно, что данный подслой сформировался в результате обработки стали электронным пучком и последующего усталостного нагружения.

Фазовый состав и состояние дефектной субструктуры разрушенных образцов изучали путем анализа сечений (тонких фольг), расположенных вблизи поверхности образца (слой № 1), на глубине ~10 мкм (сечение вблизи границы раздела расплав / твердое тело - слой № 2) и ~80 мкм (сечение, принадлежащее слою, сформировавшемуся в результате термического влияния, оказываемого на образец при обработке электронным пучком - слой № 3).

В объеме зерен поликристаллической структуры выявляются ячейки высокоскоростной кристаллизации. Структура ячеек кристаллизации выявляется в поверхностном слое стали и после усталостных испытании. Размеры ячеек изменяются в пределах от 450 нм до 550 нм. В объеме ячеек присутствует дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или сеток. Вдоль границ и в стыках границ ячеек кристаллизации выявляются частицы второй фазы. Наряду с дислокационной субструктурой в объеме зерен поверхностного слоя стали присутствуют микродвойники. Микродвойники располагаются в зерне отдельными пластинками, либо пакетами по 2-4 микродвойника.

Усталостное нагружение стали сопровождается формированием полей напряжений, которые приводят к появлению изгибных экстинкционных контуров на светлопольных и темнопольных изображениях структуры тонких фольг. Структура, формирующаяся на глубине ~10 мкм (слой №2), существенным образом отличается от структуры поверхностного слоя (слой № 1). Во-первых, выявляется множественное микродвойникование, вовторых, внутризеренная структура характеризуется присутствием полосовой субструктуры. Размеры фрагментов изменяются в пределах от 50 до 100 нм. О малом размере фрагментов свидетельствует квазикольцевое строение микроэлектронограммы, полученной с такого типа структуры. Субзерна имеют округлую форму; размеры субзерен изменяются в пределах от 100 до 400 нм. В объемах материала, содержащих полосовую и субзеренную структуру, выявляются микротрещины, указывающие на высокий уровень внутренних напряжений, присутствующих в стали.

В слое, расположенном на глубине ~80 мкм, выявляются зерна, в которых наблюдается преимущественно сетчатая дислокационная субструктура (скалярная плотность дислокаций ~4,5 $\cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>); зерна, в которых присутствуют пакеты пластин микродвойников и взаимодействующие микродвойники нескольких систем двойникования; области с нанокристаллической структурой (размеры кристаллитов изменяются в пределах от 40 до 80 нм).

Анализируя полученные результаты, можно заключить, что причиной усталостного разрушения образцов из стали 20Х23Н18 является формирование областей с критической субструктурой, не способной к дальнейшей эволюции, т.е. исчерпавшей ресурс пластичности (усталостной долговечности) материала. Показано, что области критической структуры не формируются в поверхностном слое, т.е. в слое, подвергнутом высокоскоростной термической обработке, инициированной воздействием высокоинтенсивного электронного пучка. Следовательно, вероятной причиной увеличения в ~1,5 раза усталостной долговечности стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком, является подавление процессов, способствующих формированию областей с критической структурой, т.е. областей, являющихся потенциальным местом формирования микротрещин.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).

# ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ В АЛЮМИНИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ЕГО МИКРОТВЕРДОСТИ В СЛАБЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

## Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Мартусевич Е.А., Громов В.Е.

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

Цель работы состоит в исследовании характера изменения микротвердости алюминия с разным содержанием примесей при воздействии слабым магнитным полем.

В работе использовались образцы поликристаллического алюминия с разным содержанием Fe и Si, имеющие размеры  $0.5 \times 2 \times 1$  см<sup>3</sup>. Массовое содержание Fe и Si в исследуемых образцах Al, полученное по результатам химического анализа, приведено в таблице 1.Образцы перед испытаниями отжигались при температуре 773 К в течение 2 часов с последующим охлаждением в печи.

Марка Al	A0	A5	A0	A7	5N
Fe	0,5900	0,2600	0,1900	0,1255	0,0001
Si	0,1470	0,0690	0,3360	0,0593	0,0001

Таблица 1. Содержание Fe и Si в исследуемых образцах Al

В качестве источника магнитного поля использовали электромагнит, имеющий возможность регулирования индукции магнитного поля. Геометрия магнитного поля во всех испытаниях оставалась постоянной. Индукция магнитного поля измерялась миллитесламетром с точностью до 1·10<sup>-5</sup> Тл и составляла 0,3 Тл. Измерения микротвердости проводились с помощью микротвердомера HVS-1000 для трех случаев: без воздействия магнитного поля, сразу после выдержки в магнитном поле и после определенных интервалов времени; при этом варьировалось время выдержки в магнитном поле. Значение микротвердости усреднялось не менее чем по 30 измерениям. Для части образцов обработку магнитным полем проводили многократно. Количественно эффект влияния магнитного поля характеризовался относительным изменением микротвердости.

В результате выполнения работы было установлено, что характер влияния магнитного поля, заключающийся в снижении микротвердости с последующим возвращением ее значения к исходному, сохраняется. Однако следует отменить, что для образцов Al с массовым содержанием Fe 0,59% восстановление микротвердости до исходных значений происходит немонотонно (с изменением знака эффекта при значении времени, прошедшего после обработки 2,5 часа).

Образец Al с массовым содержанием Fe 0,26 % подвергался троекратному воздействию магнитным полем в течение 2 часов. Время, прошедшее между экспозициями образца в магнитном поле, составляло 72 часа. После каждой выдержки в магнитном поле фиксировалась зависимость относительного изменения микротвердости от времени прошедшего после магнитной обработкиδ.

Анализ зависимостей показывает, что каждая последующая обработка приводит к снижению начального эффекта влияния магнитного поля и времени необходимого для достижения микротвердости исходного значения. По полученным экспериментальным данным была построена зависимость начального относительного изменения микротвердости от числа обработок (*n*) магнитным полем, которая носит линейный характер. Установлено, что максимальный эффект влияния магнитное поле оказывает при первом воздействии.

Установлено, что зависимости относительного изменения микротвердости от времени, прошедшего после обработки магнитным полем Al с массовым содержание Fe0,19% и 0,1255% в течение 2 часов – неразличимы. Время необходимое для достижения микротвердости исходного значения составляет 1 час.

Исследования характера поведения микротвердости при действии магнитного поля на Al с массовым содержанием Fe 0,001 %, показали, что начальный эффект влияния составляет 5% и релаксирует за время порядка 5 часов.

К настоящему времени установлено, что магнитное поле способно влиять на состояние точечных дефектов, в том числе атомы внедрения и замещения. В данной связи были исследованы зависимости относительного изменения микротвердости от массового содержания Fe и Si в образцах Al, при времени обработки магнитным полем 2 часа и 0,25 часа.

Установлено, что зависимости относительного изменения микротвердости от массового содержания Fe и Si в образцах Al имеют экстремальный характер. Максимальное снижение значения микротвердости наблюдается при массовом содержании Fe 0,26% и Si 0,069%.

При уменьшении времени воздействия магнитным полем с 2 часов до 0,25 часа характер зависимостей относительного изменения микротвердости от массового содержания Fe и Si меняется. Таким образом, зависимость  $\delta(\rho)$  для Si приобретает вид кривой с насыщением, которое наступает при массовом содержании Si 0,069%. При рассмотрении зависимости  $\delta(\rho)$  для Fe, следует отметить, что в интервале значений 0,1255% < $\rho$ < 0,26% эффект магнитного воздействия незначителен и составляет 1%, что укладывается в погрешность измерения значений микротвердости.Дальнейшее увеличение массового содержания Fe приводит к линейному возрастанию эффекта.

Исследования влияния времени выдержки в магнитном поле на микротвердость алюминия с разным содержанием железа показали, что зависимости относительного изменения микротвердости от времени выдержки в магнитном поле имеют вид кривых с насыщением для образцов с массовым содержанием Fe 0,59%, 0,19%, 0,1255% и 0,0001%.Исключением является зависимость  $\delta(\tau)$  при массовом содержании Fe 0,26%, которая носит линейный характер, начиная со значения времени выдержки в магнитном поле 0,25 часа. Следует отметить, что зависимости  $\delta(\tau)$  для массового содержания Fe0,59% и 0,19% неразличимы в пределах погрешности измерения, а насыщение наблюдается при времени выдержки 0,25%. Максимальный эффект влияния магнитного поля для различного времени выдержки в нем наблюдается на образцахАl с массовым содержанием Fe 0,001% и 0,26%.

Работа выполнялась при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (госконтракт 16.740.11.0314).

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ 08X18H10T И 20X13 ПРИ УСТАЛОСТИ

## Бессонов Д.А., Воробьев С.В., Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф.\*, Коновалов С.В., Белоусова Я.В., Громов В.Е.

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

\*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия yufi@mail2000.ru

В работе выполнено исследование влияния электронно-пучковой обработки на структуру, фазовый состав и дефектную субструктуру сталей 08Х18Н10Т и 20Х13 и их изменение при многоцикловой усталости.

Установлено, что электронно-пучковая обработка стали 08Х18Н10Т сопровождается существенным преобразованием структуры поверхностного слоя, заключающемся: в формировании ячеек дендритной кристаллизации; в полном растворении частиц исходной карбидной фазы; в снижении среднего размера зерен (в 1,5...2 раза); в выделении наноразмерных частиц второй фазы.

Показано, что фазовый состав (размеры и плотность частиц карбидной фазы) и состояние дефектной субструктуры (скалярная плотность дислокаций, ширина изгибных экстинкционных контуров и плотность концентраторов внутренних напряжений, плотность микродвойников и размеры областей разориентации) закономерным образом изменяются по мере удаления от поверхности облучения, что свидетельствует о формировании в стали градиентного структурно-фазового состояния. Установлено, что при электроннопучковой обработке формируется упрочненный подповерхностный слой.

Установлено, что разрушение стали 08X18H10T, не обработанной электронным пучком в условиях многоцикловой усталости (N =  $\sim 1,8\cdot 10^5$  циклов) обусловлено: формированием пиковых значений внутренних полей напряжений близи границы раздела карбид / матрица.

Многоцикловые усталостные испытания стали 08Х18Н10Т, подвергнутой предварительной электронно-пучковой обработке при плотности энергии пучка электронов 15 Дж/см<sup>2</sup>, приводящей к увеличению в 1,5 раза усталостной долговечности, сопровождаются формированием многослойной структуры. В структуре лицевой поверхности образца выявлены кристаллы є-мартенсита, вдоль границ раздела которых наблюдаются микротрещины.

Электронно-пучковая обработка стали в режиме плавления поверхностного слоя способствовала увеличению в ~3,5 раза усталостной долговечности модифицированной электронным пучком стали 08Х18Н10Т. Показано, что многоцикловые усталостные испытания стали 08Х18Н10Т, подвергнутой предварительной электронно-пучковой обработке, сопровождаются формированием градиентной структуры.

Установлено, что причинами повышения усталостной долговечности, инициированной электронно-пучковой обработкой стали является измельчение зеренной и субзеренной структуры, растворение частиц карбидной фазы в поверхностном слое.

Показано, что обработка поверхности предварительно закаленной стали 20X13 высокоинтенсивным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия приводит к существенному увеличению усталостной долговечности материала в ~1,9 раза; измельчению зеренной и субзеренной (формирование структуры ячеистой кристаллизации субмикронных размеров) структуры поверхностного слоя; некоторому снижению концентрации хрома в поверхностном слое. Высокоинтенсивная электронно-пучковая обработка в режиме оплавления поверхности предварительно закаленной стали 20Х13 приводит к формированию градиентной многофазной структуры. Слой, формирующийся в результате высокоскоростной кристализации (поверхностный слой толщиной не менее 5 мкм), характеризуется формированием зеренно-субзеренной структуры с размером зерен  $\sim$ 3 мкм и наличием областей с многофазной структурой, формирующихся в результате контактного плавления стали вдоль границы раздела карбид  $M_{23}C_6$  / матрица. В слое, расположенном на глубине  $\sim$ 20 мкм (зона термического влияния), выявлено формирование структуры с высоким уровнем внутренних напряжений. Показано, что релаксация полей напряжений сопровождается фрагментацией мартенситной структуры и образованием микротрещин, располагающихся вдоль границы раздела карбид / матрица.

При анализе поверхности разрушения выявлено формирование многослойной структуры, обнаружены микротрещины, расположенные в слое термического влияния. Проведены исследования методами дифракционной электронной микроскопии структуры и фазового состава поверхностного слоя образцов стали, разрушенных в результате усталостных испытаний. В слое, расположенном на глубине ~20 мкм, выявлено формирование субзеренной и полосовой структуры с высокой плотностью концентраторов полей внутренних напряжений. Установлено, что концентраторы с максимальной амплитудой полей внутренних напряжений формируются у границы раздела частица карбидной фазы –  $\alpha$ матрица. Это позволило высказать предположение, что основной причиной повышения усталостной долговечности стали 20Х13 является растворение при электронно-пучковой обработке присутствующих в приповерхностном слое глобулярных частиц карбидов типа  $M_{23}C_6$ .

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).

## ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ СТАЛИ Э76Ф ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

## Гришунин В.А., Воробьев С.В., Столбоушкина О.А., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф.\*, Коновалов С.В., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru \*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия yufi@mail2000.ru

Целью работы являлось исследование структурно-фазового состояния и выявление закономерностей модификации поверхностного слоя рельсовой стали Э76Ф, подвергнутой обработке высокоинтенсивным электронным пучком.

В качестве материала исследования была выбрана рельсовая сталь Э76Ф. Образцы имели форму параллелепипеда размерами 8x12x16 мм<sup>3</sup>. Перед испытаниями образцы были поделены на четыре партии.

Первая партия образцов не облучалась, а остальные облучали электронным пучком на установке «СОЛО», разработанной и сконструированной в ИСЭ СО РАН (г. Томск) при фиксированных параметрах: длительность импульса воздействия пучка электронов  $\tau$  = 50 мкс; количество импульсов воздействия N = 3 имп.; частота следования импульсов f = 0,3 c<sup>-1</sup>; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере ~0,02 Па. Переменным пара-

метром обработки являлась величина плотности энергии пучка электронов  $E_{\rm S}$ , которая для образцов партии №1 –  $E_{\rm S} = 10$  Дж/см<sup>2</sup>; партии №2 –  $E_{\rm S} = 20$  Дж/см<sup>2</sup>; партии №3 –  $E_{\rm S} = 30$  Дж/см<sup>2</sup>.

Морфологию поверхности облучения изучали методами сканирующей электронной микроскопии. Фазовый состав и дефектную субструктуру поверхности облучения анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии. Фольги для электронной микроскопии готовили методами одностороннего электролитического утонения пластинок, вырезанных параллельно поверхности облучения на электроискровом станке. Предварительная термическая

обработка стали привела к формированию поликристаллической структуры, представленной зернами структурно свободного феррита, зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии и, в небольшом количестве зернами «псевдоперлита» (зернами феррита, содержащими включения цементита пластинчатой и глобулярной формы, расположенными хаотически в объеме зерна). Зерна феррита и «псевдоперлита» содержат дислокационную субструктуру в виде сеток и хаотически расположенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций ~  $4x10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

Обработка стали электронным пучком привела к существенному преобразованию морфологии поверхности облучения. Исходно полированная поверхность после облучения электронным пучком при  $E_S = 10 \text{ Дж/см}^2$  покрывается сетью микрократеров.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 20 Дж/см<sup>2</sup> и, далее, до 30 Дж/см<sup>2</sup> сопровождается снижением количества микрократеров, размеры их увеличиваются. В поверхностном слое формируется поликристаллическая структура, средний размер зерен которой при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup> составляет ~5 мкм. В объеме зерен наблюдается субзеренная структура в виде ячеек, размер которых изменяется в пределах от 0,25 мкм до 0,55 мкм. Формирование такой структуры (структуры ячеистой кристаллизации) свидетельствует о плавлении поверхностного слоя и последующей высокоскоростной кристаллизации со скоростями ~10<sup>6</sup> К/с. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 20 Дж/см<sup>2</sup> и, далее, до 30 Дж/см<sup>2</sup> сопровождается увеличением ячеек кристаллизации и среднего размера зерен до ~8,5 мкм. Одновременно с этим изменяется и форма ячеек кристаллизации: если при  $E_S = 10$  Дж/см<sup>2</sup> ячейки кристаллизации имеют равноосную форму, то при  $E_S = 30$  Дж/см<sup>2</sup> кристаллизация расплава протекает с образованием дендритной структуры. Полученные факты указывают на снижение скорости охлаждения стали с увеличением плотности энергии пучка электронов.

При облучении стали электронным пучком с  $E_s = 10$  Дж/см<sup>2</sup> структура ячеистой кристаллизации наблюдается не во всех зернах. Это, очевидно, связано с особенностями структуры исходного состояния, а именно, присутствием зерен, обогащенных углеродом (зерна перлита), и зерен с минимальным содержанием углерода (зерна феррита). При облучении стали электронным пучком с  $E_s = (20...30)$  Дж/см<sup>2</sup> структура ячеистой кристаллизации формируется повсеместно, что указывает на формирование однородного по углероду жидкого раствора на основе железа.

Еще одна особенность структуры ячеистой кристаллизации выявляется при исследовании поверхности стали в обратно отраженных электронах. А именно, в узлах ячеек кристаллизации обнаруживаются включения черного цвета на сером фоне ячеек.

Независимо от плотности энергии пучка электронов в анализируемом слое формируется многофазная структура. Основной является α-фаза, представленная мартенситом. Наряду с α-фазой обнаруживаются остаточный аустенит, цементит и, предположительно, графит.

Таким образом, несмотря на сверхвысокие скорости закалки, реализующиеся при электронно-пучковой обработке, формирующаяся в поверхностном слое структура имеет фазовый состав, подобный (за исключением графита) фазовому составу стали, закаленной с печного нагрева.

Сверхвысокие скорости охлаждения сказываются на размерных характеристиках формирующейся структуры. Наряду со структурой ячеистой кристаллизации, содержащей наноразмерные кристаллы мартенсита, в поверхностном слое выявляется зерна со структурой пакетного мартенсита, поперечные размеры кристаллитов которых изменяются в пределах от 85 нм до 220 нм, что близко к поперечным размерам кристаллов мартенсита стали, закаленной с печного нагрева.

Увеличение плотности энергии пучка электронов до 20 Дж/см<sup>2</sup> (и до 30 Дж/см<sup>2</sup>) приводит к формированию в поверхностном слое морфологически и размерно однородной мартенситной структуры, а именно, пакетного мартенсита. Размеры пакетов (ячеек кристаллизации) изменяются в пределах (0,8...1,0) мкм; поперечные размеры кристаллов мартенсита (80...200) нм. В небольшом количестве выявляется пластинчатый мартенсит. Следует отметить, что при закалке с печного нагрева в воде или масле в стали с содержанием углерода более 0,6 вес. % формируется преимущественно пластинчатый сдвойникованный мартенсит. Формирование преимущественно пакетного мартенсита в поверхностном слое стали может быть связано как с высокой скоростью закалки, реализующейся при электронно-пучковой обработке стали, так и с обезуглероживанием расплава поверхностного слоя в результате формирования частиц графита. Частицы графита (участки, обогащенные углеродом) были выявлены методами сканирующей электронной микроскопии. При электронно-микроскопическом микродифракционном анализе структуры стали методом тонких фольг частицы графита также обнаруживаются по границам и в стыках границ ячеек кристаллизации (размеры частиц изменяются в пределах 70...145 нм.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научнопедагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538 и заявка 2012-1.1-12-000-2003-6211).

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ АРМАТУРЫ ПРИ СЛИТТИНГ-ПРОЦЕССЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ТЕРМОУПРОЧНЕНИИ

## Волков К.В., Чинокалов В.Я., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Мясникова В.И., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru \*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi@mail2000.ru

Перспективным энергосберегающим методов прокатки арматурного профиля является слиттинг-процесс, обеспечивающий продольное разделение заготовки в процессе прокатки. Знания закономерностей формирования структуры и фазового состава при прокатке – разделении и последующем упрочнении позволяют целенаправленно устанавливать оптимальные режимы обработок и формировать комплекс требуемых механических свойств [1].

Для этих целей методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии был проведен послойный анализ структуры, фазового состава и дефектной субструктуры стержневой арматуры диаметром 12 мм из стали Ст3пс, полученной прокаткой на мелкосортном стане 250-1 по технологии продольного разделения раската и последующего термического упрочнения [2]. Технология прерванной закалки включала два последовательных цикла принудительного охлаждения (0,37 и 0,25 с в 1 и 3 секциях установки термоупрочнения под давлением воды 20 и 15 атм. соответственно) с промежуточным отогревом (0,37 с после 1 секции). Обработка сформировала в сечении стержня структурную неоднородность в виде ярко выраженного поверхностного слоя, переходных слоев и осевой зоны и проявляющуюся в изменении микротвердости от 2900 МПа на поверхности до 2000 МПа в сердцевине.

В осевой зоне формируется структура феррита с сетчатой и фрагментированной дислокационной субструктурой, перлита и квазиперлита. Феррит содержит наноразмерные частицы цементита (20-30 нм) округлой формы. Структура слоя на глубине ~3 мм от поверхности термообработки состоит из феррита пластинчатой (объемная доля ~65%) и зеренной морфологии (~20%) и пластинчатого псевдоперлита (~15%). Частицы карбидной фазы имеют глобулярную и игольчатую морфологию.

Слой на глубине ~2 мм от поверхности представлен тем же набором структур, который дополняют области пакетного мартенсита с объемной долей ~7%. С приближением к поверхности содержание псевдоперлита уменьшается до 6% в слое на расстоянии ~1 мм, а пакетного мартенсита увеличивается до 17%. Отличительной особенностью пластинчатого феррита этого объема материала является образование зерен рекристаллизации. Структура поверхности представлена пакетным мартенситом, находящимся в отпущенном состоянии (мартенсит «самоотпуска») за счет аккумулированного объемом арматуры тепла, о чем свидетельствует пониженная скалярная плотность дислокаций ~5·10<sup>10</sup> см<sup>-2</sup>, в 2 раза меньшая, чем у закаленного мартенсита [2]. Механические свойства арматуры, полученные при прокатке-разделении и последующем термоупрочнении, соответствуют ТУ 14-1-5254-94 для класса прочности A500C.

- 1. Фастыковский А.Р., Волков К.В., Перетятько В.Н. и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. 2011. №10. С. 18-21.
- 2. Ефимов О.Ю. Структурно-фазовые состояния и технология производства упрочненной стальной арматуры и чугунных валков. Новокузнецк: Изд-во НПК, 2008. 300 с.

