

Рисунок 2- Характерный вид диаграмм деформирования по стандартной (1) и скорректированной (2) методикам расчета при сжатии соляных образцов различной геометрической конфигурации

По скорректированным диаграммам деформирования определялись прочностные показатели, используемые для проведения сравнительного анализа, результаты которого представлены на диаграммах (рис. 3).

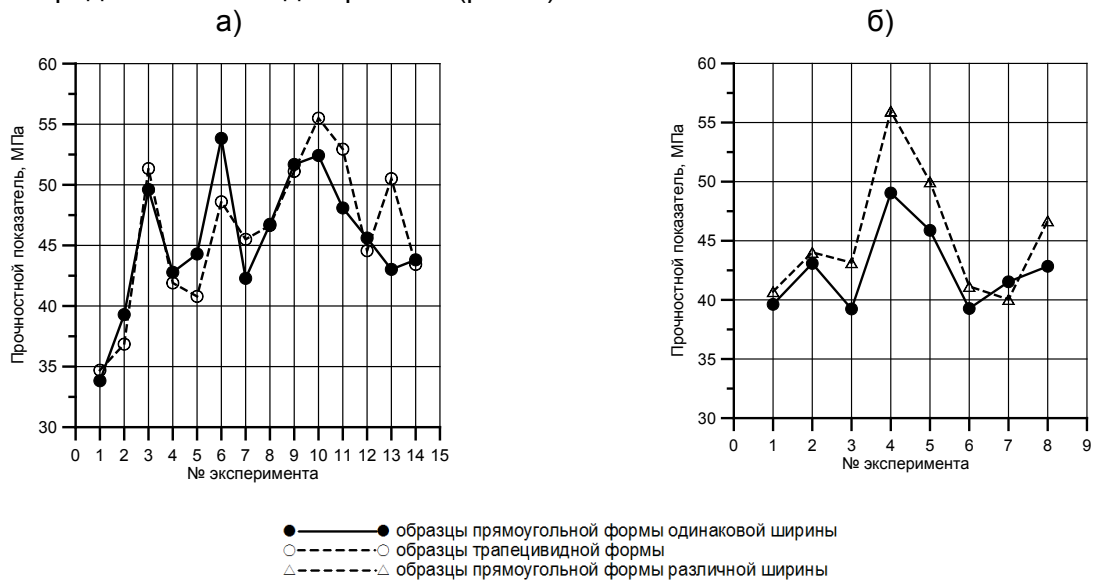


Рисунок 3 - Результаты сопоставительных испытаний образцов первой и второй серии: а - трапециевидной и прямоугольной формы; б - прямоугольной формы и прямоугольной формы различной ширины

Анализ результатов экспериментального определения предела прочности по скорректированным диаграммам деформирования, позволил установить, что в среднем для первой серии испытаний предел прочности прямоугольных образцов одинаковой ширины и образцов трапециевидной формы близки между собой (приблизительное отличие один процент). Для второй серии испытаний установлены повышенные прочностные показатели прямоугольных образцов различной ширины по сравнению с прямоугольными образцами одинаковой ширины (приблизительное отличие пять процентов). Таким образом, результаты проведенных исследований позволяют говорить о целесообразности применения неравномерной выемки с оставлением прямоугольных целиков различной ширины.

1. Барях А.А., Асанов В.А., Паньков И.Л. Физико-механические свойства соляных пород Верхнекамского калийного месторождения: учеб. пособие – Пермь: Изд-во Перм. гос. техн. ун-та, 2008. – 199 с.
2. ГОСТ 21153.2-84. Породы горные. Методы определения предела прочности при одноосном сжатии.

**НОВЫЕ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ:
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ**

Викарчук А.А., Грызунова Н.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

E-mail: gryzunova-natalja@yandex.ru

В настоящее время, наиболее опасными источниками заражения окружающей среды, являются сточные воды, образующиеся на нефтехимических предприятиях, аэропортах страны и полигонах захоронения твердых бытовых отходов.

Такие воды даже после стандартной очистки (механической, физико-химической, биологической) содержат токсические вещества (фенол, этиленгликоль, формальдегид, гексанол, стойкие органические соединения и др.) в концентрациях, превышающих предельно допустимые значения в десятки раз. Поэтому проблема доочистки сточных вод до нормативных требований с целью их повторного использования является актуальной.

Наиболее перспективными, энерго- и ресурсосберегающими, экологически чистыми и безопасными считаются мембранные и окислительно-деструктивные технологии очистки сточных вод, в частности мембранно-фотокаталитические, которые не создают вторичных отходов. Их внедрение в практику очистки загрязненных вод сдерживается отсутствием недорогих и эффективных каталитически активных, способных длительно работать без регенерации при комнатных температурах и атмосферном давлении. Разработке, исследованию и испытанию именно таких функциональных материалов (катализаторов, фотокатализаторов) на основе металлов, посвящена данная работа.