## ИСТОЧНИКИ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ

## Коваленко В. В., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия viktor\_kovalenko\_76@mail.ru,

Условия эксплуатации валка привели к созданию значительных внутренних напряжений. Их действие проявляется в появлении изгиба-кручения кристаллической решетки α-фазы. При электронно-микроскопическом исследовании он проявляется в виде экстинкционных контуров, толщина которых обратно пропорциональна изгибу-кручению кристаллической решетки.

Известно, что изгиб-кручение решетки может быть пластическим и упругим. В первом случае он обусловлен дислокационными зарядами, т.е. избыточной плотностью дислокаций, локализованной в некотором объеме материала. Во втором - нерелаксированными упругими напряжениями, накопленными из-за несовместности деформации, например, зерен, матрицы металла и недеформируемыми частицами. Возможен и упругопластический изгиб, когда в материале присутствуют оба источника полей.

В исследуемом материале изгиб-кручение кристаллической решетки в основном упругого происхождения. Он обусловлен несовместностью деформации карбидной фазы и α-матрицы.

Методом электронной дифракционной микроскопии выявлены высокие значения величин <χ> и χ<sub>νпр.</sub> Они выше, чем во многих случаях пластически деформируемой стали.
Причина этого состоит в большой объемной доле цементита в эвтектоидной стали. Сталь 9XФ (и ее аналоги) является двухфазным образованием с соизмеримой объемной долей второй фазы. Иными словами, это композиционный материал. Хорошо известно, что в композиционном материале роль внутренних напряжений выше, чем в обычных материалах.

Анализ зависимости полного внутреннего напряжения от локальных источников, измеренная по мере удаления от поверхности валка, позволяет заключить, что полученные значения напряжений с величиной  $\sigma_B$ . Поэтому становится очевидно, что поверхность валка работает на износ и должна разрушаться. Чтобы сохранить работоспособность валка, поверхностные слои необходимо либо удалять, либо отжигать для «рассасывания» источников напряжения и уменьшения его значений, по крайней мере, на порядок.

Кривизна-кручение кристаллической решетки почти всегда выше во вторичных фрагментах. Очевидно, что вторичным фрагментам трудно испытывать дальнейшие фазово-структурные превращения, поэтому при довольно близких размерах и одинаковой плотности дислокаций вторичные фрагменты накапливают более высокое значение кривизны-кручения решетки.

Обнаружено, что величина кривизны-кручения кристаллической решетки возрастает по мере приближения к поверхности валка. Это также является доказательством того, что степень пластической деформации возрастает при приближении к поверхности, а процессы возврата и полигонизации отстают от накопления дислокаций и развития внутренних напряжений.

## СТРУКТУРНО- ФАЗОВЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ВНЕШНЕГО УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

#### Коваленко В. В., Громов В. Е.

## Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия viktor kovalenko 76@mail.ru,

Представлены результаты исследования структуры стали 9Х2ФМ, обработанной на феррито-перлитную структуру, в результате ударного нагружения. Механическое и термическое воздействие с поверхности образца позволяет предположить, что по мере удаления от поверхности в глубину будут образовываться градиентные структуры, т.е. изменения в структуре будут происходить по мере удаления от поверхности вглубь материала.

Исследование особенностей структурно-фазового состояния структуры проводилось с применением электронно-микроскопического анализа на расстояниях от 0 (поверхность максимального ударного нагружения) до 23 мм (противоположная сторона образца) с шагом 3 мм. Особое внимание уделено анализу трех слоев: первый слой - рабочая поверхность, подвергавшаяся наибольшей деформации в ходе эксплуатации (зона ударного нагружения); второй слой - центр образца; третий слой - обратная сторона изделия, где деформация была минимальной. Полученные количественные данные позволили охарактеризовать возникшие градиентные структуры.

Как показали проведенные исследования, 98% материала составляет перлит и лишь 2% феррит. В исходном состоянии перлитные колонии содержат дефекты: "рваный" цементит, изогнутые пластины цементита, участки, в которых пластины цементита расположены в двух направлениях. В небольших количествах присутствуют колонии разрушенного перлита, т.е. колонии, в которых образовалось много дефектных мест, в том числе и разрушенных цементитных пластин. Таким образом, в материале в исходном состоянии присутствуют два типа перлита. К первому типу относятся совершенные перлитные колонии – это колонии, не имеющие дефектов, либо число дефектов в них составляет небольшое количество: 1) совершенные перлитные колонии и 2) перлитные колонии с дефектными, в том числе и с разрушенными, пластинами цементита. Перлитные колонии первого типа представляют собой образования с приблизительно параллельным чередованием пластин феррита и цементита. Этот перлит частично фрагментирован по первичному механизму, т.е. образующиеся субграницы располагаются примерно перпендикулярно пластинам цементита. Ко второму типу перлитной структуры относятся колонии разрушенного перлита, имеющие такие дефекты, как «рваный» цементит, изогнутые пластины цементита, пластины, расположенные в пределах одной колонии в двух направлениях, колонии с разрушенными пластинами цементита. Скалярная плотность дислокаций оказалась самой высокой в дефектных перлитных колониях - колониях с разрушенным цементитом (~ $3 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>), в совершенных колониях она в 2 раза меньше (~ $1,5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>) и самая низкая (~ $0,8 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>) – в ферритных зернах.

## ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ПСЕВДОПЕРЛИТА В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО - ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

## Коваленко В. В., Громов В. Е.

## Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия viktor kovalenko 76@mail.ru

Тенденции развития современного материаловедения многие годы были сконцентрированы на получении гомогенных качественных сплавов и других металлических материалов, в которых формировалась установка на постоянные заданные свойства и эксплуатационные характеристики. Встающие проблемы создания материалов с высоким комплексом физико - механических свойств способствовали появлению интереса к композиционным материалам и металлам с градиентной структурой (ГСФС) в твердых телах. Во многих случаях наличие градиентной структуры позволяет материалу приобрести новые, ранее неизвестные свойства.

В работе приведены некоторые результаты исследования ГСФС, реализующихся на микромасштабном уровне (сотни нанометров – единицы микрометров) в процессе формирования структуры при электронно-пучковой обработке. В исходном состоянии фиксировались хаотически расположенные в объеме зерен α-фазы частицы глобулярного цементита (размеры частиц в большинстве случаев изменялись в пределах 0,3–0,5 мкм). Электронно-пучковая обработка стали приводит к преобразованию структуры и фазового состава стали, том числе, к растворению глобул цементита. В зависимости от количества теплоты, передаваемой материалу электронным пучком, удается зафиксировать и подвергнуть исследованиям методами электронной дифракционной микроскопии различные стадии растворения глобул цементита и, следовательно, различные стадии преобразования структуры объема α-фазы, прилегающего к растворяющейся глобуле цементита.

Размеры зоны преобразования структуры α-фазы, фиксируемые методами электронной дифракционной микроскопии, составляли единицы микрометров; формирующиеся градиенты, таким образом, относятся к разряду микромасштабных. Начальные стадии преобразования глобулярных частиц цементита под воздействием тепла, передаваемого электронным пучком обрабатываемой стали, заключаются в формировании в частице вдоль границы раздела с матрицей дефектного слоя, толщина которого достигает ~100 нм.

Результаты, полученные методами электронной дифракционной микроскопии, позволяют говорить о формировании в слое, располагающемся на границе раздела частица / матрица, градиента плотности дислокаций и градиента упругих полей напряжений (рис. 1). Пример формирования микроградиента фазового состояния стали приведен на рисунке 2, из которого следует, что вокруг частицы формируется двух- (много-) слойная структура с толщиной переходной зоны более 200 нм.

Многослойное строение переходного слоя, формирующееся на данной стадии, связано с присутствием как жидкофазного, так и твердофазного механизмов растворения. Подслой, примыкающий к частице, формируется в результате жидкофазного механизма растворения, т.е. в результате контактного плавления стали вдоль границы раздела карбид / матрица. Высокоскоростная кристаллизация расплава привела к формированию наноразмерных кристаллитов α-Fe и островков γ-фазы.



Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся вблизи границы раздела частица цементита / α-фаза.

Стрелкой обозначено направление изменения (градиент) плотности дислокаций



**Рис. 2.** Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся вблизи границы раздела частица цементита / α-фаза;

*a* – светлопольное изображение; *б*, *в* – темные поля, полученное в рефлексах [110]α - Fe и
[002]γ - Fe, соответственно; *г* – микроэлектронограмма, стрелками указаны рефлексы темного поля. Стрелкой на (*a*) указано направление изменение фазового состава

## ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РЗМ СТАЛИ 13ХФА НА СТОЙКОСТЬ К БАКТЕРИАЛЬНОЙ КОРРОЗИИ

## Тетюева Т.В., А.В. Иоффе, Денисова Т.В.

OOO «Самарский ИТЦ», snegir@eor.samara.ru

Модифицирование стали РЗМ (введение церия) приводит к очистке стали от серы и кислорода, уменьшает загрязненность стали неметаллическими включениями и сфероидизирует включения. Это повышает стойкость трубных сталей к общей коррозии, к водородному растрескиванию и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением. В тоже время влияние модифицирования на бактериальную коррозию (один из распространенных видов разрушения нефтепроводных труб) в литературе рассмотрено не достаточно.

Исследование проводили на образцах труб из сталей 13ХФА четырех плавок, которые отличались количеством вводимого церия. Металл плавки №1 подвергали обработке кальцийсодержащей проволокой (обычная технология). Металл плавок №2, 3, 4 подвергали обработке церийсодержащей проволокой в количестве 700, 900 и 1000 м, что соответственно составляет 0,215, 0,260, 0,282 кг/т по РЗМ.

Для оценки стойкости к бактериальной коррозии образцы, вырезанные из труб этих четырех плавок помещали в питательную среду Постгейта, зараженную музейными формами сульфатвосстанавливающих бактерий (СВБ). Прикрепленные формы СВБ (живые клетки) подсчитывали с применением специальной компьютерной программы по 10 полям зрения при увеличении 3000 раз, а так же с использованием оценки массовой концентрации белка.

Как видно на рис. 1, модифицирование металла РЗМ позволяет существенно уменьшить количество бактерий и их биохимическую активность на поверхности металла образцов, что свидетельствует о бактерицидном воздействии церия.



Рис. 1. Бактерии на поверхности образцов металла труб из стали 13ХФА *a* − без РЗМ, количество клеток СВБ 47 шт на площадь 0,0009 мм<sup>2</sup>, *б* − обработка РЗМ 700 м. − 0,215 кг/т, количество клеток СВБ 19 шт на площадь 0,0009 мм<sup>2</sup>, *в* − обработка РЗМ 1000 м. − 0,282, кг/т, количество клеток СВБ 4 шт на площадь 0,0009 мм<sup>2</sup>,

## ПОВЫШЕНИЕ КООРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ РЗМ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

## Тетюева Т.В., Иоффе А.В., Денисова Т.В.

## *ООО «Самарский инженерно-технический центр»,г. Самара, Россия,* ioffe@eor.samara.ru

Внутренняя коррозия является одной из наиболее распространенных причин разрушения трубных сталей. Относительно дешевым и эффективным способом очистки стали от серы и кислорода, уменьшения количества и сфероидизации неметаллических включений, а следовательно и повышения коррозионной стойкости сталей, является обработка стали комплексными модификаторами, содержащими Са и РЗМ. Отсутствие представлений о количественной связи вводимых РЗМ и изменения коррозионных свойств обусловило проведение данной работы.

Исследование проводили на образцах, вырезанных из бесшовных труб, изготовленных из стали 13ХФА (С-0,14%, Сг-0,53%, Si-0,34%, V-0,052%) 4 различных плавок. Металл плавки № 1 подвергнут обработке кальцийсодержащей проволокой (обычная технология). Металл плавок № 2, № 3, № 4 подвергнут обработке церийсодержащей проволокой в количестве 700, 900 и 1000 метров, что соответственно составляет 0,215, 0,260, 0,282 кг/т.

На образцах труб 4 плавок оценивалась ликвационная неоднородность, загрязненность неметаллическими включениями и проводили следующие коррозионные испытания: стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (стандарт NACE TM0177, метод A и D), стойкость к водородному растрескиванию (стандарт NACE TM0284) и на стойкость к общей коррозии (стандарт NACE TM0177, среда A). Результаты испытаний приведены в таблице 1.

№ Плавки	Стойкость к СКРН время испытаний - 720 ч				Загрязненность металла неметаллическими включениями			
	Нагрузка в % от σ <sub>т</sub> Н/р - не разрушился Р - разрушился			$K_{Issc},$ $M_{\Pi a} \cdot M_{1/2}$	Сульфиды	Оксиды точечные	Оксиды строчечные	
	75	80	90					
Плавка №1 без РЗМ	H/p	Р	Р					
	потеря пластичности, %			39	3	3	3	
	35							
Плавка №2	H/p	H/p	Р					
РЗМ 700 м-	потеря пластичности, %			41	1	0,5	3	
0,215 кг/т.	20	25						
Плавка №3	H/p	H/p	H/p					
РЗМ 900 м 0,260 кг/т.	потеря пластичности, %			44	0,5	0,5	1	
	15	20	23		2	,		
Плавка №4	H/p	H/p	H/p					
РЗМ 1000 м	потеря пластичности, %			46	0,5	0,5	0,5	
0,282 кг/т.	5	8	10					

Таблица 1

Основные выводы:

1. Модифицирование металла РЗМ обеспечивает более глубокую очистку низкоуглеродистых низколегированных сталей от серы и кислорода, уменьшает степень загрязненности сталей неметаллическими включениями и сфероидизирует неметаллические включения. 2. Модифицирование РЗМ значительно повышает стойкость стали 13ХФА к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением, к водородному растрескиванию и к общей коррозии.

## ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ Си–Ag ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ВНУТРИМАТОЧНЫХ СПИРАЛЕЙ

## Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., \*Дородейко В.Г., Рубаник В.В. (мл.), Новиков В.Ю., Мосин А.В.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск \*3AO «Медицинское предприятие «Симург», г.Витебск ita@vitebsk.by

Одними из наиболее эффективных и распространенных противозачаточных средств являются внутриматочные спирали (BMC) на основе биметаллической проволоки медьсеребро. Медь представлена в виде оболочки с центральной жилой из серебра, выполняющей роль каркаса, на котором закреплена оболочка из меди, обеспечивающая контрацептивное действие (рис.1).



Рис 1. Общий вид композиционной проволоки Cu–Ag (*a*) и внутриматочных спиралей (*б*, *в*)

Исследования процессов протекающих на границе медь-серебро в ультразвуковом поле представляет как научный интерес, в плане изучения процессов диффузии и образования промежуточного слоя переменного состава, так и практический, как способ получения биметаллической проволоки с заданными физико-химико-механическими свойствами.

Волочение биметаллической проволоки отличается от процесса протягивания монометаллической рядом специфических особенностей. На результаты деформирования слоистой проволоки оказывают большое влияние неоднородность материала по сечению, величина внешнего трения и межслойного сцепления, относительное объемное содержание компонент в проволоке, их деформационные показатели упрочнения и соотношение прочностных свойств и т.д. При волочении биметаллической проволоки может разрушиться оболочка, а сердечник сохранится целым или наоборот; чаще оболочка и сердечник разрушаются одновременно. Разрушение монослоев биметаллической проволоки вызывается возникающими в них напряжениями, значение которых зависит от перечисленных параметров. Целью данной работы являлось разработка технологии изготовления биметаллической проволоки с сердечником из серебра с улучшенными физико-механическими свойствами для производства внутриматочных спиралей.

Разработанная технология предусматривает предварительное изготовление серебряной проволоки диаметром, необходимым для обеспечения заданного соотношения между диаметром композиционной проволоки и диаметром сердечника из драгоценного металла. Для изготовления проволоки применяли серебро в виде гранул высокой степени чистоты 99,999 %. Отливку расплава серебра производили в стальной или чугунной изложнице. Далее слиток серебра прокатывали и подвергали волочению до диаметра 0,35 мм. При сборке заготовки использовали медную трубку диаметром 3,0 мм с содержанием Си не ниже 99,97 %. Очистку внутренней поверхности медной трубки осуществляли азотной кислотой с промывкой водой и сушкой.

После заправки серебряной заготовки в медную трубку производили фиксацию её на острильной машине с одного конца медной трубки. Затем производили волочение на стане среднего волочения до диаметра композиционной проволоки 1,5 мм.

Конечный диаметр биметаллической проволоки составлял 0,35±0,01 мм, пластические свойства ее должны обеспечивать без разрушения перегиб на стержне Ø 2 мм на суммарный угол 720°. Содержание серебра в готовой проволоке должно составлять не менее 9,3%.

Волочение биметаллической проволоки проводили с суммарными обжатиями 80%, при единичных обжатиях 10—15%. При больших единичных обжатиях приводит чрезмерное упрочнение оболочки и появление обрывов. Для биметаллической проволоки с серебряным сердечником наиболее характерным видом брака является его обрыв внутри медной трубки.

Как известно, использование ультразвуковых колебаний (УЗК) в процессе обработки металлов давлением ведёт к снижению статического напряжения и тем самым позволяет снизить усилия деформирования и увеличить единичные обжатия за проход, позволяет сократить количество переходов. Источником УЗК служил магнитострикционный преобразователь ПМС15А-18, питаемый от генератора УЗГ2-4М. Волоку с помощью резьбового соединения крепили в пучности смещений волновода продольных колебаний.

Об эффективности воздействия ультразвука на процесс волочения судили по степени снижения усилия волочения. При обжатиях 10...15% УЗК позволяют существенно до 50...60% снизить усилие волочения при скорости протягивания 10 м/мин. При обжатии 25% снижение усилия волочения составляет 30...40%. Применение ультразвука позволило увеличить единичные обжатия в 1,5 раза без разрушения сердечника. На рис.2 представлены кривые растяжения биметаллической проволоки Ø 1,35 мм после обычного волочения и волочения наложением УЗК.

Из анализа кривых на рис.2. видно, что прочностные свойства биметаллической проволоки после волочения с УЗК несколько ниже, чем после волочения в обычных условиях. При этом относительное удлинение проволоки Cu-Ag, характеризующее ее пластические свойства, после волочения с УЗК несколько выше.

После волочения с суммарными обжатиями более 80% проводили термическую обработку проволоки при 600 °C на проход через муфельную печь (рис.3), в отдельных случаях использовали электроконтактный нагрев.

Применение продольных ультразвуковых колебаний позволило увеличить максимальное суммарное обжатие по сравнению с волочением в обычных условиях. С учетом этого был разработан маршрут волочения биметаллической проволоки с суммарными обжатиями между термообработками около 80%. Такой маршрут является оптимальным с точки зрения получения проволоки с высокими механическими свойствами. В дальнейшем проволоку использовали для изготовления внутриматочных спиралей.



**Рис.2.** Кривые растяжения биметаллической проволоки Cu–Ag Ø1,35 мм после многократного волочения: 1 – в обычных условиях; 2 – с наложением УЗК



Рис. 3. Установка для волочения и отжига биметаллической проволоки на проход

Разработанная технология, оборудование и маршруты волочения с промежуточными отжигами позволяют полностью обеспечивать потребности ЗАО «Медицинское предприятие «Симург» в биметаллической проволоке для производства внутриматочных противозачаточных средств с различной формой якоря типа "Юнона Био".

#### Список литературы

- 1. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Технология волочения биметаллической медной проволоки с серебряным сердечником// 8 Международная конференция «Авандгардни машиностроителни обработки» г. Кранево. Болгария, Sofia :DMT Product. 2008. С. 89-93.
- Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Применение ультразвуковых колебаний при волочении и термообработке композиционных материалов // Тенденции развития технологии машиностроения. Материалы международной конференции - Зелена Гура, Польша, 1990. - Ч.2. - С. 45-49.

## ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В СТАЛИ 20 ПОСЛЕ МОЩНОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

## Волков А.Е.<sup>1</sup>, Черняева Е.В.<sup>1</sup>, Вьюненко Ю.Н.<sup>1</sup>, Клубович В.В.<sup>2</sup>, Рубаник В.В.<sup>2,3</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия, lena@smel.math.spbu.ru

<sup>2</sup> Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь,

ita@vitebsk.by

<sup>3</sup> Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

Известно, что интенсивные ультразвуковые колебания, возбуждаемые в материале, обусловливают возникновение в нем значительных знакопеременных напряжений, что в свою очередь может вызывать движение дефектов, в частности дислокаций. В зависимости от интенсивности ультразвукового воздействия при движении дислокаций могут преобладать процессы их размножения при действии источников Франка-Рида, с одной стороны, и поглощения их границами зерен, аннигиляции и выхода на поверхность тела, с другой стороны. Соответственно, будет происходить увеличение или уменьшение плотности дислокаций [1, 2]. Все это позволяет целенаправленно влиять на структуру материала, в частности, на его прочностные и пластические свойства, что широко используется в промышленности при ультразвуковом упрочнении. [3].

Для определения физико-механических свойств металлов существует большое количество методов, в том числе и метод акустической эмиссии (АЭ). Однако для оценки изменения свойств металла при воздействии мощного ультразвука данный метод не применялся.

Метод акустической эмиссии весьма чувствителен к любым изменениям в состоянии металлов, в том числе, вызванным термомеханической обработкой или циклическими механическими воздействиями [4]. В связи с этим в настоящей работе была предпринята попытка оценить влияние ультразвуковой обработки (УЗО) на сталь 20 с точки зрения изменения параметров АЭ. Схема экспериментальной ультразвуковой установки приведена на рис.1.



**Рис.1.** Схема УЗ-установки: 1 – образец, 2 – ультразвуковой преобразователь с волноводом, 3 – датчик для измерения амплитуды колебательных смещений

При помощи ультразвукового генератора УЗГ-1.1 и магнитострикционного преобразователя ПМС 1 (2) (рис.1) в плоском образце стали 20 (1), закрепленном в волноводе, формировали изгибные колебания, амплитуду которых измеряли при помощи емкостного датчика (3). Количество циклов знакопеременного нагружения оценивали с помощью частотомера работающего в режиме счета импульсов (на рисунке не показан). Картина распределения амплитуды колебаний по длине образца представлена на рис.2.

Частота УЗО составляла 22 кГц, максимальная амплитуда – 8 мм. После 80·10<sup>6</sup> циклов воздействия никаких видимых изменений в образце не произошло. Затем озвученный образец был подвергнут индентированию с записью сигналов акустической эмиссии (рис.3).



**Рис.2.** Общий вид образца стали 20 и распределение амплитуды ультразвуковых колебаний вдоль образца



Рис.3. Общая схема акустико-эмиссионной установки: 1 – образец, 2 – индентор, 3 – датчик АЭ, 4 – усилитель MSAE-FA010, 5,6 – платы АЦП, 7 – программное обеспечение

Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли датчики АЭ MSAE-L2 (3, рис.3) и усилитель MSAE-FA010 (4) усилением 80 dB. В ходе экспериментов измеряли среднеквадратическое напряжение АЭ на выходе усилителя (RMS) и мгновенные значения сигналов АЭ, превышающие заданный порог. Данные оцифровывали при помощи аналого-цифровых преобразователей (5,6) и записывали в память компьютера для последующей обработки. Все зарегистрированные сигналы АЭ по методике [5] разбивали на группы по форме кривой спектральной плотности, и анализировали спектральные портреты (усредненная форма кривой спектральной плотности мощности) в каждой группе.

В исходном металле было зарегистрировано 2 вида сигналов (назовем их I и II), причем сигналы I составляли от 70 до 90% от общего числа зарегистрированных сигналов (рис.4).

Анализ результатов измерений сигналов АЭ показал, что после 80 млн. циклов УЗО общее количество АЭ сигналов уменьшилось в 1,5–2 раза и хотя основными, попрежнему, были сигналы I и II, их соотношение явно зависело от места индентирования, т.е. от амплитуды механических напряжений в образце (см. рис.2).



Рис.4. Основные виды сигналов АЭ при индентировании образцов стали 20: I (а) и II (б).

В местах минимального ультразвукового воздействия АЭ была практически аналогичной АЭ в исходном металле, т.е. регистрировались, в основном, сигналы вида І. В местах образцов соответствующих пучностям механических напряжений доминирующими, а часто и единственными, становились сигналы II. Это согласуется с общеизвестным фактом, что максимальные необратимые изменения в структуре металла при воздействии мощных ультразвуковых колебаний происходят в пучностях, а минимальные – в узлах механических напряжений стоячей ультразвуковой волны [1, 6].

Таким образом, акустическая эмиссия зависит от структурных изменений в металле, обусловленных ультразвуковым воздействием и реагирует на них изменением спектральных портретов. Однако для полного понимания происходящих в металле изменений под действием мощного ультразвука и установления корреляционной зависимости с сигналами акустической эмиссии требуются дополнительные исследования с привлечением металлографических и других методов исследований.

#### Список литературы

- 1. Кулемин А.В. Ультразвук и диффузия в металлах // М.: Металлургия, 1978. 200 с.
- 2. Тяпунина Н.А., Наими Е.К., Зиненкова Г.М. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами // М.: Изд-во МГУ, 1999. - 238 с.
- 3. Артемьев В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. Ультразвук и обработка материалов // Мн.: «Экоперспектива», 2003. - 335 с.
- Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. О возможности использования спектрального анализа акустической эмиссии для решения задач неразрушающего контроля / В кн. II Междунар. научн. конф. «Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов» // М.: Машиностроение, 2012. Т.2. - С.84-97.
- 5. Мерсон Д.Л., Разуваев А.А., Виноградов А.Ю. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке // Дефектоскопия, 2002. № 7. С. 37-46.
- 6. Северденко В.П., Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвук и пластичность // Мн.: Наука и техника, 1976. 447 с.

## АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В СПЛАВЕ Д16 ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Волков А.Е.<sup>1</sup>, Черняева Е.В.<sup>1</sup>, Вьюненко Ю.Н.<sup>1</sup>, Клубович В.В.<sup>2</sup>, Рубаник В.В.<sup>2,3</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия, lena@smel.math.spbu.ru

<sup>2</sup> Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь, <u>ita@vitebsk.by</u>

<sup>3</sup> Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

В [1] было показано, что воздействие мощных изгибных ультразвуковых колебаний (УЗО) на образцы сталь 20 вызывает изменение в них спектрального состава акустической эмиссии (АЭ). В отличие от предыдущего случая, настоящая работа посвящена изучению АЭ в образцах сплава Д16, в которых при помощи магнитострикционного преобразователя была создана стоячая волна продольных ультразвуковых колебаний. Для этого длину образца подбирали таким образом, чтобы создать резонансные условия, т.е. чтобы она соответствовала половине длины волны продольных колебаний. Общий вид акустического узла приведен на рис.1.



Рис.1. Установка для УЗО: 1 – магнитострикционный преобразователь; 2 – образец; 3 – емкостной датчик для измерения амплитуды колебательных смещений. Частота ультразвуковых колебаний 22 кГц, амплитуда 8 мкм

Инициирование АЭ осуществляли путем внедрения твердосплавного конического индентора со скоростью 1,0 мм/мин на испытательной машине ИМ-4А. Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли широкополосный датчик АЭ MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 80 dB и полосой пропускаемых частот 60÷1000 кГц. Индентирование образца производили непосредственно на датчике, как показано на (рис.2). Общая схема АЭ установки приведена в [1]

Как в исходном металле, так и в металле после  $50 \cdot 10^6$  циклов УЗО был зарегистрирован только один тип АЭ сигналов, спектральный портрет которого содержал несколько основных пиков в интервале частот от 60 до 350 кГц (рис.3*a*), однако перераспределение энергии между пиками существенно отличалось в разных местах образца. В центре образца, где амплитуда механических смещений была минимальна, а напряжения достигали максимума, сигналы становились более низкочастотными (рис.3*б*), тогда как на свободном конце образца, колеблющемся с максимальной амплитудой 8 мкм, доминировали сигналы с ярко выраженными пиками в области частот 200–300 кГц (рис.3в).



Рис.2. Внешний вид нагружающего устройства установки



Рис. 3. Спектральные портреты дюралюминия Д1 в исходном состоянии (а) и после УЗО (б, в): б – в центре образца, в – на свободном конце образца

На рис.4 приведен график распределения механических смещений в образце (рис.4*a*) и соответствующие ему изменения количества сигналов АЭ (рис. 4*b*), их средней энергии (рис.4*б*, кривая 2) и медианной частоты (рис.4*б*, кривая 1).



Рис. 4. Схема распределения механических смещений в образце (а) и параметры АЭ (б, в). 1 – средняя медианная частота (частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности пополам); 2 – средняя энергия сигналов; 3 – среднее количество АЭ сигналов. Квадратики на осях соответствуют данным исходного материала

Несмотря на большой разброс, можно отметить некоторые закономерности в изменении параметров АЭ:

- Общее количество сигналов АЭ после ультразвуковой обработки уменьшается.

- В области действия максимальных напряжений (в середине образца) наблюдается перераспределение энергии в спектрах сигналов в низкочастотную область, тогда как энергия сигналов примерно одинакова по всей длине образца, причем энергии сигналов в зависимости от места индентирования могут отличаться более чем на порядок.

Можно также отметить, что сопоставление полученных данных с результатами работы [1] позволяет выявить общие закономерности: общее уменьшение количества сигналов после УЗО и смещение спектров в низкочастотную область в местах максимального ультразвукового воздействия на металл, что в свою очередь позволяет сделать вывод о возможности контроля изменения физико-механических свойств материала подвергнутого ультразвуковому воздействию с помощью методов акустической эмиссии.

#### Список литературы

1. Волков А.Е., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н., Клубович В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В., мл. Изменение параметров акустической эмиссии в стали 20 после мощного ультразвукового воздействия // стр. 151-153 в настоящем сборнике

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СИЛОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ

#### Вьюненко Ю.Н.

# СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия vjunenko@smel.math.spbu.ru

Эксплуатация силовых элементов из металла с ЭПФ в технологических процессах показала необходимость в прогнозировании как деформационных эффектов, так и силовых характеристик «металлических мышц». Технологические эксперименты на установке ШеР [1] при получении специального наката на трикотаж показали, что уровень развиваемых усилий варьируется в пределах от 400 до 600 Н. Для указанного производственного процесса такой разброс силовых характеристик допустим. Однако для новых техноло-



Рис.1. Принципиальная схема устройства «ЛИНД»

гических операций может потребоваться более точное предсказание уровня развиваемых усилий. Решить эту задачу можно с помощью установок, работающих по схеме, примененных в устройстве «ЛИНД» (рис.1).

Между двумя неподвижными пластинами 1 расположены подвижные пластины 2. Пружина 3 соприкасается с подвижными пластинами. Изменяя расстояние между подвижными пластинами, регулируем степень сжатия пружины. Таким образом изменяются условия страгивания верхней подвижной пластины в результате срабатывания эффекта памяти формы в кольцевой силовом пучковом элементе (КСПЭ) 4 [2], преобразованном предварительной пластической деформацией в «эллипс». Для сохранения формы «эллипса» при изменении степени сжатия пружины использован стопорный цилиндр 5.

С помощью устройства «ЛИНД» была исследована пара КСПЭ, отработавшая на установке ШеР 362 технологических цикла. Температура Ак материала силового элемента находится вблизи 35 °С. Измеряли изменение расстояния между верхней подвижной и нижней неподвижной пластинами в процессе прогрева КСПЭ, который проводили в изотермических условиях, помещая ЛИНД в разогретый до 138 °С термостат.

На рис.2 приведены кривые роста смещений подвижной пластины со временем в зависимости от начальной силы противодействия деформационных процессов ЭПФ. Предварительно КСПЭ были продеформированы от диаметра 63 мм до 85 мм. Каждый из двух силовых элементов состоял из 5 витков проволоки диаметром 2 мм. При минимальной силе противодействия порядка 490 H (кривая 1) и 637 H (кривая 2) деформационные процессы начинались через 1 и 1,5 мин, соответственно. Возрастание противодействующей силы до 784 H продлило временную задержку деформационного процесса до двух минут, а при 931 H данный временной интервал достиг 4 мин. Такое изменение времени старта ЭПФ вполне согласуется с результатами исследования сплава TiNi, приведенными в [3]. Так как для преодоления дополнительных сил сопротивления требуется некоторый перегрев материала. Эта задержка деформационного эффекта может носить негативный характер в технологических процессах. Ее регулирование может производиться за счет изменения химического состава с целью получения нужного интервала температур фазового перехода  $A_{\rm H}$ – $A_{\rm K}$  [4].



**Рис. 2.** Изменение расстояния между подвижными пластинами от времени при постоянной форме КСПЭ.

Вторым способом решения данной проблемы может быть воздействие на КСПЭ совместно с температурой мощным ультразвуком [5], электрическим током или их сочетанием. Но в этом случае значительно усложнится конструкция устройства, использующего КСПЭ. Иногда решением данной технической проблемы может быть повышение степени предварительной пластической деформации КСПЭ. На рис.3. показано, как работают силовые элементы при противодействии постоянной силы 637 Н. Кривая 1 показывает, как растет смещение со временем при доведении диаметра силового элемента с 63 до 99 мм. Срабатывание ЭПФ фиксируется сразу же после помещения ЛИНДа в термостат. На кривой 2 фиксируется задержка старта на 1,5 мин. В этом случае силовой элемент вытягивался до 85 мм. На кривой 3 время задержки деформационного процесса превышает 3 мин. Диаметр КСПЭ изменялся до 82,5 мм. Одним из возможных объяснений подобной эволюции срабатываний ЭПФ может быть влияние пластической деформации на фазовые превращения. В ряде работ (например [6]) замечено, что небольшие необратимые деформации (до 5 %) могут понижать температуры интервала обратного мартенситного превращения. Следствием этого будет сокращение времени прогрева материала силовых элементов до начала формовосстановительной деформации. В рассмотренных ситуациях это время фактически сведено к нулю (кривая 1).



**Рис.3.** Изменение расстояния между подвижными пластинами от времени при постоянном уровне начального противодействия контртела.

Обращает на себя внимание тот факт, что степень формовосстановления влияет на уровень генерируемых напряжений. На рис. 4 показано, что с ростом деформации ЭПФ снижается конечный уровень генерируемых напряжений, т.е. деформационный процесс ЭПФ является фактором, способствующим частичной релаксации реактивных напряжений.



Рис. 4. Взаимозависимость деформационного эффекта и генерируемых усилий в результате развития ЭПФ в КСПЭ

Полученные результаты показали, что у силовых элементов в сочетании с контртелом достаточно широкие возможности. Величина смещения варьируется от 0 до 7 мм, а усилия, генерируемые КСПЭ данной конструкции, могут регулироваться от 0 до 640 Н.

Соответствующий выбор конструкции КСПЭ и контртела может обеспечить точный режим воздействия на обрабатываемые материалы, детали, узлы.

### Список литературы

- 1. Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов/ Сб. статей Междунар. научного симпозиума «Перспективные материалы и технологии», Витебск, 2011. – С.182-184
- 2. Вьюненко Ю.Н. Математическое моделирование деформационных процессов и опыт технологического применения ЭПФ - ФПСМ, 2010, - № 3. – С.28-31

- 3. Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З. и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства. Под. ред. Пушина В.Г., 2006 г.
- 4. Корнилов И. И., Качур Е. В., Белоусов О. К. Дилатометрическое исследование превращения в соединении TiNi // Физ. мет. и металловед. 1971. Т. 32, № 2. С. 420-422.
- Рубаник В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. мл. Тепловизионные исследования обратного мартенситного превращения под действием ультразвуковых колебаний в TiNi // Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов.- сб. мат. 35 семинара «Актуальные проблемы прочности».- Псков, 1999. – С.561-564.
- М.А.Хусаинов, О.Ю. Волнянская. Влияние режима предварительного термоциклирования на деформационно-силовые параметры сплава с памятью формы. // Науч. труды V междунар. семинара «Современные проблемы прочности» им. В.А.Лихачева. – В.Новгород, 2001, т. 2 – С.123-127.

## ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ОГНЕУПОРНЫХ СУХИХ СМЕСЕЙ

#### Самолётов В.Г.

### Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, ita@vitebsk.by

В настоящее время собственного производства огнеупоров в Беларуси нет. Необходимость отраслей народного хозяйства в данной продукции, основными потребителями которой являются металлургия и промышленность строительных материалов, удовлетворяется за счет импорта. Работа является продолжением исследований по разработке импортозамещающей технологии производства огнеупорных строительных смесей с использованием отечественной сырьевой базы [1-3]. Качество готовой продукции существенно зависит не только от состава смесей, но и от параметров таких процессов, как сухое перемешивание и прессование. Особенно это актуально при использовании таких микродобавок как карбоксиметилцеллюлоза (КМЦ) и пластификаторы, которые должны быть равномерно распределены по объему смеси. Положительное влияние КМЦ состоит в том, что каждая молекула полимера может удерживать до 20 тыс. молекул воды. Фактически вода в растворе заменяется гомогенным желеобразным раствором метилцеллюлозы, в котором взвешены частички вяжущего компонента и заполнителя. Высокая водоудерживающая способность такой системы препятствует преждевременному обезвоживанию поверхности покрытия и способствует раствору набирать необходимую прочность даже при тонкослойном нанесении. Применение пластификаторов придает раствору хорошую подвижность и прессуемость, а также снижает количество используемой воды, что повышает прочность изделия на сжатие, а также уменьшает капиллярную пористость затвердевшего раствора. Необходимые для положительного эффекта концентрации КМЦ и пластификаторов составляют 0,3 ÷ 0,7% [4-7].

Сегодня, в производстве сухих строительных смесей наиболее широкое распространение получили циклические смесители с горизонтальным валом. Именно этот тип смесительного оборудования наиболее часто используется на отечественных предприятиях.

Для классификации смесителей по реализуемому ими режиму смешивания обычно используется безразмерный критерий Фруда [4]:

$$Fr = R\omega^2/g,$$
 (1)

где R – максимальный радиус рабочего органа (м);  $\omega$  – угловая скорость вращения (рад/с); g – ускорение свободного падения (м/с<sup>2</sup>).

В целом, безразмерный критерий Фруда представляет собой соотношение силы тяжести и центробежной силы, которые действуют на отдельные частицы материалов в процессе их перемешивания.

В экспериментах по смешиванию использовали смесители, обеспечивающие два режима перемешивания. Первый вариант – шаровая мельница LE – 101 производства Венгрии, обеспечивает режим перемешивания с Fr < 1 (рис. 1).



Рис. 1. Шаровая мельница LE-101 в сборе

В качестве второго варианта смесителя использовали кухонный комбайн Scarlet рабочий инструмент которого имеет скорость вращения 1500 об/мин и обеспечивает условие Fr > 3, такой вариант реализуется в промышленных деагломераторах (рис. 2).



Рис. 2. Комбайн Scarlet

Исследования показали, что применение шаровой мельницы не обеспечивает равномерное распределение гидратообразующих компонентов и КМЦ по объему покрытия, поэтому такие покрытия имеют вздутия и шелушение даже при использовании КМЦ, в то время как комбайн Scarlet позволяют получать качественное покрытие без дефектов.

Исследовали также влияние режимов полусухого прессования исходной шихты с добавкой пластификатора С-3 (ТУ 6-36-0204229-625-90) и без него. Синтезированные образцы испытывали на прочность, термостойкость и исследовали фазовый состав. Исследования показали, что применение пластификатора снижает усилие прессования, повышает прочность изделия на сжатие, а также уменьшает капиллярную пористость затвердевшего раствора.

### Список литературы

1. Клубович В.В. Разработка состава огнеупорного покрытия для защиты футеровки сушильных печей / В.В.Клубович, В.В.Рубаник, В.Г.Самолетов // Технология литья и металлургия (К 40-

летию Института металлов НАН Беларуси) / Сборник научных трудов общ. ред. Е.И. Маруковича. – Минск: Беларус. навука, 2010. – С 11-26.

- Клубович В.В. СВС-покрытие для защиты футеровки сушильных печей / В.В.Клубович, В.В.Рубаник, В.Г.Самолетов // 50-й Международный научный симпозиум «Актуальные проблемы прочности», 27 сентября – 1 октября 2010 года, Витебск, Беларусь / Сборник материалов. – Витебск: ВГТУ – 2010. – Ч. 2. – С. 189-191.
- Клубович В.В. Исследование процесса стабилизации доломита при синтезе CBC-огнеупоров с ультразвуковой механоактивацией исходной смеси / В.В. Клубович, В.В. Рубаник, В.Г. Самолётов // IV Международная научно-техническая конференция «Современные методы и технологии создания и обработки материалов» ФТИ НАН Беларуси, 14-16 сентября 2011 г. / Сборник научных трудов под общ. ред. С.А. Астапчика и др. – Минск: изд. ФТИ, 2011. – Ч. 2. – С. 325-329.
- 4. Bekedorf A. Метилцеллюлоза для гипсовых штукатурок и шпатлевок / A. Bekedorf // http://www.wolff-cellulosics.com.
- 5. Ланге В. Метилцеллюлоза Walocel M улучшает качество систем сухих строительных смесей / В. Ланге // Строительные материалы. 1999. №3. -С.38-39.
- 6. Парикова Е.В. Шпатлевочные составы, модифицированные органомине-ральными добавками /Е.В.Парикова // Современные материалы и технологии в строительстве. Юбилейный двадцать пятый Международный сборник научных трудов. Новосибирск: НГАУ, 2003. С.98-99.
- 7. Фаликман В.Р. Новое поколение суперпластификаторов / В.Р. Фаликман, А.Я. Вайнер, Н.Ф. Башлыков // Бетон и железобетон. 2000. №5. С. 5-7.

## ФАКТОРЫ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

### Кудря А. В., Соколовская Э. А., Скородумов С. В., Траченко В. А.

## НИТУ «МИСиС», Москва, РФ <u>AVKudrya@misis.ru</u>

Вязкость конструкционных сталей определяется широким диапазоном масштабов структур: от наносегрегаций примесей, провоцирующих зернограничную хрупкость в улучшаемой стали, до дальних последствий ликвации (мезомасштаб структур), приводящих к изменению условий зарождения вязкого излома [1], и совместного влияния разномасштабных структур на разрушение, например, одной из причин образования шиферообразного излома в стали 16Г2АФ [2].

Однако отсутствие необходимой глубины понимания природы разрушения разнообразных структур исходя из статистики их геометрии, затрудняет оценку факторов, лимитирующих уровень вязкости, в т.ч. из-за недостаточного распространения средств и методов массового и документированного измерения структур и изломов.

В этой связи является актуальным оценка факторов неоднородности вязкости конструкционных сталей с использованием компьютеризированных средств наблюдения и измерения структур и разрушения.

В работе предлагаемые подходы апробированы для широкого класса конструкционных сталей (15Х2НМФА, 40Х2Н2МА, 38ХН3МФА, 16Г2АФ, трубные стали различной категории прочности), охватывающих широкий спектр состояний поставки: от поковок с развитой литой структурой до листа, с развитой иерархической лестницей разномасштабных структур.

Это позволило, в частности, установить закономерности косвенного влияния дендритной ликвации на колебания пластичности и вязкости широкого спектра конструкционных сталей (от поковок до листа) через дальние её последствия, в частности, нитки сульфидов вытянутые вдоль прокатки и полосчатую микроструктуру (сталь 16Г2АФ); кластеры зерен аустенита, границы которых ослаблены сегрегациями фосфора и других примесных элементов (сталь 40Х2Н2МА); чередующаяся неоднородность зерен по толщине листа, приводящая к образованию расслоев (сталь 10Г2ФБ-У), или различие в морфологии зернограничной составляющей в изломе – рассеянный характер размещения отдельных зернограничных фасеток, либо их скопления на дне макрохрупкого квадрата ударных образцов (сталь 15Х2НМФА).

На основе развитых процедур прямого измерения строения структур и изломов [3] сталей типа 10Г2ФБУ, 15Х2НМФА, 38ХН3МФА, 40Х2Н2МА и др. показана определяющая роль совместного влияния разномасштабных структур на эволюцию разрушения и уровень его энергоёмкости, что является существенным для понимания причин разброса пластичности и вязкости конструкционных материалов в рамках действующих технологий. Это принципиально важно для повышения однородности качества и конкурентоспособности отечественной металлопродукции;

Используемые критерии стационарного распространения трещины, основанные на статистике геометрии неметаллических включений (размеры, объемная доля, плотность, наличие скоплений и строчек), оценке уровня напряжений и особенностей образования пор (скол или отслой от матрицы), подтверждены для наблюдаемых в работе вязких механизмов разрушения и указывают на перспективность дальнейшего продолжения работ, направленных на разработку критериев неоднородности разнообразных структур;

Из прямого сопоставления конфигураций разномасштабных структур установлено, что их иерархическая организация в диапазоне масштабов от ~ 0,1...100 мкм до поперечника изделия ~ 10...25 мм в значительной мере определяется технологической наследственностью – механизмами протекания эволюции структур и дефектов в рамках широкого пучка технологических траекторий в пределах нормативного поля допусков технологии.