Известно [1-3], что каталитическая активность металлических материалов зависит от химического состава вещества, удельной поверхности материала, структуры и особенности морфологии поверхности кристаллов из которых состоит катализатор. Во многих работах показано [4,5], что увеличение поверхности катализатора за счет изменения размеров кристаллов, их формы на 400% увеличивает их каталитическую активность всего на 2%. В тоже время в ряде работ показано [1], что изменение огранки кристаллов, существенно влияет на их каталитическую активность.

Поэтому при создании новых каталитически активных металлических материалов нами используется концепция, основанная на идеи о том, что каталитическая активность металлических материалов определяется не только удельной поверхностью, но и сильно зависит от дефектной структуры, особенностей морфологии поверхности (числа вершин, граней, ступеней и др.) и специфической огранки кристаллов, из которых состоят катализаторы.

Используя принцип структурного соответствия катализатора с адсорбирующим веществом [1], нами экспериментально было показано, что грани {111} в медных кристаллах действительно обладают более высокой активностью по сравнению с гранью {100} [6,7]. На рисунке 1а показаны обычные (с ГЦК-решеткой) кристаллы меди, ограненные плоскостями {100} и {111}, на которых было проведено каталитическое восстановление нитробензола в анилин. Как видно после реакции грани кристалла типа {100} остаются пассивными (рис. 1 а), в то время как на кристаллографических плоскостях {111} и меди интенсивно образуются продукты окисления (рис. 1 а), что свидетельствует о высокой каталитической активности граней {111} в данном процессе. В других реакциях более активными могут быть другие грани [8,9]. Основываясь на вышеперечисленных идеях и положениях, нами созданы весьма

эффективные катализаторы на основе меди, имеющие дефектную структуру, развитую поверхность, специфическую огранку, проявляющие высокую каталитическую активность в процессах деструкции органических загрязнений, находящихся в воде.

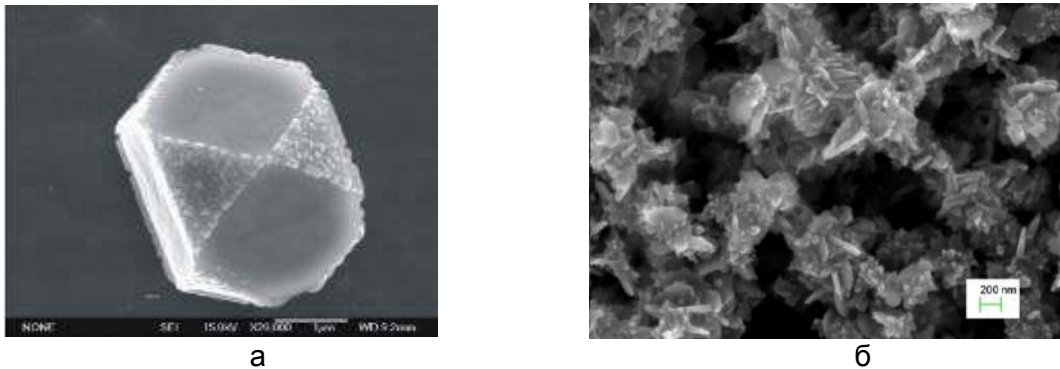


Рисунок 1- Продукты реакции на грани {111} кристалла меди после реакции синтеза анилина из нитробензола (а); микрофотография полученных микрочастиц ZnO до отжига (б)

Также нами были получены фотокатализаторы на основе частиц ZnO и исследовано влияние их дефектной структуры и полей напряжений от дефектов кристаллического строения на каталитическую активность. Порошки фотокатализатора из микрочастиц ZnO, со средним размером 570 нм создавали гидротермальным методом (рис. 1 б).

Полученные микрочастицы ZnO были охарактеризованы на предмет морфологии, размера, химического состава, кристаллической структуры, термодинамических и оптических свойств. Распределение по размерам микрочастиц было установлено методом лазерной дифракции (Sald 2300 Shimadzu), морфология - методом сканирующей электронной микроскопии (CarlZeissSigma, Германия), внутренняя структура - при помощи рентгеновской дифракции (Shimadzu XRD 7000, Япония), химический состав - методом рентгенофлуоресцентной спектрометрии (EDX 8000 Shimadzu), ширина запрещенной зоны микрочастиц была установлена методом диффузионного отражения при помощи спектрофотометра (UV-2600 Shimadzu).