Именно проявление технологической наследственности – причина появления феррито-перлитной полосчатости, «привязанной» к ниткам сульфидов в стали 16Г2АФ, скоплений нитридов в стали 12Г2СБ, кластеров зерен аустенита, ослабленных сегрегациями фосфора и других примесных элементов в стали 15Х2НМФА; скоплений субмикронных частиц сульфидов марганца на границах перегретого зерна аустенита в стали 38ХН3МФА и др.

Учет этого обстоятельства на практике, в частности, позволил показать, что в ряде трубных сталей для снижения склонности к протяженному вязкому разрушению [4] необходим комплекс технологических мероприятий: от традиционного воздействия на неметаллические включения и охрупчивающие примеси, до создания оптимальной геометрии структуры, в частности, с учетом роли границ раздела между структурными составляющими (полоски феррита, «текстурные полосы»).

Вклад границ раздела существенен в формировании уровня вязкости и в сталях других классов. Например, в улучшаемой стали типа 38ХН3МФА с сохранившейся дендритной структурой важно ограничить верхние пределы шага дендритов. Это может изменить соотношение двух хвостов распределения "количества соседей" (при разбиении на полиэдры Вороного изображения серного отпечатка), описывающих размер и кучность сульфидов [5], которые определяют сопротивление малым пластическим деформациям и разрушению. Установление верхнего предела по шагу целесообразно также для ограничения размеров ферритных полей в микроструктуре и сужения разброса вязкости по сечению крупных поковок из стали типа 38ХНЗМФА.

Полученные результаты принципиально важны для понимания механизмов разрушения ряда неоднородных структур. Они - основа для определения требований к допустимой неоднородности структур (при условии развития количественных подходов к их оценке), гарантирующей требуемый уровень вязкости и пластичности. Оценка кооперативного влияния разномасштабных структур на разрушение позволит сформулировать (после накопления необходимой статистики наблюдения) объективные требования к управлению технологическим процессом с целью стабилизации качества материалов на верхнем пределе его распределения и повышения конкурентоспособности металлопродукции.

#### Список литературы

- Штремель М.А. "Научные школы Московского государственного института стали и сплавов (технологического университета). 75 лет. Становление и развитие". - М.: МИСиС. - 1997. - С. 392.
- 2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Пономарёва М.В., Скородумов С.В., Глухов М.Г. // Изв. вузов. Чёрн. мет. 2008. № 11. С. 30.
- 3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. // МиТОМ. - 2009. - № 5. - С. 60-67
- 4. Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А. и др. // Изв. вузов. Черн. мет. 2009. № 9. С.3.
- 5. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч.2. Деформация. М.: МИСиС, 1997, 528с.

## РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ОЦЕНКИ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ В СТАЛЯХ С РАЗНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ

## Кудря А. В., Соколовская Э. А., Кузько Е. И., Скородумов С. В., Траченко В. А., Папина К. Б., Ле Хай Нинь

## НИТУ «МИСиС», Москва, РФ <u>AVKudrya@misis.ru</u>

Решение обратных задач в металловедении предполагает, что на основе сопоставления строения изломов, структур и свойств для групп сплавов или их состояний выявляются закономерности влияния параметров структуры на эти свойства [1]. Это важно для выработки объективных требований к неоднородности структур, гарантирующих заданный уровень качества сплавов. В этой связи перспективно развитие компьютеризированных процедур измерения неоднородности структур и разрушения, что позволит сформулировать содержательные гипотезы о связи свойств со структурой, обосновать числовые показатели структуры.

Накопленный опыт работы в данном направлении [2] подтвердил эффективность использования компьютеризированных процедур при сопоставлении конфигурации разномасштабных типичных структур (рисунки дендритов, серный отпечаток и микроструктура различной морфологии) и изломов конструкционных сталей. Для повышения объективности оценок были обоснованы процедуры выбора уровня бинаризации и минимально допустимой площади поля наблюдения, апробированы алгоритмы «выравнивания» интенсивности яркости в пределах кадра (и панорам, полученной их «сшивкой»).

Использование развитых процедур цифровой дилатации изображений, например, серного отпечатка по Бауману для реконструкции его первичной геометрии (в связи с повреждаемостью включений при изготовлении шлифа) позволили оценить особенности иерархической организации изображений и их связь со строением излома. Для оценки неоднородности размещения случайных элементов изображения на плоскости оценены возможности построения полиэдров Вороного.

Развитие методик измерения 2D- и 3D-изображений изломов предусматривало синтез 3D-картины из нескольких 2D-кадров (стереофотограмметрия); косвенный анализ 3Dособенностей по «плоским» снимкам (2D-кадрам) и фрактальной размерности (по измерению траектории рельефа). Практика их применения при анализе строения поверхности разрушения сталей 16Г2АФ, 15Х2МФА, 40Х2Н2МА, 38ХН3МФА-Ш, трубных сталей различных классов прочности позволила предложить алгоритмы выделения элементарных «площадок» разрушения (ямок и фасеток) для семантического анализа изображений, определить границы применимости различных подходов к ранжировке изломов и выявить возможные источники ошибок. Массовые измерения топографии изломов с вариацией шага измерения не менее двух порядков (от микро- до мезомасштабов наблюдения) - установить ограничения в использовании фрактальной размерности для определения различий в морфологии изломов (механизмов разрушения) [3]. Синтез 3D-картины из нескольких 2D-кадров позволил оценить соотношение двух типов ямок в изломе (равноосные и параболические) и обнаружить отклонение от закона геометрического подобия, наблюдаемое при увеличении размеров ямок.

Прямые систематические измерения хрупких изломов сталей 15Х2МФА, 40Х2Н2МА, 38ХН3МФА-Ш, 10Г2ФБУ и 16Г2АФ показали, что сопутствующее десятикратному увеличению размеров зерна аустенита незначительное увеличение крупных фасеток транскристаллитного разрушения (в 3-5 раз) может внести существенное искажение в соотношение микро- и мезомасштабов разрушения, что не всегда учитывается в исследовательской практике.

Развитие компьютеризированных процедур измерения разнообразных структур и изломов предусматривало оценку возможности их метрологического обеспечения для получения воспроизводимых и сопоставимых результатов. Так, в частности, установлены границы эффективного и надежного применения процедур традиционной и непараметрической статистики, для оценки воспроизводимости полученных результатов [4]. Сформулированы требования к минимальному и максимальному объёмам массивов данных измерения, обеспечивающему представительность оценок, при описании морфологии строения структур, мезо- и микрорельефа изломов.

Предложенные в рамках работы методические подходы к измерению структур и изломов были использованы при выработке рекомендаций по необходимости регламентации допустимого масштаба неоднородности структур корпусных сталей в атомной энергетике [5,6], в т.ч. при назначении режимов восстанавливающих отжигов и при уточнении процедур аттестации качества стали (по загрязнённости неметаллическими включениями, неоднородности геометрии строения макро- и микроструктур).

Для объективного сопоставления хладноломкости сталей широкого класса апробирован принцип максимума правдоподобия при обработке сериальных кривых ударной вязкости, дополненный измерением геометрии изломов в интервале температур испытаний от плюс 20 до минус 196 <sup>0</sup>C.

На основе сопоставления строения структур и изломов широкого класса сталей показана определяющая роль совместного влияния разномасштабных структур на развитие разрушения от микротрещин к магистральной трещине, что является существенным для выяснения причин разброса пластичности и вязкости конструкционных материалов в рамках действующих технологий. Это принципиально важно для повышения однородности качества и конкурентоспособности металлопродукции.

Предполагается также, что разработанные подходы для количественного анализа структур и изломов могут явиться основой (после накопления представительной экспериментальной базы результатов измерения их геометрии) для разработки принципиально новой линейки нормативных документов, обеспечивающей контроль качества материалов по виду структуры и излома.

#### Список литературы

- 1. Штремель М.А. // МиТОМ. 2005. -№ 5. С. 35.
- 2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 5. С. 60-67.

- 3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 1. С. 38.
- 4. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Скородумов С.В. // Изв. Вузов. Черн. Мет.–2010.– № 11. С. 35.
- 5. Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А., Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Чернобаева А.А., Кузько Е.И., Хорева Е.Г. // Изв. Вузов. Черн. Мет.–2009.–№ 9.–С. 23.
- 6. Никулин С.А., Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Ли Э.В., Кузько Е.И., Салихов Т.Ш., Арсенкин А.М. // Металлург.–2011.–№ 10.–С.72.

## ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК МНОГОКОМПОНЕНТНОГО АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА

## Ушаков И.В., Сафронов И.С., Людчик О.Р. \*\*

Московский государственный горный университет, г. Москва, РФ, <u>ushakoviv@mail.ru</u> Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, РФ <u>safronovfamili@rambler.ru</u> \*\*Белорусский государственный университет, г. Минск, <u>lyudchik@tut.by</u>

#### Аннотация

Экспериментально исследован характер деформирования и разрушения тонких лент аморфно-нанокристаллического металлического сплава подвергнутого обработке импульсным лазерным излучением. Выявлена специфика развития разрушения инициированного локальным нагружением в области лазерной обработки и на ее границе. Показана возможность одновременного повышения пластичности и микротвердости на границе зоны лазерной обработки.

Аморфные и аморфно-нанокристаллические металлические сплавы являются перспективными материалами с уникальным набором физических и химических свойств. Получение таких материалов происходит в результате быстрой закалки из расплава и последующей обработки. Данные материалы могут обладать рядом полезных эксплуатационных характеристик, например: высокой магнитной проницаемостью, околонулевой магнитострикцией, высокой твердостью и пр. [1]. В то же время комплекс свойств аморфных и аморфно-нанокристаллических металлических сплавов не является оптимальным. В результате лазерной обработки удается обеспечить оптимизацию механических характеристик аморфно-нанокристаллического металлического сплава [2]. Целью данной работы является изучение особенностей изменения механических свойств и закономерностей разрушения тонких лент аморфно-нанокристаллических металлических сплавов в результате импульсной лазерной обработки.

#### Методика эксперимента

Исследования проводили на аморфном металлическом сплаве Со<sub>71,66</sub>В<sub>4,73</sub>Fe<sub>3,38</sub>Cr<sub>3,14</sub>Si<sub>17,09</sub> (Ашинский металлургический завод). Для перевода материала в аморфно-нанокристаллическое состояние, образцы подвергали печному отжигу в температурном интервале 703-923 К.

Отожженные образцы наносили на полимерную подложку с металлическим основанием. В качестве полимерной подложки использовали полиэфирную шпатлевку со стекловолокном. Микротвердость подложки  $\approx 3,6 \times 10^8$  Па. Подложка достаточно пластична и упруга, что исключает разрушения при надавливании пирамидкой и обеспечивает возможность восстановления после снятия значительной нагрузки. Методика подготовки образцов и механических испытаний подробно описана в [3].

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-2. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, в исследуемых образцах присутствует нанокристаллическая составляющая, подробно структура исследуемых образцов описана в [4].

Использовали оптический квантовый генератор ELS-01 (LotisTII). Технические характеристики:  $\lambda = 1064$  нм, энергия импульса излучения 50–100 мДж,  $\tau \approx 15-20$  нс, диаметр пятна на поверхности непрозрачных материалов 50–500 мкм, частота следования импульсов  $\nu = 1-50$  Гц. Скорость движения облучаемого образца  $10^{-2}$  м/с. Механические испытания осуществляли на микротвердомере ПМТ-3.

#### Экспериментальные результаты и обсуждение

При одиночном воздействии лазерного импульса образуется округлая оплавленная зона, при движении образца получаются наложенные друг на друга округлые области. Серия лазерных импульсов формирует на движущейся поверхности образца зону из оплавленных областей образующих в совокупности зону лазерной обработки шириной 480 мкм и длиной до 10 мм. Расстояние между наплавами в зоне составляет ≈ 175 мкм.

Образец подвергали локальному нагружению пирамидкой Виккерса. Микроиндентирование проводили непосредственно в зоне облучения и за ее пределами (на исходном материале) на расстоянии до 800 мкм от центра зоны облучения. Сила надавливания индентора на образец, при определении микротвердости, составляла 0,98 Н. Для определения характера разрушения нагрузку увеличивали до 2,94 Н.

Выявлены закономерности разрушения образца и формирования трещин в области лазерного отжига, на краю области обработки и в исходном материале. Трещины формируются преимущественно за пределами зоны обработки и на ее границе. Внутри зоны вероятность формирования трещин мала.

Трещины, формирующиеся в зоне облучения, являются кольцевыми, их размер приблизительно равен диагонали отпечатка, на рисунке 1 показана трещина характерная для разрушения в зоне облучения.

При микроиндентировании образца на границе зоны облучения происходит формирование трещин другого характера. В частности, развиваются трещины огибающие область разрушения, которые могут образовывать кольцевые трещины. Возможно формирование спиралевидных трещин.

Развитие трещин возникающих при индентировании границы зоны облучения имеет свои особенности. Трещина зарождается в одной из вершин диагоналей отпечатка, развиваясь по его периметру. Дойдя до границы зоны облучения, трещина останавливается. Указанные разрушения возникают в случае повышенной энергоемкости разрушения материала в области остановки трещины, что может быть связано как с изменением структуры материала, так и с наплавом материала в результате выдавливания расплавленного вещества из области облучения на край зоны обработки. На границе зоны облучения микротвердость имеет максимальное значение в среднем на 10–15% больше, чем микротвердость в исходном материале равная 11–13 ГПа (в зависимости от температуры отжига).



**Рис. 1.** Разрушение в центральных областях зоны облучения. Нагрузка на индентор 2,94 Н. Стрелкой показана трещина



**Рис. 2.** Характер развития трещин на границе зоны облучения. Нагрузка на индентор 2,94 Н. Черные стрелки указывают на остановившиеся трещины. Белой стрелкой указана граница зоны облучения (ширина границы зоны облучения может достигать 25-30 мкм)

За пределами зоны облучения, где материал не затронут непосредственным контактом с лазерным излучением, происходили обширные разрушения в месте надавливания индентором с образованием большой и развитой системы трещин. Пластичность материала в данной области очень мала, в то же время микротвердость имеет значение близкое к максимальному. В данных областях возможно возникновение трещин развивающихся на расстояние до 600 мкм вдоль линии отжига.

#### Выводы

1. Лазерная обработка дает возможность оптимизировать механические характеристики аморфно-нанокристаллического металлического сплава за счет увеличения пластичности материала и увеличения микротвердости на границе зоны облучения.

2. Формирование разрушения инициированного в исходном материале на расстоянии 100–300 мкм от области облучения имеет специфику связанную с ориентацией формирующихся макротрещин вдоль области лазерной обработки, что связано с полем механических напряжений возникающем в результате эволюции структуры и формирования наплава материала.

3. Показана возможность получения «композиционной структуры» — объединение наплава пластичного материала с твердым, хрупким аморфно-нанокристаллическим металлическим сплавом, что и приводит к локальному повышению микротвердости и пластичности.

## Список литературы

- 1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003. 279 с.
- 2. Ушаков И.В. Импульсная лазерная обработка материалов содержащих неоднородные нано- и микрообласти // Тяжелое машиностроение. 2010 г. № 8. С. 34-37.
- 3. Ушаков И.В., Поликарпов В.М. / Механические испытания тонких лент металлического стекла инденторами различной геометрической формы // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 69. № 7. С. 43-47.
- KalabushkinA.E., Ushakov I.V., PolikarpovV.M., TitovetsY.F. / Revealing of qualitative correlation between mechanical properties and structure of amorphous-nanocrystalline metallic alloy 82K3XCP by microindentation on substrates and x-ray powder diffraction // Proc. SPIE. - 2007, v. 6597. P. 65970P1-65970P6.

## О ЛОКАЛЬНЫХ ЗОНАХ В ТВЕРДОМ ТЕЛЕ, ОБУСЛОВЛЕННЫХ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ

#### Никифоренко В.Н.

## Институт измерительной техники «Циклон», г. Харьков iitcyclone@ukr.net

Локальные зоны, возникающие при деформации твердого тела на различных структурных уровнях, полностью определяют метастабильность его физических свойств [1-4]. В частности, структурная неустойчивость, наблюдающаяся при этом, может сопровождаться аннигиляцией дислокаций [1] и квантовым гравитационным взаимодействием [2] на дислокационно-ядерном наноуровне [4].

В связи с повышенной локализацией наблюдаемых явлений на наноуровне возможно изменение энергии внутри дислокационных ядер, которое находит свое отражение при исследовании нелинейностей электропроводности и, в том числе, микроконтактных спектров (МКС) монокристаллов цинка.

Отличительной особенностью МКС, обусловленных дипольными гексагональными сетками дислокаций (спектр 1, 2), являются в первую очередь аномалии, наблюдающиеся при энергии  $E_d = 1,5$ mэВ [5] и характеризующиеся частотой колебаний  $\omega_0 = 3,5 \cdot 10^{11}$ Гц, близкой к параметру сверхтонкого расщепления  $v_0 = 2 \cdot 10^{11}$ Гц, определенному в работах [6,7]. Частота  $v_0$  жестко связана с временем жизни позитрона ( $e^+$ ), источником которого могут быть дислокационные ядра.

Отсюда следует предположение о существовании в локализованной зоне, вероятных, связанных электрон-позитронных ( $ee^+$ ) состояний, движение и взаимодействие которых, может отразиться на аномалиях МКС при  $T \rightarrow O$ . Поскольку  $e^+$  является первоосновой антивещества, то, очевидно, представляет интерес исследование поведения пар  $ee^+$ , результатом которого могут быть опыты по неустойчивости МКС с гексагональными дислокационными сетками [8]. При этом изменение энергии в дислокационных ядрах может происходить путем квазисвободных соударений позитрона и электрона. Так как, аномалии МКС сохраняются даже после разрушения гексагонов рис.1 спектры (3-5), следует предположить, что диполи  $ee^+$  метастабильны.



**Рис. 1.** МКС монокристаллов цинка, связанных с эволюцией структурного состояния в области микроконтакта: от гексагональных сеток (спектр 1) и их распада (спектр 2) до полного выметания базисных дислокаций из зоны МК (спектры 3–5).

Отметим: движение пары  $ee^+$ , вероятно, сопровождается также появлением холодных нейтронов, поляризуемых волнами зарядовой плотности (ВЗП) с энергией, соответствующей брегговскому отражению в несколько mэB.

В таких системах вполне возможно установление незатухающих колебаний – автоколебаний, сопровождаемых возникновением солитонов, представляющих разновидность ВЗП. При взаимодействии между различными возмущениями солитоны не разрушаются и сохраняют свою структуру неизменной, что находит свое отражение в поведении спектров (3–5).

Следует заметить, что солитоны, являясь, по-видимому, также разновидностью гравитационных волн повышенной мощности, могут быть ответственны за выделение энергии свыше 10<sup>4</sup> ТэВ [4]. Это экспериментально пока недостижимо в физике высоких энергий, для которой предельным уровнем являются энергии до 30 ТэВ (Дубна - синхрофазатрон), однако, реализуемо в физике твердого тела.

В связи с этим необходимо обратить внимание на метастабильные структурные состояния, которые могут наиболее эффективно использоваться в наноэлектронике в качестве источников солитонных колебаний. Особый интерес в этом отношении вызывают дислокационные диполи (рис.2а) и гексагональные дипольные сетки (рис.2б), которые можно представить в виде миниатюрных конденсаторов  $C_d$ , и геликоидальные дислокации (рис. 2с), являющиеся, по существу, прообразом миниатюрных индуктивностей  $L_d$ , способных генерировать солитонные колебания с максимальной интенсивностью квантового излучения  $\varepsilon_0$ :

$$\varepsilon_0 = \frac{2}{3} \frac{\omega_0^4 d_0^4}{G\hbar}$$

(здесь G – гравитационная постоянная,  $\hbar$  – постоянная Планка,  $d_0$  – размер диполя).







Упомянутые структурные состояния в своей совокупности могут быть рассмотрены как своеобразные  $L_dC_d$  контуры, генерирующие и усиливающие ТГц колебания и оказывающие основное влияние на изменение физических свойств твердого тела.

#### Список литературы

- 1. М.Е. Босин, Ф.Ф. Лаврентьев, В.Н. Никифоренко. ФТТ. **38**, 3619 (1996).
- 2. В.Н. Никифоренко, М.Е. Босин. Е.П. Гомозов. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 15, 868 (2010).
- 3. М.Е. Босин, В.А. Десненко, В.Н. Никифоренко. ИФЖ.. **84**, 413 (2011).
- 4. В.Н. Никифоренко, М.Е. Босин. ИФЖ.. **82**,1194 (2009).
- 5. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев. Докл. РАН. **373**, 178 (2000).
- 6. M. Deutsch, C. Brown. Phys. Rev. 85, 1047 (1952).
- 7. R. Weinstein, M. Deutsch, C. Brown. Phys. Rev. 98, 223 (1955).
- 8. В.Н. Никифоренко. ФНТ. **18**, 1381 (1992).

## СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ ИЗ ЛИТЫХ БАББИТОВ С ЛЕГИРУЮЩИМИ ДОБАВКАМИ

#### Витязь П.А., Леванцевич М.А., Рубаник В В.

ГНУ объединенный институт машиностроения НАН Беларуси (г. Минск), ГНУ Институт технической акустики НАН Беларуси (г. Витебск) levancev@mail.ru

#### Введение

При формировании функциональных покрытий методом фрикционно механического плакирования гибким инструментом (ФМПГИ), где в качестве гибкого инструмента используется вращающаяся металлическая щетка с проволочным ворсом, одним из главных условий эффективности использования метода является необходимость корректного выбора материала донора, из которого формируется покрытие. Проблема состоит в том, что при реализации процесса плакирования имеет место несоответствие механических свойств материала-донора и сформированного из него покрытия. Поэтому нельзя быть априори уверенным в том, что покрытие, сформированное из материала-донора с высокими антифрикционными свойствами, будет иметь идентичные свойства. В этой связи, выбор материала, как правило, осуществляют посредством экспериментальных исследований.

При решении задач по снижению трения скольжения в подвижных сопряжениях в качестве доноров мы обычно использовали композиционные материалы, полученные путем спекания металлических порошков с легирующими добавками графита, дисульфида молибдена фторопласта и др. [1, 2]. Однако определенный дефицит и сравнительно высокая стоимость как порошковых материалов, так и самого процесса спекания, обуславливают необходимость изыскания других путей получения композиционных материалов доноров.

**Цель работы** заключалась в отработке способа получения композиционных материалов доноров методом литья и изучении триботехнических свойств сформированных из них покрытий.

#### Методика исследований

Для проведения исследований был выбран антифрикционный подшипниковый сплав баббит Б-83. Его плавление с перегревом до температуры 350 <sup>0</sup>С осуществлялось в электропечи сопротивления мод. Snol-1300. Введение легирующих добавок порошков графита, дисульфида молибдена, наноразмерной алмазнографитной шихты УДАГ (ТУ РБ 28619110.001-95), производства фирмы «Синта» (РБ), в количестве от 0,5 до 1,2 % от массы расплава осуществляли путем интенсивного механического замешивания с быстрым охлаждением кокиля. Полученные отливки использовали в качестве доноров при формировании покрытий методом ФМПГИ. Нанесение покрытий осуществляли проволочной щеткой диаметром 150 мм, с вылетом и диаметром ворса, соответственно 22 и 0,25 мм. Линейная скорость вращения щетки составляла 35,0...38,0 м/с. Покрытия наносили на плоские поверхности дисков–образцов из серого чугуна СЧ-20 (HRC 45...46). После нанесения покрытий дополнительной механической обработки не проводилось. Среднее значение параметра шероховатости  $R_a$  поверхности образцов с покрытиями составляло 0,5...0,6 мкм. Толщина слоя покрытия не превышала 8...12 мкм.

Сравнительные испытания на трение и изнашивание выполняли на установке, реализующей трение торцовых поверхностей трех цилиндрических роликов из не закаленного серого чугуна СЧ-20 по плоской поверхности вращающегося диска с нанесенным покрытием. Скорость относительного скольжения трущихся поверхностей составляла 0,3 м/с, удельная нагрузка – 2,0 МПа. Испытания проводились в режиме «сухого» трения, т.е. без смазочного материала. Продолжительность испытаний каждой пары трения составляла 1 час, что соответствовало пути трения 1000 м.

В ходе испытаний регистрировали коэффициент трения скольжения и прирост температуры образца и контробразца от начала до завершения испытаний. Износ роликов и дисков оценивали по величине убыли их массы на аналитических весах ВЛР-200.

## Результаты и обсуждение

Анализ микроструктуры отливок из не модифицированного и модифицированного порошками графита, дисульфида молибдена и алмазнографитной шихты УДАГ баббита Б-83 показал, что при механическом замешивании этих порошков в расплаве их распределение в объеме отливки не равномерное. Крупные и мелкие включения частиц порошков распределяются хаотично по объему отливки (рис.1.  $\delta$ ). Однако следует отметить, что при формировании покрытий методом ФМПГИ, это не оказывает достаточно серьезного влияния на качество сформированного слоя покрытия, поскольку в процессе нанесения ворс щетки механически смешивает материал в зоне контакта с поверхностью донора и транспортирует микрочастички налипшей смеси на поверхность обрабатываемой детали формируя слой покрытия.



**Рис. 1.** Микроструктура отливок из не модифицированного (*a*) и модифицированного графитом и дисульфидом молибдена (*б*) баббита Б-83 (×100)

Результаты сравнительных триботехнических испытаний покрытий, сформированных методом ФМПГИ из не модифицированных и модифицированных баббитов, показали, что модифицирующие добавки порошков графита и дисульфида молибдена в принятых концентрациях оказались малоэффективны (табл. 1). Помимо некоторого ухудшения триботехнических характеристик подобные покрытия способствовали повышенному истиранию и появлению глубоких борозд на трущихся поверхностях не закаленных роликов (рис.2).

Лучшие результаты по снижению коэффициента трения скольжения и износостойкости показало покрытие, сформированное из баббита, легированного наноразмерной алмазнографитной шихтой УДАГ. Наряду с улучшением триботехнических характеристик оно способствовало формированию гладкой ровной поверхности на трущихся поверхностях торцов роликов.

## Выводы

Получение материалов доноров для формирования покрытий методом ФМПГИ можно осуществлять путем литья с механическим замешиванием в расплаве легирующих добавок из неметаллических порошков. При этом состав и концентрацию подобных порошков следует выбирать с учетом функционального назначения покрытия.

**Таблица 1.** Результаты триботехнических испытаний покрытий, сформированных методом ФМПГИ, из не модифицированных и модифицированных баббитов Б-83

		Образцы									
Нагрузка	Триботехни- ческие харак- теристики	Диск без покрытия		Диск с покрыти- ем из баббита Б-83		Диск с покрыти- ем из баббита Б83 модифицир. C+MoS <sub>2</sub>		Диск с покрыти- ем из баббита Б- 83 модифицир. УДАГ			
Нагрузка 2 МПа	Прирост <i>t</i> <sup>0</sup> С ролика	24		27,4		26,6		20			
	Прирост <i>t</i> <sup>0</sup> С диска	13		11		14		10			
	Коэф. Трения скольжения, <i>f</i>	0,085 - 0,2		0,11-0,21		0,11-0,21		0,08 - 0,14			
	Износ диск Ід Г×10 -3	- 0,25	$\Sigma =$	- 0,10	$\Sigma =$	- 0,6	$\Sigma =$	- 0,4	$\Sigma = 7.0$		
	Износ рол Ір Г×10 -3	- 11,2	- 11,45	- 14,8	- 14,9	- 12,65	- 13,25	- 6, 6	27,0		





**Рис. 2.** Фото поверхности торцов роликов до *(a)* и после *(б)* испытаний на трение и износ в паре с диском с покрытием, сформированным из баббита Б-83, модифицированного графитом и дисульфидом молибдена (× 10).

Для снижения трения скольжения и повышения износостойкости трущихся поверхностей в парах «закаленный чугун по не закаленному чугуну», типичные пары трения в металлорежущих станках, целесообразно использовать покрытия, сформированные методом ФМПГИ из баббита Б-83 модифицированного наноразмерной алмазнографитной шихтой УДАГ.

#### Список литературы

- 1. Леванцевич, М.А. Технологические возможности покрытий, нанесенных металлическими щетками / М.А. Леванцевич // Вестник ПГУ.– 2003. Т. 2, № 4. С. 53-55.
- 2. Витязь П.А., Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Бодрых Т.И.,. Степанова Л.И. Триботехнические свойства тонких металлических покрытий с наноразмерными наполнителями // Трение и износ. 2004, Т.25, № 6, С.593-601.

## ЭЛЕКТРОФРИКЦИОННОЕ ПЛАКИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА ДПГИ

Рубаник В.В., Рулинский В.А.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь <u>ita@vitebsk.by</u> ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси», г. Минск, Беларусь

Важной задачей промышленности является использование новых экономически эффективных способов финишной обработки деталей, в том числе с помощью покрытий, позволяющих увеличить срок их службы. В современном машиностроении известно большое количество средств и методов формирования покрытий. К их числу относятся методы газотермического и ионно-плазменного напыления, лазерного легирования, микродугового оксидирования, ионной имплантации, золь-гель методы и др. Однако эффективность их применения с точки зрения создания композиционных покрытий недостаточно изучена. Для реализации указанных методов, во многих случаях, требуется дорогостоящее оборудование и принятие специальных мер по экологической защите, что отрицательно сказывается на себестоимости сформированных покрытий. Поэтому задача разработки экономичных и экологически чистых методов формирования композиционных покрытий с наноразмерными компонентами является весьма актуальной. Способ поверхностного пластического деформирования с одновременным нанесением покрытия проволочными щетками впервые предложен А.А. Абиндером в 40-х годах [1]. В 1960 году метод деформационного плакирования гибким проволочным инструментом (ДПГИ) усовершенствован советскими изобретателями Смирновым И.М., Николаевым Н.А. и Крыловым С.Д [2], метод нашел своих приверженцев и актуален в настоящее время [3].

Метод ДПГИ довольно прост в исполнении, экономически эффективный, высокопроизводительный и экологически чистый процесс, который может найти широкое применение в металлургии и машиностроении [4]. При ДПГИ, как и при других способах обработки металлов давлением, в зоне деформации возникают сложные картины теплового и напряженно-деформированного состояния, определяющие возможность адгезионного сцепления и направленного переноса металлов при трении, упрочнения, протекания физико-химических процессов, сопутствующих формированию поверхностного биметаллического слоя и влияющих в конечном счете на надежность и долговечность металлоизделий. Способ ДПГИ является эффективным технологическим методом повышения эксплуатационных свойств деталей, таких как износостойкость, усталостная прочность, сопротивление коррозии и другие. Кроме того метод ДПГИ может быть реализован на любом предприятии, имеющем парк токарных и шлифовальных станков.

При вращении щетки, находящейся в контакте с твердым материалом покрытия и покрываемой поверхностью образца, происходит разогрев металла покрытия и обрабатываемой поверхности за счет удара длинного ворса и дальнейшего скольжения его по материалу покрытия и обрабатываемой поверхности. Разогретый материал твердого покрытия переносится ворсом в виде капли на обрабатываемую поверхность. Подходя к покрываемой поверхности, ворсинка щетки с каплей металла покрытия ударяется о поверхность, при этом происходит мгновенный нагрев площадки контакта до температуры выше тысячи градусов [5]. Нагрев осуществляется настолько быстро, что материал обрабатываемой поверхности не успевает расширяться, вследствие чего в нем возникают внутренние давления. При этом происходит взламывание поверхности и в приповерхностном слое остатки смазки, воды и газов. Все это приводит к получению ювенильной поверхности с энергией, достаточной для сцепления двух чистых поверхностей - материала покрытия и обрабаты-

ваемой поверхности. Кроме того, капля металла покрытия, ударяясь о поверхность блокирует обновленную поверхность от доступа кислорода воздуха.

Известно устройство для нанесения покрытий [6], в котором одновременная подача импульсов противоположной полярности осуществляется не на сектора ворсистой части щетки, как [1], а на пластины из материала с большим электрическим сопротивлением, расположенные между секторами щетки. Это позволяет исключить электрический контакт непосредственно с ворсом щетки. При таком исполнении устройства износ щетки, обусловленный мгновенным нагревом и отгоранием концов ворсинок вследствие электроискрового взаимодействия с материалами покрытия и основы, отсутствует. При этом из-за отсутствия термоциклирования прочностные и режущие свойства самого ворса не изменяются. В результате электроискрового взаимодействия между пластинами и поверхностями материалов покрытия и детали поверхность материала покрытия разогревается и становится вязкопластичной, а возникающие электрические искры производят ее эрозию. Идущие следом ворсинки щетки легко срезают и переносят материал покрытия на активированную поверхность детали, которая подготовлена к образованию прочных адгезионнодиффузионных связей между частицами переносимого материала и поверхностным слоем детали. За счет совместного действия электрической эрозии и механического среза частиц материала покрытия процесс формирования покрытия ускоряется. В результате обработки на поверхности детали за один проход образуется покрытие толщиной 15-20 мкм. Причем для стабильного протекания процесса нанесения покрытия пластины из материала с большим электрическим сопротивлением устанавливаются между секторами щетки таким образом, чтобы их высота была меньше высоты ворса щетки на величину, равную величине натяга (относительного сближения оси щетки с обрабатываемой поверхностью).

На сегодняшний день можно выделить несколько основных направлений использования проволочного инструмента в технологических процессах обработки металлов:

- очистка поверхности изделий от ржавчины, окалины, старых лакокрасочных по-крытий и т.д.;

- упрочняющая обработка деталей за счет пластического деформирования поверхности проволочным ворсом;

- формирование требуемого рельефа поверхности, в том числе декоративного.

- нанесение металлических и полимерных покрытий вращающейся щеткой, так называемое плакирование гибким инструментом.

ДПГИ является универсальным методом повышения служебных свойств деталей машин, позволяющий не только упрочнить поверхностный слой изделия, но и сформировать защитное покрытие [2,3]. В отличие от напыления, наплавки, диффузионного насыщения, модифицирования, легирования в данном методе не требуется дополнительная подготовка поверхности. Покрытия предотвращают воздействия коррозии, высокой температуры, уменьшают износ.

Известно, что долговечность и надежность деталей машин, инструмента и другой металлопродукции в значительной мере определяются состоянием их поверхностных слоев, которые являются местом зарождения трещин при нагружении. Качество поверхностного слоя и его структурно-напряженное состояние в основном формируется на последних операциях технологического процесса с помощью различных способов поверхностной обработки (дробеструйной, гидроструйной, пескоструйной и др.). Указанные способы имеют существенные недостатки: низкая производительность, шум, вибрация, тяжелые условия труда. Способ финишной обработки поверхности деталей вращающими проволочными или ленточными щетками (гибким инструментом) лишен указанных недостатков и привлекает внимание исследователей не только в нашей стране, но и за рубежом.

Гибким инструментом удается наносить покрытия из различных металлов на стекло, керамику и т.п. материалы, что также требует дальнейшего изучения. Обнаружено, что кристаллографическая текстура покрытия воспроизводит текстуру материала подложки даже в тех случаях, когда кристаллические решетки материалов основы и покрытия раз-

личны (например, ОЦК И ГЦК) [4]. Экспериментально установлено, что на обрабатываемой гибким инструментом (ВМЩ) поверхности формируется очень тонкий слой аморфизированного материала, причем наиболее четко это проявляется в металлах с высокой температурой плавления, особенно у вольфрама.

Также в результате металлографических исследований микрошлифов образцов с покрытием в работе [7] установлено, что поверхностный слой основы под покрытием заметно уплотнен в результате ударно-фрикционного воздействия ворса щетки. Указанное воздействие приводит к формированию волнообразного рельефа поверхности основы. Зарождение плакирующего слоя происходит во впадинах на поверхности, что способствует прочному сцеплению покрытия с основой и обеспечивает высокие адгезионные свойства покрытия.

Широкие технологические возможности ПГИ и значительный эффект увеличения долговечности деталей после обработки, полученный в лабораторных условиях, являются предпосылкой для внедрения в технологические процессы металлообработки.

Однако, несмотря на простоту и высокую эффективность метода ПГИ, попытки его внедрения в серийном производстве зачастую не дают высоких результатов. Объяснить это можно в первую очередь низкой стойкостью гибкого инструмента. Кроме того, износ и усталостное разрушение ворса гибкого инструмента во время обработки приводят к появлению несплошности и разнотолщинности формируемого покрытия, что ведет к нежелательному разбросу долговечности обработанных деталей.

#### Список литературы

- 1. А.с. 57162 СССР, МКИ С 23 С 17/00. Способ нанесения металлических покрытий / А.А. Абиндер заявл. 02.06.1937; опубл. 31.05.1940.
- 2. А.с. 139892 СССР, МКИ С 23 С 17/00. Автомат для серебрения циферблатов часов методом натирания/ И.М. Смирнов, Н.А. Николаев, С.Д. Крылов № 665827/22; заявл. 09.05.1960; опубл. 01.01.1961.
- Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Зольников В.Г. Исследование изнашивания поверхностей трения с покрытиями, сформированными гибким инструментом. - В кн.: Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междун. сб. научн. трудов. – Донецк: ДонГТУ, 2003. Вып. 25. – С. 212 – 220.
- 4. Белевский Л.С. Пластическое деформирование поверхностного слоя и формирование покрытия при нанесении гибким инструментом с целью улучшения свойств металлопродукции Дис. . докт. техн. наук.- Магнитогорск, 1997. 338с.
- 5. А.с. 1206068 СССР, В 24 В 39 / 00. Способ нанесения покрытий / Л.С.Белевский, В.И. Кадошников, Ю.В. Миронов. Опубл. 23.01.86. Бюл. №3.
- 6. Патент РБ № 4938 «Устройство для нанесения покрытий» / Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Давыдовский Ф.Ф., Калач В.Н. Заявл. 13.06.2008; опубл. 30.12.2008.
- Максимченко, Н.Н. Структура и элементный состав покрытий, сформированных из композиционных материалов / Н.Н. Максимченко // Инженерия поверхности. Новые порошковые композиционные материалы. Сварка : материалы междунар. симпозиума, Минск, 23-25 марта 2011 г. : в 2 ч. / Институт порошковой металлургии ; редкол.: П.А. Витязь [и др.]. Миск, 2011. Ч. 2. С. 189–193.

## ИМПУЛЬСНАЯ ПЕРЕПОЛЯРИЗАЦИЯ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОМ КРИСТАЛЛЕ ГЕРМАНАТА СВИНЦА

#### Мясоедов А.В.

#### Учреждение Образования «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, республика Беларусь.

В работе с помощью импульсной методики изучались процессы, связанные с изменением направления вектора спонтанной поляризации сегнетоэлектрических кристаллов германата свинца во внешнем постоянном электрическом поле. Определены важнейшие переполяризационные характеристики сегнетоэлектрика германата свинца.

Возможность изменения направления вектора спонтанной поляризации под действием электрического поля – важнейшее свойство сегнетоэлектрических кристаллов. Оно проявляется прежде всего в гистерезисной зависимости поляризации от электрического поля. При рассмотрении петли гистерезиса видно, что процесс изменения направления вектора  $P_{cn}$  происходит не мгновенно во всем объеме кристалла, находящегося в переменном электрическом поле. Конечный промежуток времени, за который происходит изменение спонтанной поляризации от  $-P_{cn}$  до  $+P_{cn}$  называется временем переполяризации  $t_s$ . Хотя эта величина может быть мала по сравнению с периодом изменения синусоидального напряжения, все же попытки количественного описания процесса переполяризации с помощью анализа зависимости P(E, t) по петле гистерезиса наталкиваются на существенные трудности: каждая точка на гистерезисной кривой есть функция величины амплитудного значения электрического поля, его частоты, а также температуры [1, 2].

Поэтому исследование процессов переполяризации сегнетоэлектрических кристаллов обычно проводят в постоянном электрическом поле, которое достаточно быстро прикладывается к кристаллу. Практически это осуществляется путем подачи на образец прямоугольных импульсов с чередующейся полярностью. Длительность и амплитуда каждого импульса выбираются таким образом, чтобы время нарастания импульса было намного меньше времени переполяризации, и можно считать, что переполяризация происходит в неизменном электрическом поле.

За время действия импульса должна проходить полная переполяризация образца. Интервалы между следующими друг за другом импульсами должны быть достаточно большими, чтобы разогрев образца за счет гистерезисных потерь был по возможности небольшим. Напряжение в виде разнополярных прямоугольных импльсов, регулируемых по амплитуде, частоте следования и длительности, подается на цепочку, состоящую из конденсатора сегнетоэллектрического кристала, покрытого электродами и малого последовательно соединенного сопротивления.



Падение напряжения на сопротивлении *R* пропорционально току, протекающему через образец. Величина тока

$$i_s = \frac{dq}{dt} = S \frac{dP}{dt},$$

где S – площадь электродов, q – заряд, P – поляризация, t – время. Ток будет разным в зависимости от взаимного направления векторов  $P_{cn}$  и E.

Если полярность импульса совпадает с направлением спонтанной поляризации, ток  $i_s$  спадает по экспоненте с постоянной времени  $\tau = RC_{\kappa}$  и обусловлен только зарядкой ем-



кости кристалла, связанной с индуцированной поляризацией. Если полярность импульса противоположна  $P_{cn}$ , то форма тока будет более сложной: первый пик тока обусловлен быстро протекающими процессами установления индуцированной поляризации образца. Следующий, более затянутый во времени максимум тока обусловлен изменением тока, связанным с переориентацией спонтанной поляризации.

Время переполяризации  $t_s$  определяется, как время от переднего фронта импульса до спадания *i*, примерно до 0,1 *i*<sub>max</sub>. Площадь под кривой *i*<sub>s</sub>(*t*) равна полному изменению заряда на обкладках сегнетоэлектрического конденсатора  $2P_{cn}S$ :

$$q = \int_{0}^{t_s} t_s dt = 2P_{cn}S.$$

Время переполяризации *t*<sub>s</sub> и максимальный ток переполяризации *i<sub>max</sub>* – важнейшие характеристики процесса переполяризации.

Из анализа данных следует, что аналитическая форма зависимости  $1/t_s$  от напряженности электрического поля Е имеет вид:

$$1/t_{s} = (1/t_{0})e^{-\alpha/E}$$

Монокристаллы германата свинца тригонального габитуса размерами до нескольких сантиметров были выращены из расплава смесей х PbO (1-х) GeO<sub>2</sub> с х  $\approx$  0,625 методом Чохральского [3]. Окраска кристаллов была светло-желтой. Направление вытягивания [0001]. Производился отжиг кристаллов при температуре 650°С с медленным охлаждением до комнатной температуры. Кристалл разрезался на пластины перпендикулярно оси с, производилась ориентация с помощью рентгеновского аппарата ДРОН-3, на с-срезы наносились электроды, толщина образцов 0,05 см.

На кристалл с импульсного генератора подавались прямоугольные разнополярные им-

пульсы. Форма подаваемых на кристалл импульсов контролировалась с помощью осциллографа. Амплитуду и длительность импульса изменялась в пределах 0–100 В и 10–1200 мкс, соответственно. Амплитуда импульса измерялась пиковым вольтметром, а длительность – с помощью меток времени на осциллографе. Напряжение, пропорциональ-ное току переполяризации, снималось с сопротивления R и подавалось на осциллограф. Частота повторения импульсов задавалась на генераторе.
На рисунке представлена зависимость обратной величины времени переполяризации  $1/t_s$ , от внешнего электрического поля *E* кристаллах сегнетоэлектрического кристалла германата свинца Pb<sub>5</sub>Ge<sub>3</sub>O<sub>11</sub>.

Полученные результаты близки к значениям, приводящиеся в [4].

#### Список литературы

1. Иона Ф., Ширане Д. Сегнетоэлектрические кристаллы. М., 1965.

- 2. Смоленский Г.А., Крайник Н.Н. Сегнетоэлектрики и антисегнетоэлектрики. М., 1968.
- 3. Мясоедов А.В., Сушинская А.А. Вестник ВГТУ, 2010, № 18, 132-136.
- 4. Панченко Т.В., Волнянский М.Д., Моня В.Г., Дуда В.М. ФТТ, 1977, <u>19</u>, № 8, 1238- 1244.

## ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРА

#### Новиков В.А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия, vladislav\_novyi@mail.ru

При оценке физико-механических свойств поверхности материала, синтезированного или модифицированного в плазме газового разряда, может быть применён метод фрактального анализа. Связь фрактальных свойств поверхности с физико-механическими описывается в ряде работ, посвященных изучению процессов формирования полимерных покрытий, их свойств и морфологии [1-4]. Известны исследования фрактальной размерности поверхностей плазменнополимеризованных плёнок стирола и октаметилтрисилоксана и её связи с режимами полимеризации [1]; плёнок оксида титана при различных методах формирования и её связи с фотокаталитическими свойствами [2]; тонких плёнок на основе Со и её связи с поверхностной энергией [3]. Корреляция между параметрами ионной бомбардировки углеродных плёнок и их фрактальными свойствами изучалась в работе [4].

В этих работах приводится большое количество способов реализации конкретных методов фрактального анализа, использующих в качестве данных профилограммы поверхностей [5], изображений растровой электронной микроскопии [1, 6, 7], сканирующей зондовой микроскопии [2–4]. В настоящей работе предлагается один из методов вычисления фрактальной размерности поверхностных микроструктур по цифровым изображениям. Метод реализован в виде вычислительной программы, позволяющей достаточно оперативно проводить фрактальный анализ изображений.

#### Теоретическая часть

Применяемые для исследования морфологии поверхности покрытий методы фрактального анализа в качестве исходных данных используют профилограммы поверхности, изображений растровой электронной, сканирующей зондовой и оптической микроскопии. Полученные фрактальные размерности шероховатых или геометрически неоднородных поверхностей представляет собой количественную меру степени самоподобия структурных элементов различных размеров. Для их определения использовался метод, предложенный Мандельбротом. В соответствии с этим методом, шероховатые поверхности разделяются горизонтальными плоскостями на различных уровнях, в результате чего в плоскости сечения появляются острова. Эти острова обладают суммарной площадью S и общим периметром L. График зависимости значения периметра L от значения площади A для множества уровневых сечений, построенный в логарифмических координатах, в идеальном случае имеет вид прямой линии. Из угла наклона этого графика к оси абсцисс  $\alpha$ можно определить величину фрактальной размерности  $D = 2(\Delta \ln L / \Delta \ln S) + 1$ .

Метод Мандельброта достаточно просто реализуется программно. Имея двухмерное изображение шероховатой поверхности, где яркость точки определяет высоту этой точки над нулевым уровнем, можно достоверно принять это изображение за трёхмерное, рассматривая значение яркости как дополнительную координату. Задаваясь значением высоты уровня сечения можно судить о периметре L по количеству точек с заданной яркостью, и о площади S по количеству точек, яркость которых больше заданного значения. Предусмотрена возможность проведения фрактального анализа поверхности, как по всей области цифрового изображения, так и на локальных её участках.

#### Экспериментальная часть

В ходе эксперимента по установлению взаимосвязи фрактальной размерности с трибологическими характеристиками поверхности, а так же оптическими и электрическими, использовались синтезированные в низкотемпературной плазме тлеющего разряда полимерные пленки на основе углеводородных, фтор- и кремнийорганических соединений.

С помощю цифрового фотоаппарата высокого пространственного разрешения были получены фотографии поверхности электрода (катода) в процессе полимеризации в тлеющем НЧ-разряде. Исходным веществом служил гексаметилдисилазан. Время синтеза варьировалась от 3 до 12 минут, плотность тока от 0,1 A/м<sup>2</sup> до 10 A/м<sup>2</sup>, давление в рабочей камере 80 Па. В процессе полимеризации производилась фотосъёмка участка катода размером 2x2 мм<sup>2</sup> с интервалом 20 секунд при малой выдержке, по необходимости полупроводниковым подсвечивался лазером. Фрактальная **участок** размерность, рассчитанная по полученным данным, варьировалась от 1,2 (до начала процесса обработки) до 1,92 на последней минуте, при неизменной плотности тока и давлении мономера. Величина фрактальной размерности поверхности при полимеризации длительностью 4-7 минут увеличивалась равномерно а при длительности обработки более 7 минут практически не изменялась, совершая колебания в интирвале 1,86 – 1,94, что хорошо просматривается на графике 1.



График 1. Зависимость фрактальной размерности от времени полимеризации

График был построен по результатам съёмки произвольно выбранного участка на поверхности электрода. Такое поведение фрактальной размерности может быть объяснено достижением лимитирующей стадии роста полимерной плёнки. После завершения обработки образцы извлекались из реактора, их поверхность фотографировалась при

помощи оптического микроскопа через равные интервалы как в продольном, так и в поперечном направлении, после чего проводилось исследование поверхности с помощю сканирующей зондовой микроскопии (прибором NanoEducator), затем производилось определение коэфициента трения и адгезии.

#### Список литературы

- 1. Зынь В.И., Молчатский С.Л. Исследование фрактальной структуры поверхности полимерных плёнок стирола и октаметилтрисилоксана. / Поверхность. 1999, №4, с. 66.
- 2. Xagas A.P., Androulaki E., Hiskia A., Falaras P. Preparation, fractal surface morphology and photo catalytic properties of TiO2 films./Thin solid films 357(1999), p. 173.
- 3. Li J. M., Lu L., Su Y., Lai M. O. Self-affine nature of thin film surface./Applied surface science 161(2000), p. 187.
- 4. Durand H.A., Sekine K., Etoh K., Kataoka I. Effect of energy on direct ion beam deposition of carbon thin films: induced defects and graphitization. / Surface and coating technology.125 (2000), p.57.
- 5. Бородич Ф.М., Онищенко Д.А. Фрактальная шероховатость в задачах контакта и трения (простейшие модели)./Трение и износ. 1993, т.14, №3,
- 6. Кульков С.Н. Применение фрактального подхода для триботехнического анализа. / Трение и износ. 1997, т.18, №6, с.761.
- 7. Bieganski P., Dobierzewska-Mozrzymas E., Newelski M., Pieciul E. Fractal dimension of discontinuous copper films./Vacuum 46(1995), pp. 513-516

### МЕТОД ЗЕРКАЛЬНЫХ СХЕМ В ЗАДАЧАХ ЭЛЕКТРОСТАТИКИ

#### Джежора А.А., Рубаник В.В.

Учреждение образования «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Беларусь Государственное научное учреждение «Институт технической акустики НАН Беларуси» г. Витебск, Беларусь,

ita@vitebsk.by

Для получения аналитических решений при расчете электростатических полей упрощают геометрию полей и входящих в нее заряженных тел, при этом изменяют свойства материалов, переходя от реальной толщины электродов к бесконечно тонким электродам, от реальных, обладающих нелинейными характеристиками свойств, к идеальным, т.е. линейным. Существующие аналитические методы невсегда обеспечивают точное решение поставленной задачи, поэтому проблема разработки общих численных алгоритмов актуальна. Численные методы позволяют с необходимой точностью произвести расчет электростатических полей в неоднородных, анизотропных и нелинейных средах при сложных формах границ раздела сред.

Одним из универсальных численных методов решения краевых задач для электростатического поля является метод конечных разностей. Однако, данный численный метод не обеспечивает эффективное решение задачи, так как для достижения требуемой точности используется очень мелкая конечно-разностная сетка, что приводит к резкому увеличению времени ее решения. В более предпочтительном положении находится метод интегральных уравнений. Совместно с такими методами как метод изотропизирующего преобразования координат, метод зеркальных отображений он позволяет проводить расчеты электростатических полей за более короткий промежуток времени.

Метод зеркальных отображений позволяет свести расчет электрических полей в кусочно-однородных средах к расчету электрических полей в однородной среде. Согласно методу зеркальных отображений в кусочно-однородных средах наведенные связанные

заряды на границах раздела сред заменяются сосредоточенными фиктивными зарядами, отраженными от границ раздела. Правила нахождения координат фиктивных зарядов полностью аналогичны тем, по которым строятся изображения точечных источников в оптике в системе <u>зеркал</u> (границах раздела). Величины фиктивных зарядов определяются <u>граничными условиями</u> для вектора напряженности электрического поля на границах раздела сред с различными диэлектрическими проницаемостями, а также требованием совпадения поля, создаваемого реальной системой зарядов в кусочно-однородной среде по своим характеристикам с полем, создаваемым системой реальных и системой фиктивных зарядов в однородной среде.

Для вычисления частичных емкостей сложных электродинамических систем, каковыми являются многосекционные накладные измерительные конденсаторы на тонких подложках, экранированные многосекционные накладные измерительные конденсаторы, зеркально-симметричные измерительные конденсаторы и т.д., повышения точности расчета электрических полей, был разработан метод зеркально-симметричных схем (представлений). Его отличие от метода зеркальных отображений в том, что предварительно поверхности линейно протяженных источников заряда разбивают на две эквипотенциальные зеркально-симметричными части, а затем решают задачу расчета поля с учетом однородности среды. В случае задания потенциала на электродах расчета поля в однородной среде сводится к нахождению распределения заряда по двум эквипотенциальным зеркально-симметричным поверхностям с учетом того, что координаты зарядов зеркальносимметричных пар определяются координатами точек линейно протяженных источников, а величины этих зарядов определяются требованием равенства потенциала на поверхностях каждой зеркально-симметричной пары. В кусочно-однородных средах координаты и величины фиктивных зарядов зеркально-симметричных пар определяются методом зеркальных отображений.

Такой подход в представлении линейно протяженных источников заряда позволяет имитировать поля на торцах электродов, учитывать толщину электродов при расчете электрических полей, вычислять частичные емкости (рабочие и паразитные).

## ПОЛНЫЙ ФАКТОРНЫЙ ПЛАН ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ

### Киквидзе О.Г., Тулеугалиева Г.Б., Ерниязов М.

Государственный университет Акакия Церетели, Кутаиси, Грузия, omari-k@rambler.ru Каспийский государственный университет технологий и инжиниринга им. Ш.Есенова, Актау, Республика Казахстан, gulsim1753@mail.ru

#### Постановка задачи

Расчет элементов конструкции при повышенных температурах в условиях ползучести, технологических процессов горячей обработки металлов ведется на основе уравнения состояния реономных тел [1]. Традиционная методика экспериментальных исследовании ползучести образцов и обработка кривых ползучести достаточно трудоемка и требует существенных материальных затрат [1]. Поэтому разработка рациональных планов на основе современной теории планирования эксперимента актуальна. В изотермических условиях деформации ползучести є являются функцией напряжения  $\sigma$  и времени t;  $\varepsilon = f(\sigma, t)$ . Будем считать, что деформации ползучести малы и соответственно проводим обработку начальных участков (до 5% деформации) кривых ползучести. При наличии участка упрочнения, кривые ползучести хорошо описываются по теории упрочнения [1]:

$$\xi \varepsilon^{\beta} = k \sigma^{\nu}, \qquad (1)$$

где:  $\xi = d\epsilon/dt$  – скорость деформации ползучести,  $v, \beta, k$  – постоянные материала. Целью представленной работы является наименьшимы затратамы определить постоянные материала, которые удовлетворительно описывают кривые ползучести.

После интегрирования уравнения (1) условием: t = 0,  $\varepsilon = 0$ , получим функциональную зависимость в виде:

$$\varepsilon = \left[ \left( \beta + 1 \right) k \sigma^{\nu} t \right]^{1/(\beta+1)} .$$
<sup>(2)</sup>

Прологарифмируем уравнение (2) получим линейную зависимость между логарифмамы независимых переменных и зависимой переменной:

$$\ln \varepsilon = \frac{1}{\beta + 1} \ln \left[ \left( \beta + 1 \right) k \right] + \frac{\nu}{\beta + 1} \ln \sigma + \frac{1}{\beta + 1} \ln t \quad . \tag{3}$$

Введем обозначения:

$$\ln \varepsilon = y, \ \ln \sigma = x_1, \ \ln t = x_2,$$

$$a_0 = \frac{1}{\beta + 1} \ln \left[ (\beta + 1)k \right], \ a_1 = \frac{v}{\beta + 1}, \ a_2 = \frac{1}{\beta + 1}$$
(4)

Тогда уравнение (3) принимает вид:

$$y = a_0 + a_1 x_1 + a_2 x_2 \,. \tag{5}$$

#### Решение задачи

Согласно уравнению (5), имеем линейную зависимость между входными факторами  $x_1, x_2$  и откликом *у* с коэффициентами регрессии  $a_0, a_1, a_2$ . Как известно [2], в этом случае рациональным является полный факторный план (ПФП)  $2^2$ , в котором каждый фактор меняется на двух уровнях. В теории планирования эксперимента при составлении матрицы плана, в место натуральных значений факторов используются кодированные значения, которые определяются по формуле:

$$X_{i} = (x_{i} - x_{i0}) / I_{i}, (6)$$

Где  $x_{i0}$  –значения факторов на основном уровне,  $I_i$  – интервал варирования.

Значения факторов на основном уровне и интервал варьирования определяются как:

$$x_{i0} = (x_{i\max} + x_{i\min})/2, I_i = (x_{i\max} - x_{i\min})/2,$$
(7)

Где  $x_{imax}$ ,  $x_{imin}$  – максимальное и минимальное значения факторов. В результате  $X_i$  принимают значения на границах соответственно:  $X_i = \pm 1$ , на основном уровне  $X_{i0} = 0$ . Основная проблема состоит в выборе области варьирования, поскольку эта задача является неформализованной.

Условия проведения эксперимента можно зафиксировать в матрице планирования. Матрица ПФП имеет важные свойства [2]: симметричность относительно центра эксперимента, нормированность и ортогональность. При выполнении этих условий, коэффициенты  $a'_i$  уравнения регрессии записанное для кодированных значений факторов, определяются методом наименьщих квадратов по единой формуле:

$$a'_{i} = \left(\sum_{j=1}^{N} X_{ij} y_{j}\right) / N, \quad i = 0, 1, 2, ..., m.$$
(8)

Матрица планирования ПФП для линейного уравнения двухфакторного эксперимента можно представить так (таблица 1):

#### Таблица 1

Номер опыта	$X_0$	$X_1$	$X_2$	У
1	+1	+1	+1	$y_1$
2	+1	-1	+1	$y_2$
3	+1	+1	-1	<i>y</i> <sub>3</sub>
4	+1	-1	-1	<i>Y</i> 4

Используя матрицу планирования, коэффициенты *a*'<sub>*i*</sub> двухфакторного эксперимента, согласно формуле (8), определяются следующим образом:

$$a'_{0} = ((+1)y_{1}+(+1)y_{2}+(+1)y_{3}+(+1)y_{4})/4,$$
  

$$a'_{1} = ((+1)y_{1}+(-1)y_{2}+(+1)y_{3}+(-1)y_{4})/4,$$
  

$$a'_{2} = ((+1)y_{1}+(+1)y_{2}+(-1)y_{3}+(-1)y_{4})/4,$$

После определения коэффициентов  $a'_0$ ,  $a'_1$ ,  $a'_2$  и перехода от кодированных значений факторов к натурным, используя формулу (6), находим коэффициенты уравнения (5):

$$a_0 = a_0 - a_1 x_{10} / I_1 - a_2 x_{20} / I_2; a_1 = a_1 / I_1; a_2 = a_2 / I_2$$

На основе обозначений (4), постоянные материала вычисляются по формулам:

$$\beta = 1/a_2 - 1; v = a_1/a_2; k = a_2 \exp(a_0/a_2)$$

По описанной выше методике были обработаны экспериментальные кривые ползучести алюминиевого сплава 01995 при температуре 475 <sup>0</sup> С и ст.10ГН2МFA при температуре 1180 °C [3]. Для алюминиевого сплава взяты следующие уровни напряжения и времени:  $\sigma_{min} = 40$ МПа,  $\sigma_{max} = 47,5$  МПа,  $t_{min} = 10$  с,  $t_{max} = 30$  с. Постоянные материала равняются:  $\beta = 0,93$ ; v = 11,7;  $k = 5,1 \times 10^{-25}$  МПа<sup>-v</sup>с<sup>-1</sup>. Отличие теоретических и экспериментальных кривых ползучести в пределах 1,5%. Для ст.10ГН2МFA обработка начальных участков кривых дает следующие значения постоянных:  $\beta = 0,8$ ; v = 6,8;  $k = 2,3 \times 10^{-13}$ , разница между теоретическими и экспериментальных кривыми ползучести около 2%. Как показывают расчеты, для получения удовлетворительных результатов важное значение имеет выбор максимальных и минимальных значений напряжений ( $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_{min}$ ) и времени ( $t_{max}$ ,  $t_{min}$ ). Чем шире указанные интервалы, тем точнее результаты. Для фактора напряжения рациональным является выбор минимального и максимального значений с разницей на 20 – 50%, а для фактора времени наиболее рациональным является выбор интервала в пределах 200 – 300%.

Таким образом, предложенная методика на основе ПФП дает удовлетворительные результаты для начальных участков кривых ползучести (до 5% деформации), является менее трудоемкой и требует меньщих материальных затрат, чем обычная методика.

- 1. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести.-М.: Машиностроение, 1975.-400с.
- 2. Джонсон Н., Лион Ф. Статистика и планирование эксперимента в технике и науке. Методы планирования эксперимента.Пер. с англ.-М.:Мир.-1981.-518с.
- Киквидзе О.Г., Чумбадзе А. Исследование высокотемпературной ползучести стали 10ГН2МФА//50 Международный научный симпозиум «Актуальные проблемы прочности», 27.09-1.10 2010г. Витебск, Беларусь.- С.163-165.

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ СТРУКТУРНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

#### Саркеева А.А.

ИПСМ РАН, г. Уфа, Россия, aigul-05@mail.ru

#### Введение

Титановые сплавы благодаря комплексу полезных свойств, таких как малая плотность, высокая удельная прочность и коррозионная стойкость широко применяются в различных отраслях машиностроения, и особенно в тех, где выигрыш в массе является определяющим. В настоящее время интенсивные исследования проводятся в области изучения механического поведения слоистых композиционных материалов. Значительный интерес к данным материалам обусловлен тем, что в них можно управлять характером распространения трещины, а соответственно и сопротивлением разрушению [1–4].

С механической точки зрения наиболее интересной характеристикой является ударная вязкость, поскольку возможно ее значительное повышение несколькими способами. Одним из таких способов является ориентированное расположение поверхностей соединения относительно распространяющейся трещины. В слоистых материалах выделяют три основных вида расположения поверхностей соединения, обеспечивающих торможение, разветвление фронта трещины и прохождение сквозной трещины [1]. При этом трещина распространяется последовательно через каждый слой, одновременно через все слои и вдоль межслойной границы, соответственно. Повышение ударной вязкости наблюдается только в двух случаях, когда возможно торможение трещины на поверхности соединения при переходе из слоя в слой или локальное разветвление общего фронта трещины на отдельные в каждом слое. Повышение сопротивления ударному разрушению слоистого материала возможно также при определенном сочетании слоев, заметно отличающихся по исходной структуре и свойствам, т.е. за счет создания структурного композита. В работе [5] отмечено, что сочетание прочных и пластичных слоев оказывает тормозящее действие на развитие трещины.

Слоистые материалы получают различными технологическими приемами, в частности сваркой давлением. Сварка давлением применяется при изготовлении многослойных конструкций, с появлением которых связано развитие авиационной и космической техники.

Цель работы – изучить поведение при ударном нагружении структурного композита, полученного сваркой давлением листовых заготовок титанового сплава ВТ6 с пластинчатой и глобулярной структурами.

#### Материал и методики проведения исследований

В качестве исходного материала использовали листы титанового сплава ВТ6 толщиной ~1,5 мм промышленного проката, имеющие глобулярную структуру. Пластинчатую структуру получали вакуумным отжигом при температуре 1000°С, толщина  $\alpha$ -пластин составила 3,3±0,1 мкм. Структурный композит, состоящий из чередующихся заготовок с пластинчатой и глобулярной структурами, получали сваркой давлением. Для сравнительных исследований был также изготовлен слоистый материал, состоящий из заготовок с глобулярной структурой. Соединение заготовок, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы. Штамповый блок устанавливали в электрическую вакуумную печь ОКБ-8086. Давление к заготовкам прикладывали с помощью гибкой мембраны, в которую подавали газообразный аргон. Нагрев, выдержку под давлением и охлаждение осуществляли в вакууме  $2x10^{-3}$  Па. Для проведения механических испытаний на ударный изгиб вырезали стандартные образцы с размерами 10×10×55 мм<sup>3</sup>, отличающиеся расположением *U*-образного надреза относительно поверхностей соединения. В образцах с "тормозящим" трещину расположением поверхностей соединения (Т-образец) трещина распространяется последовательно, переходя из слоя в слой, в образцах с "разветвляющим" трещину расположением поверхностей соединения (Р-образец) трещина распространяется одновременно через все слои (рис. 1). Испытания на ударный изгиб проводили при комнатной температуре на копре с падающим грузом Instron CEAST 9350 и записью диаграмм нагружения в координатах «Усилие – перемещение». Разделение полной работы разрушения ударного образца на ее составляющие - работу зарождения трещины и работу распространения трещины осуществлялось по методике, описанной в монографии [6].



**Рис. 1.** Образец для испытаний на ударный изгиб с «разветвляющим» (*a*) и «тормозящим» (*б*) трещину расположением поверхностей соединения.

Металлографические и фрактографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе «TESCAN MIRA3 LMU».

#### Результаты исследований и их обсуждение

При микроструктурном анализе зоны твердофазного соединения (ТФС) структурного композита были обнаружены единичные микропоры размером менее 1 мкм (рис. 2). Как было показано в работе [7], такие поры не оказывают влияния на свойства слоистого материала.



**Рис. 2.** Микроструктура в зоне ТФС структурного композита при x500(a) и x1500(b).

Результаты механических испытаний показали, что Р-образцы структурного композита по сравнению с Т-образцами имеют повышенное значение ударной вязкости (табл.1). Подобные результаты получены и при испытании образцов слоистого материала, состоящего только из заготовок с глобулярной структурой.

При сравнительном исследовании структурного композита и слоистого материала, состоящего из заготовок с глобулярной структурой, выявлено отличие в механическом поведении материалов в случае распространения трещины одновременно через все слои (Р-образец). Образцы структурного композита имеют пониженную ударную вязкость, что связано с более низкой работой распространения трещины в них (табл. 1). Работа зарождения трещины одинакова для данных материалов.

**Таблица 1.** Ударная вязкость (КСU), работа зарождения (*A*<sub>3</sub>) и распространения трещины (*A*<sub>p</sub>) в слоистых образцах на ударный изгиб

	KCU, МДж/м <sup>2</sup>		<i>А</i> <sub>3</sub> , Дж		Ар, Дж	
Слоистый материал	Р	Т	Р	Т	Р	Т
MK/MK	0,86±0,04	0,59±0,03	20	23	50	27
KK/MK	0,77±0,002	0,59±0,02	21	22	38	24

Пониженное значение работы распространения трещины в структурном композите связано с использованием в качестве компонента слоистого материала заготовок с пластинчатой структурой. Титановый сплав ВТ6 с пластинчатой структурой имеет на ~29% пониженную работу распространения трещины по сравнению со сплавом с глобулярной структурой.

Фрактографические исследования показали, что образцы разрушаются с образованием вязкого излома ямочного строения. На изломе видны периодические области, имеющие большую шероховатость, что связанно, вероятно, с переходом фронта трещины из слоя с одной структурой в слой с другой структурой (рис. 3). Периодичный характер излома более четко выражен в Т-образцах, чем в Р-образцах. Причем на поверхности разрушения Т-образцов в таких областях видны небольшие трещины расслоения.



Рис. 3. Изломы Р-образца (а) и Т-образца (б) структурного композита.

## Заключение

Исследовано механическое поведение при ударном нагружении структурного композита, полученного сваркой давлением чередующихся листовых заготовок сплава BT6 с пластинчатой и глобулярной структурами. Показано, что повышенными значениями ударной вязкости обладают Р-образцы, что обусловлено более высокой работой распространения трещины в них. Сравнительные исследования структурного композита и слоистого материала, состоящего из заготовок с глобулярной структурой, показали, что использование заготовок с пластинчатой структурой приводит к снижению ударной вязкости Р-образцов, ударная вязкость Т-образцов исследованных материалов одинакова. Пониженное значение ударной вязкости Р-образцов структурного композита связано с более низкой работой распространения трещины в них.

#### Список литературы

- Embury J.D., Petch N.J., Wraith A.E., Wright E.S. The fracture of mild steel laminates // Trans, of Metall. S. AIME. – 1967. – V. 239. – P. 114-118.
- 2. Райт Е.С., Левит А.П. В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей. Т.4. Пер. с англ. М.: Машиностроение, 1978. С. 49-110.
- 3. C.M. Cepeda-Jiménez, J.M. García-Infanta, M. Pozuelo, O.A. Ruano, and F. Carreño. Impact toughness improvement of high-strength aluminium alloy by intrinsic and extrinsic fracture mechanisms via hot roll bonding // Scripta Materialia. 2009. –V. 61. P. 407-410.
- 4. Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Разрушение слоистого материала с различным расположением поверхностей соединения // Перспективные материалы. 2011. № 12. С. 92-96.
- 5. Петухов А.Н. Свободная от недостатков предшественников // Двигатель. 2005. №5 (41).
- 6. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М.: Наука, 1989. 230 с.
- 7. Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Ударная вязкость слоистых полуфабрикатов из титанового сплава ВТ6 // Деформация и разрушение материалов. 2009. №12. С. 36-40.

# АНАЛИЗ ПОРИСТОСТИ БОРИДОВ ТИТАНА ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

# <sup>1</sup>Кулак М.М., <sup>1</sup>Платонов Л.Л., <sup>2</sup>Румянцева И.Н.

<sup>1</sup>ГНУ "Институт технической акустики НАН Беларуси", г. Витебск, pl\_70@mail.ru

<sup>2</sup>ГНУ "Физико-технический институт НАН Беларуси", г. Минск

Возрастающим интенсивным нагрузкам на поверхности узлов и механизмов современного машиностроения можно использовать новые материалы с уникальными физикомеханическими, электрофизическими, физико-химическими или многофункциональными свойствами. К таким материалам относятся боридные соединения, которые находят все большее применение в качестве материала для износостойких покрытий.

Перспективным направлением, позволяющим достаточно просто синтезировать новые материалы, является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (CBC). С помощью СВС решаются задачи по созданию новых композиционных материалов (новые марки твердых сплавов, литая керамика и т.д.).

В работе приведены данные металлографических исследований многофазной системы титан-бор. Металлографический анализ проводили с использованием металлографического комплекса на базе микроскопа "МИКРО-200" и растрового электронного микроскопа LEO1455VP фирмы "Карл Цейс" (РЭМ). По экспериментальным данным в результате процесса CBC конечный продукт для системы титан-бор представляет собой пористый материал, основой которого является, синтезированный борид. При наложении на процесс CBC ультразвуковых колебаний с амплитудой 5 и 10 мкм пористость материала изменяется, что наблюдается визуально по изменению формы и размеров прессовок.

Для подтверждения этих данных были проведены исследования изменения пористости (плотности). На поперечном сечении в центральной части образца, в зоне с наименьшим количеством пор, при увеличении 200<sup>х</sup> проводили съемку с последующим обсчетом количества и размеров пор в данной зоне. Из графика изменения размера и количества пор в системе Ti-B с наложением ультразвука на процесс CBC (рис. 1) следует, что при наложении ультразвука на процесс CBC уменьшается количество крупных и возрастает количество мелких пор.



При оптическом исследовании на нетравленых образцах выявляются две фазы (рис.2). Одна из них, основная – гладкое светлое поле (первая), другая – светлые вкрапления оплавленного вида хаотично расположенные по предполагаемым границам и по полю первой (вторая). Из снимка с относительно равномерным распределением вкраплений оплавленного вида (участки вне крупных пор) выделяем участок размерами: ширина – 44,85 мкм; высота – 36,16 мкм. После процесса СВС на указанном участке с долей площади 98,83% расположено 72 вкрапления с общей долей площади 14,13% (рис.3 а), а максимальный размер одиночного вкрапления составляет 4,75мкм. В образце, обработанном ультразвуком с амплитудой  $\xi = 5$  мкм, на общем поле долей площади 96,93% доля площади, занимаемая 86-тью вкраплениями, составляет 17,67% (рис.3 б). Максимальный размер одиночного вкрапления 9,83 мкм. В образце, обработанном ультразвуком  $\xi = 10$  мкм, на общем поле долей площади 96,34% доля площади, занимаемая 86-тью вкрапления 9,83 мкм. В образце, обработанном ультразвуком с ставляет 3,94% (рис.3 с). Максимальный размер одиночного вкрапления составляет 1,25 мкм.

На основании проведенных исследований следует, что после CBC-процесса, количество фазы с видом оплавления составляет 1\7 часть от материала основы, при ультразвуковой обработке ( $\xi = 5$ мкм) – 1\5 часть; при ультразвуковой обработке ( $\xi = 10$ мкм) – 1\25. Т.е. при наложении ультразвуковых колебаний с амплитудой  $\xi = 5$ мкм включений стало больше, они стали крупнее и собрались в цепочки, а при наложении ультразвуковых колебаний с амплитудой  $\xi = 10$  мкм их стало меньше и их размер, уменьшился.



а

Рис. 2. Микроструктура образца системы Ті-В  $a - \xi = 0$  MKM;  $\delta - \xi = 5$  MKM;  $c - \xi = 10$  MKM

С



Рис. 3 Маски выделения структурных составляющих фаз образца системы Ті-В  $a - \xi = 0$  мкм;  $\delta - \xi = 5$  мкм;  $c - \xi = 10$  мкм

Таким образом, можно сделать следующие выводы:

- наложение ультразвука приводит к изменению пористости синтезированных образцов;

- наложение ультразвука на процесс СВС уменьшает количество крупных и увеличивает количество мелких пор;

- наложение ультразвука приводит к перераспределению фазовых составляющих синтезированных образцов.

## О ПОРАХ И ТВЕРДОФАЗНОМ ПРОДУКТЕ СИСТЕМЫ Ti-Si, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ СВС

# Клубович В.В.<sup>1</sup>, Кулак М.М.<sup>1</sup>, Румянцева И.Н.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, <u>mmk\_vit@mail.ru</u> <sup>2</sup>Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск

В современном производстве появляется все больше изделий, получаемых из порошковых материалов. В литературе описаны способы формования плотных изделий из порошковых материалов с достаточным и весьма удовлетворительным комплексом свойств. Первоначально полученный таким способом материал рассматривают как систему монолит – поры и поэтому на данной стадии основной его характеристикой является параметр плотности. Процессы формирования структурных составляющих в монолите получаемых пористых систем подробно изложены в литературных источниках.

На наш взгляд любопытным являются процессы, происходящие непосредственно в порах указанных систем, в том числе, явления кристаллизации не предусмотренных фаз.

В работе представлены данные анализа твердофазного продукта системы Ti–Si, получаемого методом CBC, образующегося из твердых порошкообразных исходных компонентов, а также формирование фаз из парогазовой среды замкнутых пор.

Еще в 1915 году Д.Ф. Чернов указывал на особое значение достаточно крупных пор типа флокенов, каверн и др. на формирование структуры не только металлов, но и структуры внутри пор данных металлов.

В исследованиях авторов статьи было показано образование кристаллов в пространстве пор системы Ti-Si, полученных методом CBC. В связи этим представляют большой научный интерес вопросы о физико-химических процессах, протекающих в объеме пор, которые образуются на первой стадии получения полфабриката.

В работе использовали порошки полидисперсного титана марки ПТМ (ТУ 14–1– 3086–80) с размером частиц  $r_{\text{Ti}} < 100$  мкм и полупроводникового кремния марки КПС–3 (ГОСТ 9722–79),  $r_{\text{Si}} < 63$  мкм. Из полученных смесей методом глухого прессования изготавливали образцы диаметром 10 и 20 мм и высотой 15–20 мм. Величину относительной плотности спрессованных образцов выбирали на основании литературных данных. Основным критерием при выборе был максимум скорости горения для конкретной системы. Относительная плотность образцов составляла 0,6 – 0,65. Расчетная плотность прессовки составляла  $\gamma = 3,75$  г/см<sup>3</sup>,для  $\beta = 0,5$  ( $\beta$  – стехиометрический коэффициент) и  $\gamma = 3,52$  г/см<sup>3</sup>,для  $\beta = 0,8$ .

Спрессованные образцы подвергали CBC обработке в режиме послойного горения без наложения и с наложением ультразвуковых колебаний (УЗ) различной амплитуды. После процесса CBC с наложением ультразвука амплитудой  $\xi = 5$  мкм высота образца (*h*) составляла 12 мм, после CBC с наложение ультразвука амплитудой  $\xi = 10$  мкм – *h* = 8 мм. При этом на долевом сечении композитов после CBC процесса наблюдается чередование зон с повышенной и пониженной плотностью. Конечный продукт CBC-процесса представляет собой объемную пористую систему каркасного типа.

На плоскости долевого сечения, расположенной по диаметру прессовки, при увеличении  $200^x$  проводили съемку на длине, составляющей 4000 мкм. По снимку определяли суммарную площадь пор и их процентную долю по отношению к площади кадра. На основании полученных данных, рассчитывали величину относительной плотности (Q%) в отдельно взятом участке прессовки. Результаты расчета представлены на рисунке 1.



Рис. 1. Относительная плотность отдельно взятых участков прессовки по высоте долевого сечения образцов Ti–Si<sub>0,5</sub>
 ▲ - CBC; ■ - CBC+5 мкм; ◆ - CBC+10 мкм; ● - исходная прессовка

Анализ полученных данных показал, что:

- относительная плотность прессовок распределена по экспоненте с максимальным значением в нижней ее части;

- после синтеза, при общем уплотнении материала и уменьшении высоты исходной прессовки, распределение плотности по высоте носит синусоидальный характер с сохранением максимума в нижней части прессовки;

- наложение ультразвуковых колебаний значительно повышает плотность в локальных участках с сохранением характера распределения плотности.

Анализ гистограмм распределения пор по среднему размеру показал, что размер единичных пор после CBC-процесса колеблется в пределах 35–70 мкм, с максимальным количеством пор размером 50–60 мкм. После CBC с наложением ультразвука амплитудой  $\xi =5$  мкм средний размер единичных пор колеблется в пределах 15–55 мкм, при этом максимальное количество пор имеет размер 15 и 50 мкм. После CBC с наложением ультразвука  $\xi = 10$  мкм средний размер пор составляет 35–40 мкм, максимальное количество пор имеет размером более 40 мкм вовсе отсутствуют. Т.е., величина единичных пор при наложении ультразвука на процесс CBC уменьшается.





При наложении на процесс CBC ультразвука амплитудой  $\xi = 5$ мкм размер зерен силицидов увеличивается и при наложении ультразвука амплитудой  $\xi = 10$  мкм в системе возрастает количество мелких зерен, что свидетельствует либо о дроблении кристаллитов,

образовавшихся в результате CBC, либо об активации процесса образования новых силицидов.

На рисунке 3 приведены аномальные структуры системы Ti–Si различного стехиометрического состава. Рассматривая рис. 3 можно предположить, что включения в объеме поры являются привнесенным элементом – абразивом. Однако наличие структуры на внутренней кромке поры, в виде оторочки, весьма похожей на диффузионную зону, противоречит этому предположению.



Ті-Si<sub>0,5</sub>;  $\xi = 5$  мкм

Ті-Si<sub>0.8</sub>;  $\xi = 5$  мкм

Рис. 3. Аномальные структуры системы Ti-Si различной стехиометрии

В системе Ti-Si размер частиц исходных реагентов составляли 63 и 50 мкм. Прессованием получен пористый полуфабрикат, в котором размер пор корреллирует с размером исходных реагентов. Чем крупнее частицы исходных реагентов, тем крупнее поры. При кратковременном высокотемпературном нагреве полуфабриката в процессе СВС возникает экзотермическая реакция, распространяющаяся по образцу в виде волны, направление которой обусловлено наличием смыкающихся частиц. В процессе СВС, при условии смыкания частиц титан-кремний реакция синтеза будет проходить по механизму с образованием силицидов, в участках отсутствия кремния будет образован продукт на основе сгоревшего титана, в условиях взаимодействия частиц кремний-кремний – продукт сгорания кремния. Распространение фронта экзотермической реакции при СВС процессе начинается от верхней части полуфабриката - зоны "поджига" и распространяется сверху вниз, захватывая нижние холодные слои. Вследствие экзотермической реакции происходит взаимодействие твердых реагентов смесей между собой с образованием твердофазных продуктов. Образование твердофазного продукта сопровождается образованием продуктов горения, в том числе и атмосферы "запертой" в порах. По окончании процесса синтеза помимо ожидаемого твердофазного продукта на внутренней поверхности пор кристаллизуются дополнительные фазы сложного состава. В системе Ti-Si формирование кристаллов внутри пор является сопутствующим процессом.

Таким образом, при наложении ультразвука на процесс CBC в системе Ti-Si возрастает доля металлизированной компоненты, изменяется периодичность строения каркаса "металл-поры", что ведет к повышению плотности конгломерата в целом и образование твердофазного продукта, состоящего из силицидов титана различного состава.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СКОРОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РАСПЫЛЕНИИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5Ф3

#### Ульшин С.В., Ульшин В.И., Подрезов Ю.Н.

#### Институт проблем материаловедения, Киев, Украина ulshin vi@ipms.kiev.ua

Скорость охлаждения порошковых частиц является одним из главных факторов, определяющих структуру и фазовый состав инструментальных сталей. В работах [1, 2] для сталей Р18, Р6М5К5, ВХ4А, Х18Н15 и ЭИ437Б в интервале температур 50 – 200 <sup>0</sup>С выше температуры ликвидуса скорость охлаждения порошковых частиц рассчитывали по дендритному параметру, т.е. по расстоянию между дендритными осями второго порядка.

Быстрорежущие стали (БС), полученные с ТВО, при перегреве на 350 - 400 <sup>0</sup>С выше температуры ликвидуса, отличаются от обычного расплава без ТВО структурным состоянием расплава перед распылением. Высокий перегрев расплавов в сочетании с высокой скоростью охлаждения при распылении, прежде всего, меняет характер кристаллизации и приводит к изменению микроструктуры от дендритно-ячеистой морфологии (у обычных порошков) до ячеистой (зернистой) и улучшает их технологические характеристики, повышается: дисперсность, насыпная плотность, прессуемость, спекаемость [3-4]. Расчет скорости охлаждения по дендритному параметру не применим и его надо проводить по другой методике.

Для расчета скорости охлаждения частиц полученных с ТВО расплавов быстрорежущей стали (БС) Р6М5Ф3 использовали выражение:

$$V = \frac{\Delta T}{\tau}; \ \Delta T = T_H - T_J \tag{1}$$

где: V – скорость охлаждения частиц,  $T_{\rm H}$  – температура нагрева металла в печи,  $T_{\rm J}$  – температура ликвидуса,  $\tau$  – время.

Для определения параметра т использовали выражение передачи теплового потока в критериальной форме [3]:

$$\Theta = f(Fo; Bi; x/R) \tag{2}$$

где:  $\Theta$  – безразмерный температурный фактор, Fo – критерий Фурье, Bi – критерий Био, x/R – размерный фактор. При этом:

Fo = 
$$\frac{\alpha \tau}{R^2}$$
; Bi =  $\frac{aR}{\lambda}$ ;  $\Theta = \frac{(T_M - T_{\pi})}{(T_H - T_{\pi})}$  (3)

где:  $\alpha$  – температуропроводность, R – радиус частицы, a – теплопередача,  $\lambda$  – теплопроводность,  $T_{\rm M}$  – температура металла в металлоприемнике перед распылением.

При интенсивном перемешивании расплава в процессе распыления, когда  $\lambda \to \infty$ , тогда Bi  $\to 0$ . Если Bi << 1, то им можно пренебречь [5]. Параметром *х*/*R* из-за малых размеров частиц также можно пренебречь. Тогда выражение (2) примет вид:

$$\Theta = f(Fo) = \frac{\alpha \tau}{R^2}$$
(4)

откуда:

$$\tau = \frac{\Theta R^2}{\alpha} \tag{5}$$

**Таблица.** Скорости охлаждения и структуры частиц: экспериментальные для быстрорежущих сталей Р18 и Р6М5К5 [1, 2] и расчетные для БС Р6М5Ф3 без ТВО и с ТВО расплава, (структуры по данным [3, 4]).

Частицы,	Средняя скорость охлаждения <sup>0</sup> С/с и структуры частиц			
МКМ	Экспери	ментальная	Расчетная, (с	структуры [3, 4])
	(стру	ктуры) [1, 2],	Без ТВО	С ТВО
-56	1·10 <sup>5</sup>	(ячеистая)	2,3·10 <sup>5</sup> (ячеистая)	3,26·10 <sup>5</sup> (ячеистая)
-100 + 80	$7 \cdot 10^4$	(дендритная)	9,4·10 <sup>4</sup> (дендритная)	1,3·10 <sup>5</sup> (ячеистая)
-315 + 250	$2 \cdot 10^4$	(дендритная)	1,05·10 <sup>4</sup> (дендритная)	1,42·10 <sup>4</sup> (ячеистая)
-630 + 315	$9.10^{3}$	(дендритная)	2,6·10 <sup>3</sup> (дендритная)	3,5·10 <sup>3</sup> (ячеистая)

Из таблицы видим, что при изменении среднего диаметра частиц от 630 до 56 мкм скорость охлаждения возрастает от  $10^3$  до  $10^5$  град/сек. Дендритная структура распыленного порошка без ТВО с уменьшением размера частиц становится еще более дисперсной, переходя в самом мелком порошке в ячеистую. При этом расчетная скорость охлаждения частиц без ТВО расплава достаточно удовлетворительно коррелирует с экспериментальной.

С применением перегрева расплава при ТВО частицы порошка во всем гранулометрическом составе -630 +56 мкм имеют ячеистую структуру [3, 4]. Процесс образования центров кристаллизации ячеистой структуры определяется флуктуацией концентрации атомов жидкости, лимитирующим звеном которого является диффузия атомов жидкости в твердую фазу. Лимитирующим звеном теплопередачи (см. выражение (4)) является коэффициент температуропроводности или скорость распространения тепла -  $\alpha$ . Скорость перемещения атомов в металлах в твердом состоянии равна ~ D = 5·10<sup>-5</sup> [см<sup>2</sup>/с], а скорость распространения тепла –  $\alpha = 5\cdot10^{-2}$  [см<sup>2</sup>/с], [5]. Откуда видно, что скорость распространения тепла ~ в 1000 раз быстрее перемещения атомов. Теплота отводится настолько быстро, что превращение жидкой капли в твердую частицу происходит при больших переохлаждениях. При полном подавлении эвтектической реакции образовавшийся твердый раствор с ячеистой структурой по химическому составу соответствует жидкости. В то время как расчетная скорость охлаждения частиц с ТВО расплава всего лишь на ~ 27 – 30 % выше, чем без ТВО.

Таким образом очевидно, что при ТВО расплава основной вклад в переход структуры частиц от дендритной к ячеистой вносит влияние легирования и гомогенизация его строения [3, 4].

#### Список литературы

- 1. Петров А. К., Смирнова Е. Н., Кондратова И. Я., Очеретова Л. В. Влияние размера частиц на свойства распыленных порошков из быстрорежущей стали и заготовок из них // Порошковая металлургия, 1976, № 5, С. 18—23.
- 2. Петров А. К., Мирошниченко И. С, Парабина В. В. и др. Исследование кристаллизации металлических порошков, полученных путем распыления жидкой фазы // Порошковая металлургия, 1973. № 1. С. 16—20.
- Влияние термовременной обработки расплава на структуру и свойства порошка быстрорежущей стали Р6М5Ф3. / Сорокин Ю.В., Дацкевич О.В., Лукъянчук В.В. и др. // Порошковые быстрорежущие стали: Сб. научн. тр. – Киев: ИПМ АН УССР. -1990.- С. 81-87.
- 4. Позняк Л. А., Сорокин Ю. В., Ершов Г. С. Термовременная обработка расплавов при получении распыленного порошка быстрорежущих сталей // Порошковая металлургия. — 1993. — № 11/12. — С. 100—106.
- 5. Лыков А.В. Тепломассообмен. Справочник. М.: Энергия, 1972, 560с.

# ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абрамова А.	105		
Аждарова Д.С.	98	Давыдова И.М.	129
Александров В.М.	89, 92	Демидова И.В.	95
Алексеев А.А.	108	Демин К.Ю.	73
Алиев О.М.	98	Денисова Т.В.	146, 147
Арсенкин А.М.	73	Джежора А.А.	181
Асадчая М.В.	99	Дородейко В.Г.	148
Баев А.Р.	99, 102	Евард М.Е.	80
Баранникова С.А.	132	Еремеев А.С.	15
Бардаханов С.П.	75, 76	Ерниязов М.	182
Баханович А.Г.	64	-	
Бахметьев А.М.	83	Жданок С.А.	3
Бахрачева Ю.С.	71		
Бахшалиева Э.А.	98	Завадич В.П.	9
Башметов В.С.	9	Загуляев Д.В.	136
Белоусова Я.В.	138	Зубчанинов В.Г.	108
Белоцерковский М.	A.23, 25	Зуев Л.Б.	132
Беляев С.П.	17	5	
Бессонов Д.А.	138	Иванов Ю.Ф.	134, 138, 139, 141
Бобров В.П.	77	Ильюшенко Л.А.	34, 42
Болдин М.С.	88	Иоффе А.В.	146. 147
Бородин Е.М.	46.47	11	,
Бохан С.Г.	92	Кайнума Р.	121
		Калинка А.Н.	67
Венец Ю.С.	126	Каманшев И.С.	46, 47
Веремейчик А.И.	114, 117	Карпович О.И.	69
Викуленков А.В.	80	Карыев Л.Г.	60
Витязь П.А.	171	Кашевич И.Ф.	27.38
Волков А Е	80 151 154	Келров В В	6 12
Волков К.В.	141	Киквилзе О.Г.	182
Воробьев С В	134 138 139	Киршина Н В	89 92
Вьюненко Ю Н	151 154 156	Классен НВ	6 12
	101, 101, 100	Клубович В В	3 6 9 12 15 27
Гаврилов А В	34	Tury oobii 1 D.D.	148 151 154 191
Гамзеева Т В	23	Кобелев Н П	6 12
Гарбачевский В В	114	Коваленко В В	142 143 144
Геланкен А	105	Козпова Н А	83
Глалковский С В	46 47 48	Коледа В В	9
Голиков Н И	47	Кольванов Е Л	6
Головин И С	121	Комиссарова И А	134 136 139
Горбунов С В	138	Коновалов Г Е	00
Григорович К В	73	Коновалов С В	134 136 138 139
Гринорови ГК.В.	139	Ronobalion C.D.	141
Громов В Е	132 134 136 138	Копылор В И	83 86
I POMOB D.L.	132, 134, 130, 130, 130, 130, 130, 130, 130, 130	Конылов Л Л	132
EDOMOB B F	1 <i>39</i> , 171, 172, 173 1 <i>4</i> 4	Котков Л Н	88
громов Б.Б. Гроховский В И	<u>1</u> 77 <u>4</u> 8	Коцергица Ю Л	60
$\Gamma$ роловский D.H. Гулелев R Г	102		75
гудолов D.I. Гулцатор D И	102	правцевич А.D.	15
т ультясв D.И.	100		

Крауклис А.В.	3	Пряхин С.С.	123
кудря А.Б. Иманалар П М	54	DATIN CODA D M	00
	162		20 17
	6 12 199 101	ГССНИНА П.П. Руботник Р.Р.	1/
	0, 12, 100, 191	губаник Б.Б.	5,9, 15, 17, 20, 25, 51, 77 149 151 154 171
Кули-заде Э.С.	98		// 148, 151, 154, 1/1,
купраш Е.А.	69	$\mathbf{D}_{\mathbf{u}}(\mathbf{x})$	1/4,101
По Уой Ниш	163	губаник Б.Б.(мл.)	<i>5</i> , 17, 20, 25,125,146, 151, 154
Лерациерии М Л	171	Рипинский В Л	0 17/
Лобацов В Ю	51	Гулинский D.A. Руманцера И Н	9,174 188 101
Лобацер В Л	80 02	Гуминцева И.П. Рименисов А В	100, 171
Лопатин Ю Г	83.86	I DIACHROD A.D.	12
	15	Сазонов М И	117
Луцко Б.Ф.	75 76	Сахериц В Н	117
Людник ОР	165	Саксын Б.П. Салак А Н	20
людчик О.1.	105	Canonetop $\mathbf{R} \Gamma$	159
Майоров А П	99	Самолетов Б.г. Санддер Н Г	83
Максиморин Е С	111	Сапдлер П.Г.	51
Маркова П В	3	Сарасско М.П.	185
Мартисерин Е Δ	136	Саркесва И.И.	165
Мартуссвич L.Л. Мелехин Н В	83 86	Сафронов И.С. Сахаров Н В	86.88
Мельник Т.Н	129	Саларов П.Б. Свириленок А И	75 76
Микупич С И	76	Свириденок А.И.	58
Микули ГС.И. Митьковен А И	102	Сидоров С.И.	134
Мозжаров С Е	3 27 38	Сизов Б.Б. Скоролумов С В	161 163
Мосин А В	148	Спепнов О И	47
Мышляев М М	122	Смирнова Е С	86
Мясникова В И	141	Смирнова С.В.	46
Мясоелов А В	177	Соколовская ЭА	161 163
	177	Соповьева И В	12
Належкин М В	132	Сосновский А В	25
Наркевич А Л	67 69	Ставров В П	67 69
Никифоренко В.Н.	168	Столбоушкина О.А.	134, 139
Николаева Е В	71	Сырнов С Р	42
Новиков В А	179	сырдов си г	
Новиков В.Ю.	148	Таквинчин К.А.	80
Нохрин А.В.	83, 86, 88	Тетюева Т.В.	146, 147
- r	- , - , - , -	Траченко В.А.	163, 161
Омори Т.	121	Трубловский В.Л.	27, 42
Оои Е-Х.	105	Тряев П.В.	83
		Тулеугалиева Г.Б.	182
Папина К.Б.	163	5 5	
Петрова-Буркина О.	A.17	Ульшин В.И.	194
Пискунов А.В.	83, 86	Ульшин С.В.	194
Платонов Л.Л.	188	Успенский Е.С.	80
Плужников С.Н.	58	Ушаков И.В.	165
Плужникова Т.Н.	56, 58		
Подрезов Ю.Н.	194	Федоров В.А.	54, 56, 58, 60
Покидов А.П.	12	Федотов Д.Ю.	56
Попов В.	105		
Прядко А.С.	25	Хвисевич В.М.	114, 117
	•		

Ховайло В.В.	121	Шеляков А.В.	17
		Шилин А.Д.	20
Царенко Ю.В.	77, 148	Шилина М.В.	20
		Шмытько И.М.	12
Чегуров М.К.	83	Шмытько И.М.	6
Черепко А.Е.	25	Шотин С.В.	88
Черняева Е.В.	151, 154	Шут В.Н.	27, 31, 34, 38, 42
Чинокалов В.Я.	141		
Чувильдеев В.Н.	83, 86, 88	Юрченко В.М.	129
		Яковлев А.В.	54, 56, 58
Шахрай О.А.	12	Яркович В.М.	49
Шелег В.К.	92	-	

# СОДЕРЖАНИЕ

Клубович В.В., Жданок С.А., Рубаник В.В., Крауклис А.В., Мозжаров С.Е., Рубаник В.В. мл., Маркова Л.В. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ УГЛЕРОДНОГО НАНОМАТЕРИАЛА.	3-5
Классен Н.В., Кобелев Н.П., Колыванов Е.Л., Кедров В.В., Шмытько И.М., Клубович В.В., Кулак М.М. МЕХАНИЧЕСКОЕ, ХИМИЧЕСКОЕ И РАДИАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ОПТИЧЕ- СКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С ПОМОЩЬЮ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОЛИРОВКИ	6-8
Клубович В.В., Башметов В.С., Рубаник В.В., Завадич В.П., Коледа В.В., Рулинский В.А. МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТКАНЕЙ, МЕТАЛЛИЗИРОВАННЫХ МАГНЕ- ТРОННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ	9-11
Кедров В.В., Классен Н.В., Кобелев Н.П., Рыженков А.В., Покидов А.П., Соловьева И.В., Шахрай О.А., Шмытько И.М., Клубович В.В., Кулак М.М. УПРОЧНЕНИЕ ОРГАНИЧЕСКИХ И БИООРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НАНОЧАСТИЦАМИ	12-14
Клубович В.В., Рубаник В.В. Еремеев А.С., Луцко В.Ф. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ	15-17
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Петрова-Буркина О.А., Реснина Н.Н., Шеляков А.В., Беляев С.П. ТЕРМОЭДС В ТОНКИХ ЛЕНТАХ Ті <sub>50</sub> –Ni <sub>25</sub> –Cu <sub>25</sub> ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ	17-20
Рубаник В.В., Шилин А.Д., Салак А.Н., Рубаник В.В. мл., Шилина М.В. МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ПОРОШКА Zn <sub>2</sub> Al–V <sub>2</sub> O <sub>7</sub> С ПОМОЩЬЮ МОЩНЫХ УЛЬТРА- ЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ	20-22
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Белоцерковский М.А., Гамзеева Т.В. МИКРОСТРУКТУРА ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕН- НЫХ МОТОДОМ ГАЗОПЛАМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ	23-25
Белоцерковский М.А., Прядко А.С., Сосновский А.В. Черепко А.Е. ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНО ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИ- ЕЙ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ АКТИВИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ МЕ- ТАЛЛИЗАЦИИ	25-26
Клубович В.В., Шут В.Н., Кашевич И.Ф., Мозжаров С.Е., Трубловский В.Л. ПТКС ТЕРМОРЕЗИСТОРЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ ПОРОШКОВ, АКТИВИРОВАННЫХ УЛЬТРАЗВУКОМ	27-30
Шут В.Н. МИКРОСТРУКТУРА И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА BST КЕРАМИКИ, ЛЕГИ- РОВАННОЙ МАГНИЕМ	31-33
Шут В.Н., Гаврилов А.В., Ильющенко Д.А. ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ЭЛЕКТРОДОВ НА ТЕРМОУПРУГИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПТКС ТЕРМОРЕЗИСТОРАХ	34-37

Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. ВЫРАЩИВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ С ПОСЛОЙНО-ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	38-41
Шут В.Н., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л., Ильющенко Д.А. ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИКИ Ва <sub>1-х</sub> La <sub>x</sub> TiO <sub>3</sub> С СУБМИК- РОННЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА	42-45
Гладковский С.В., Бородин Е.М., Каманцев И.С., Смирнова С.В. ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИЗКОУГЛЕРОДИ- СТЫХ СТАЛЕЙ, МЕДИ, АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ	46
Гладковский С.В., Бородин Е.М., Слепцов О.И., Голиков Н.И., Каманцев И.С. РЕЗЕРВЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗ- КИХ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР	47-48
Гроховский В.И., Гладковский С.В. СТАТИЧЕСКАЯ И ДИНАМИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МЕТЕОРИТНОГО СПЛАВА Fe–17%Ni	48-49
Яркович В.М. КОСОУГОЛЬНОЕ ШЛИФОВАНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	49-50
Сарасеко М.Н., Рубаник В.В., Лобанов В.Ю. ПОКРЫТИЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТО- ДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ	51-53
Федоров В.А., Кузнецов П.М., Яковлев А.В. ОСОБЕННОСТИ ЭРОЗИОННОГО ФАКЕЛА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЛАЗЕРНОГО ИЗ- ЛУЧЕНИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ПОВЕРХНОСТЬ	54-55
Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Федоров В.А. ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ	56-57
Федоров В.А., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Плужников С.Н. ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ И НАВОДОРОЖИВАЮЩИХ СРЕД НА МЕХАНИЧЕ- СКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ С ВОЗДЕЙ- СТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА	58-60
Федоров В.А., Кочергина Ю.А., Карыев Л.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕТАЛЛА, ИМПЛАНТИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ, НА ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙ- СТВА ЩГК	60-63
Баханович А.Г. МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЗУБЬЕВ ЗУБЧАТО-РЕМЕННЫХ ПЕРЕДАЧ	64-66
Наркевич А.Л., Калинка А.Н., Ставров В.П. ТЕХНИКО-ЭКОНОМИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ И ВЫБОРА КОНСТРУКЦИ- ОННЫХ ПЛАСТМАСС	67-69
Ставров В.П., Наркевич А.Л., Карпович О.И., Купраш Е.А. СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СТЕРЖНЕЙ ИЗ СТЕКЛОАРМИРОВАННОГО ВТОРИЧ- НОГО ПОЛИЭТИЛЕНТЕРЕФТАЛАТА	69-71

Бахрачева Ю. С., Николаева Е.В. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ И КАЧЕСТВЕННЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕ- МЕНТАЦИИ СТАЛИ	71-73
Григорович К.В., Арсенкин А.М., Демин К.Ю. ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ РАЗЛИЧНЫМИ СОЧЕТАНИЯМИ КАРБОНИТ- РИДООБРАЗУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ВЯЗКОСТЬ СТАЛЕЙ ТРАНСПОРТНОГО НАЗНАЧЕНИЯ	73-74
Свириденок А.И., Кравцевич А.В., Бардаханов С.П., Лысенко В.И. ТЕРМОПЛАСТЫ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ	75-76
Свириденок А.И., Микулич С.И., Бардаханов С.П., Лысенко В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСПЕРСИЙ ПОЛИВИНИЛАЦЕТАТА НА ОСНОВЕ НАНОЧА- СТИЦ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ	76
Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Бобров В.П. СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО КАБЕЛЯ ПОСЛЕ ДЕФОРМА- ЦИИ С НАЛОЖЕНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	77-79
Волков А.Е., Евард М.Е., Таквинчин К.А., Викуленков А.В., Успенский Е.С. ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ УДАРНЫХ НАГРУЗОК В УСТРОЙСТВАХ КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	80-82
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Лопатин Ю.Г., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Мелехин Н.В., Пискунов А.В. СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ И КОРОЗИОННО- СТОЙКИЕ СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ И КОРРОЗИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ ДЛЯ АТОМНОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ	83-85
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сахаров Н.В., Смирнова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФРАГМЕНТАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕ- ТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	86-87
Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Шотин С.В., Котков Д.Н., Нохрин А.В. НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ КЕРАМИКИ ДЛЯ КОНСТРУКЦИ- ОННЫХ ПРИЛОЖЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ "SPARK PLASMA SINTERING"	88-89
Александров В.М., Лобачев В.А., Киршина Н.В. СПОСОБ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФАКТИЧЕСКОЙ ПЛОЩАДИ КОНТАКТА КОМПАКТНО- ГО И ПОРИСТОГО МАТЕРИАЛА В РЕЗУЛЬТАТЕ СИЛОВОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	89-91
Александров В.М., Лобачев В.А., Киршина Н.В., Шелег В.К., Бохан С.Г. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ФОРМИРОВАНИЯ НА ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПАКТНО-ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	92-94
Демидова И.В. РАЗВИТИЕ ПРИЛОЖЕНИЙ ЗАДАЧИ ЛАМЕ	95-97
Алиев О.М., Аждарова Д.С., Рагимова В.М., Бахшалиева Э.А., Кули-заде Э.С. СИСТЕМА YbPb <sub>3</sub> -PbTe	98

Баев А.Р., Майоров А.Л., Асадчая М.В., Коновалов Г.Е. ТРАНСФОРМАЦИЯ ПРОДОЛЬНОЙ ВОЛНЫ В ПОПЕРЕЧНУЮ И ПОВЕРХНОСТ- НУЮ МОДЫ В МЕТАЛЛАХ С УПРОЧЕННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ	99-101
Баев А.Р., Гуделев В.Г., Митьковец А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОПТОАКУСТИЧЕСКОГО КОНТРОЛЯ С ИС- ПОЛЬЗОВАНИЕМ КОНТАКТНЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ	102-104
Абрамова А., Геданкен А., Попов В., Оои Е-Х. РАЗРАБОТКА ОСНОВ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕК- СТИЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ С БАКТЕРИЦИДНЫМ НАНОПОКРЫТИЕМ	105-107
Зубчанинов В.Г., Гультяев В.И., Алексеев А.А. О ДОПУСКЕ НА ОСТАТОЧНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ПРЕДЕЛОВ ТЕКУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ	108-110
Максимович Е.С., Сакевич В.Н. ЗАВИСИМОСТЬ СВОЙСТВ ЭМУЛЬСИОННЫХ СМАЗОК ПРИ ОБРАБОТКЕ УЛЬТ- РАЗВУКОМ	111-113
Хвисевич В.М., Веремейчик А.И., Гарбачевский В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕР- ДЫХ ТЕЛ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТОДОМ ГРАНИЧНЫХ ИНТЕГРАЛЬНЫХ УРАВНЕНИЙ	114-116
Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Веремейчик А.И. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКИ С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБЪЕМНОЙ И ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ	117-120
Ховайло В.В., Головин И.С., Омори Т., Кайнума Р. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ FeMnAlNi	121
Ховайло В.В., Головин И.С., Омори Т., Кайнума Р. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ FeMnAlNi Мышляев М. М. МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	121 122
Ховайло В.В., Головин И.С., Омори Т., Кайнума Р. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ FeMnAlNi Мышляев М. М. МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. УЧЕТ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ В МОДЕЛИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	121 122 123-125
Ховайло В.В., Головин И.С., Омори Т., Кайнума Р. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ FeMnAlNi Мышляев М. М. МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. УЧЕТ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ В МОДЕЛИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Венец Ю.С. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ УСТОЙЧИВОСТИ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И МЕТАЛЛОВ	121 122 123-125 126-128
Ховайло В.В., Головин И.С., Омори Т., Кайнума Р. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ FeMnAlNi Мышляев М. М. МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. УЧЕТ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ В МОДЕЛИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Венец Ю.С. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ УСТОЙЧИВОСТИ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И МЕТАЛЛОВ Давыдова И.М., Мельник Т.Н., Юрченко В.М. НЕМОНОТОННАЯ СЕГРЕГАЦИЯ ПРИМЕСЕЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕ- СКИХ ПЛЕНКАХ	121 122 123-125 126-128 129-131
Ховайло В.В., Головин И.С., Омори Т., Кайнума Р. ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ FeMnAlNi Мышляев М. М. МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ УМЕРЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. УЧЕТ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ В МОДЕЛИ ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Венец Ю.С. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ УСТОЙЧИВОСТИ КОТЕЛЬНЫХ СТАЛЕЙ И МЕТАЛЛОВ Давыдова И.М., Мельник Т.Н., Юрченко В.М. НЕМОНОТОННАЯ СЕГРЕГАЦИЯ ПРИМЕСЕЙ В МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕ- СКИХ ПЛЕНКАХ Надежкин М.В., Косинов Д.А., Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Громов В.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОУГ- ЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	121 122 123-125 126-128 129-131 132-133

Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Мартусевич Е.А., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ В АЛЮМИНИИ НА ИЗМЕНЕНИЕ ЕГО МИКРОТВЕРДОСТИ В СЛАБЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	136-137
Бессонов Д.А., Воробьев С.В., Горбунов С.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Белоусова Я.В., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВО- ЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ 08X18H10T И 20X13 ПРИ УСТАЛОСТИ	138-139
Гришунин В.А., Воробьев С.В., Столбоушкина О.А., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ СТАЛИ Э76Ф ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	139-141
Волков К.В., Чинокалов В.Я., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Мясникова В.И., Громов В.Б.	
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ АРМАТУРЫ ПРИ СЛИТТИНГ-ПРОЦЕССЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ТЕРМОУПРОЧНЕНИИ	141-142
Коваленко В.В., Громов В.Е. ИСТОЧНИКИ ДАЛЬНОДЕЙСТВУЮЩИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЫСОКОУГ- ЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИИ	142-143
Коваленко В.В., Громов В.Е. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ВНЕШНЕГО УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	143-144
Коваленко В.В., Громов В.Е. ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ПСЕВДОПЕРЛИТА В УСЛОВИЯХ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕК- ТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	144-145
Тетюева Т.В., Иоффе А.В., Денисова Т.В. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ РЗМ СТАЛИ 13ХФА НА СТОЙКОСТЬ К БАКТЕ- РИАЛЬНОЙ КОРРОЗИИ	146
Тетюева Т.В., Иоффе А.В., Денисова Т.В. ПОВЫШЕНИЕ КООРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ РЗМ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ	147-148
Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Дородейко В.Г., Рубаник В.В. (мл.), Новиков В.Ю., Мосин А.В. ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ Си–Ад ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ВНУТРИМАТОЧНЫХ СПИРАЛЕЙ	148-150
Волков А.Е., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н., Клубович В.В., Рубаник В.В.,	
гуданик Б.Б.мл ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В СТАЛИ 20 ПОСЛЕ МОЩНОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	151-153
Волков А.Е., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н., Клубович В.В., Рубаник В.В.,	
Рубаник В.В.мл АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В СПЛАВЕ Д1 ПОСЛЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗ- ДЕЙСТВИЯ	154-156

Вьюненко Ю.Н. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ СИЛОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ	156-159
Самолетов В.Г. ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ОГНЕУПОРНЫХ СУХИХ СМЕСЕЙ.	159-161
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Траченко В.А. ФАКТОРЫ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	161-163
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кузько Е.И., Скородумов С.В., Траченко В.А., Папина К.Б., Ле Хай Нинь РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ОЦЕНКИ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ В СТАЛЯХ С РАЗНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ	163-165
Ушаков И.В., Сафронов И.С., Людчик О.Р. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК МНОГОКОМПОНЕНТНОГО АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИ- ЧЕСКОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА	165-168
Никифоренко В.Н. О ЛОКАЛЬНЫХ ЗОНАХ В ТВЕРДОМ ТЕЛЕ, ОБУСЛОВЛЕННЫХ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ	168-170
Витязь П.А., Леванцевич М.А., Рубаник В.В. СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАН- НЫХ ГИБКИМ ИНСТРУМЕНТОМ ИЗ ЛИТЫХ БАББИТОВ С ЛЕГИРУЮЩИМИ ДО- БАВКАМИ	171-173
Рубаник В.В., Рулинский В.А. ЭЛЕКТРОФРИКЦИОННОЕ ПЛАКИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ С ПО- МОЩЬЮ МЕТОДА ДПГИ	174-176
Мясоедов А.В. ИМПУЛЬСНАЯ ПЕРЕПОЛЯРИЗАЦИЯ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОМ КРИСТАЛЛЕ ГЕРМАНАТА СВИНЦА	177-179
Новиков В.А. ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФИЗИКО- МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРА	179-181
Джежора А.А., Рубаник В.В. МЕТОД ЗЕРКАЛЬНЫХ СХЕМ В ЗАДАЧАХ ЭЛЕКТРОСТАТИКИ	181-182
Киквидзе О.Г., Тулеугалиева Г.Б., Ерниязов М. ПОЛНЫЙ ФАКТОРНЫЙ ПЛАН ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ	182-184
Саркеева А.А. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ СТРУКТУРНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	185-188
Кулак М.М., Платонов Л.Л., Румянцева И.Н. АНАЛИЗ ПОРИСТОСТИ БОРИДОВ ТИТАНА ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	188-190

Клубович В.В., Кулак М.М., Румянцева И.Н. О ПОРАХ И ТВЕРДОФАЗНОМ ПРОДУКТЕ СИСТЕМЫ Ті–Si, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ СВС	191-193
Ульшин С.В., Ульшин В.И., Подрезов Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННОЙ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СКО- РОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РАСПЫЛЕНИИ БЫСТРО- РЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5Ф3	194-195
Именной указатель	196-198
Содержание	199-205

Научное издание

53 Международная научная конференция

«Актуальные проблемы прочности»

Материалы конференции, часть 2,

2-5 октября 2012 года Витебск, Беларусь

Все работы публикуются в авторской редакции.

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е.В.

Подписано в печать 10.09.2012. Печать ризографическая. Гарнитура Times New Roman. Усл. печ. листов 32.5. Уч.-изд. листов 25.7. Формат60х90 1/16. Тираж150 экз. Заказ № 381

Выпущено издательским отделом ЦИТ ВГТУ УО «Витебский государственный технологический университет» **210035, Республика Беларусь, г. Витебск, Московский пр-т, 72** Лицензия № 02330/0494384 от 16.03.2009 г.