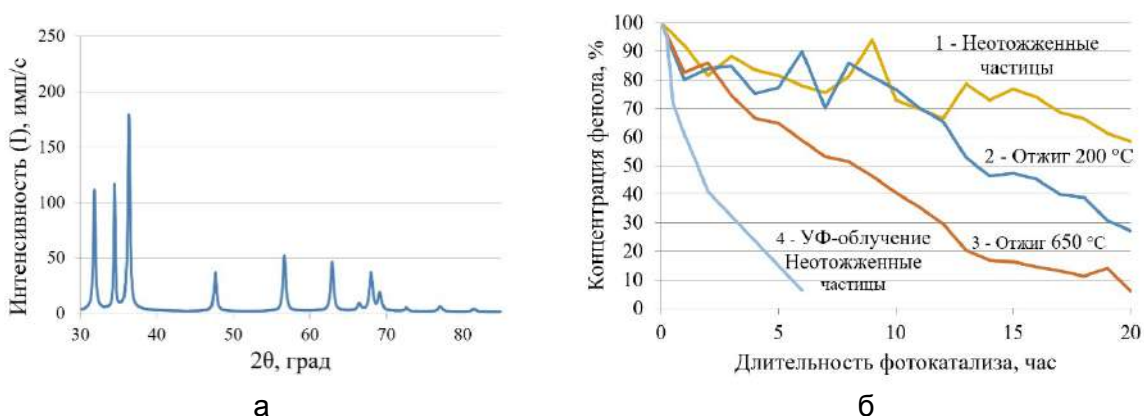


Рисунок 2 - Рентгенограмма (а) и разложение фенола под действием солнечного света (б)

Рентгеновский анализ образца показал (рис. 2 а), что кристаллическая решетка исходных образцов представляет собой оксид цинка в структуре вюрцита, пространственная группа P63mc. Области когерентного рассеяния варьировались от 50 до 125 нм, отношение параметров решетки $c/a=1,602$. Далее был осуществлен отжиг порошков при температурах 200 °С, 650 °С и 1000 °С. Оптимальные температуры отжига определялись при помощи дифференциального калориметра.

Испытания на фотокаталитическую активность были проведены на примере реакции окисления фенола. Микрочастицы диспергировались в растворе при помощи ультразвука в количестве 1г/л. Результаты фотокаталитических исследований представлены на рисунке 2 б.

Исследования показали, что интенсивное разложение фенола происходит как под действием солнечного света, так и под действием ультрафиолетового излучения. Увеличение температуры отжига до 650°C привело к возрастанию фотокаталитической активности частиц (рис. 2 б). Отжиг при более высоких температурах способствовал рекристаллизации субструктуры, перераспределению дислокаций и снижению микроискажений и уменьшению фотокаталитической активности частиц.

В работе показано, что разработанные катализаторы и фотокатализаторы весьма эффективны и могут использоваться при очистке сточных вод промышленных предприятий загрязненных токсической органикой (в частности фенола). Преимущество созданных в рамках работы катализаторов состоит в том, что они активны по сравнению с аналогами, в сотни раз, а фотокатализаторы на основе оксидов металлов работают уже при видимом электромагнитном излучении.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, г/з №16.2314.2017/4.6.

Список литературы

1. Мишаков И.В. Введение в катализ [Текст]: учеб. пособие для учащихся ВУЗов / Мишаков И.В., Лихолобов В.А. – Новосибирск: изд-во НГУ, 2015. – 67 с.
2. В.В. Болдырев Управление химическими реакциями в твердой фазе // Соросовский образовательный журнал № 5, 1996. С. 49-55.37 из дисс.
3. В.И. Савченко, К.А. Дадаян, В.П. Иванов, Г.К. Боресков Изучение хемосорбции и взаимодействия кислорода и водорода на никеле // Проблемы кинетики и катализа, 17, 1978, С. 115.
4. Somorjai G. A.//The Physical Basis for Heterogeneous Catalysis.— N. Y.: Plenum-Press, 1975.— P. 395—410.
5. Ertl G., Koch J.//Catalysis: Proc. Fifth. Intern. Congr. on Catalysis.— Amsterdam etc.— 1973.— V. 2.— P. 969—979.
6. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Степанов С.В., Романов А.Е. Перспективные материалы с развитой поверхностью, предназначенные для очистки сточных вод промышленных предприятий // Материаловедение. 2017. № 9(246). С. 13-18.
7. Gryzunova, N.N., Denisova, A.G., Yasnikov, I.S., Vikarchuk, A.A. Preparation of materials with a developed surface by thermal treatment and chemical etching of electrodeposited icosahedral small copper particles // Russian Journal of Electrochemistry., 2015., Vol. 51, Issue 12., pp 1176-1179.
8. Li S., Scaranto J., Mavrikakis M. О структурной чувствительности разложения муравьиной кислоты на Сукатализаторах // Top Catal, 2016. –Vol. 59. –P.1580-1588.
9. Nakano H., Nakamura I., Fujitani T., Nakamura J. Structure-dependent kinetics for synthesis and decomposition of formates species over Cu (111) and Cu (110) model catalysts // J. Phys Chem B, 2001. – Vol. 105(7). – P.1355-1365.

ЭВОЛЮЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ С АНИЗОТРОПНОЙ СТРУКТУРОЙ

Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г.
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
E-mail: gryzunova-natalja@yandex.ru

Области применения тонких металлических пленок, слоев и покрытий во многих случаях обуславливаются их морфологией поверхности. Например, известно [1-3], что именно геометрические и структурные особенности каталитических никелевых слоев и покрытий (толщина слоя, средний размер зерна, величина площади его поверхности и т. д.) определяют размерные и структурные характеристики синтезируемых на них углеродных наноматериалов — нанотрубок и графенов. В других исследованиях [4], показано, что получение никелевых волокон с развитой поверхностью позволяет их использовать в качестве электродной основы для химических источников тока. А в работах [5-7] описаны возможности получения никелевых покрытий состоящих одинаково ориентированных наноконусов без использования шаблона, которые обладают супергидрофобной поверхностью.

Такие микро- и наноструктурированные металлические поверхности могут использоваться в различных областях науки и техники, в частности в микроэлектронике, для создания солнечных элементов или в качестве катализаторов [8-10]. В ряде работ, было описано большое разнообразие применяемых технологий для производства металлических микро- или наноструктур, включая гальванопластику, лазерную обработку, химическое травление с использованием барьера для травления и др [11]. Однако эти технологии требуют продолжительного времени и значительных затрат на изготовление металлических микро- или наноструктур определенным образом ориентированных. Ранее в работе [12] мы уже обсуждали морфологические особенности строения нано- и микрокристаллов никеля с пентагональной симметрией, которые формируются в процессе электроосаждения при варьировании технологических параметров.

Настоящая же работа посвящена описанию основных условий, влияющих на анизотропию роста кристаллов никеля и формирование нано- и микроконусов в электролитическом покрытии во время электроосаждения на микросетки из нержавеющей стали.

В работе электроосаждение никеля проводилось в двухэлектродной электрохимической ячейке, а в качестве источника тока использовался потенциостат P150J фирмы Elins (Россия). Как правило, для нанесения никеля на поверхность стальных изделий, для улучшения адгезии осаждаемого металла на изделие, предварительно наносится тонкий слой меди, который в свою очередь играет роль подложки. В данной работе в качестве катода-подложки использовалась микросетка из нержавеющей стали марки 12X18H10 без предварительно нанесенного слоя меди, размером 1x1 см, диаметром проволоки 30 мкм и ячейками в плетении 40 мкм. Микросетка была предварительно очищена в ультразвуке, затем промыта в дистиллированной воде в течение 2 минут и высушена в струе горячего воздуха. В качестве анода использовалась никелевая пластина марки НПА-1 с размерами 3x4 см. Электролит для осаждения никеля состоял из 1.5 М NiSO₄·7H₂O (ЗАО «НПО Экрос», Россия) и 1,5 М CaCl₂ (ЗАО «Химреактив», Россия), рН электролита составлял 4,0±0,2.

Электроосаждение проводилось при плотности тока 30 мА/см² и температуре электролита 60°С, которая поддерживалась термостатом. Время электроосаждения увеличивали с шагом в 60с.

Исследование морфологии поверхности никелевых покрытий проводилось на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Carl Zeiss Sigma (Германия).

Эксперименты показали, что уже через 10 секунд после начала электроосаждения поверхность микросетки примерно на 80% покрылась монослоем кристаллов никеля, размеры которых в среднем составляли 50-70 нм. А через 60 с от начала электроосаждения, вся поверхность микросетки была покрыта монослоем кристаллов никеля, причем их размер в покрытии имел разброс примерно от 45 нм до 180 нм. Опытным путем установлено, что только через 120 с после начала электроосаждения формируется сплошное никелевое покрытие из кристаллов в виде конусов. Размеры основания конусов, при этом варьировались от 80 нм, до 500 нм. Высота таких конусов (за это время электрокристаллизации), достигала 300-500 нм. Причем четко выраженной огранки у них не наблюдалось.

На рисунке 1 показаны СЭМ изображения морфологии поверхности электролитического никеля через 600 с после начала электроосаждения, на которых можно наблюдать анизотропную структуру поверхности никеля.

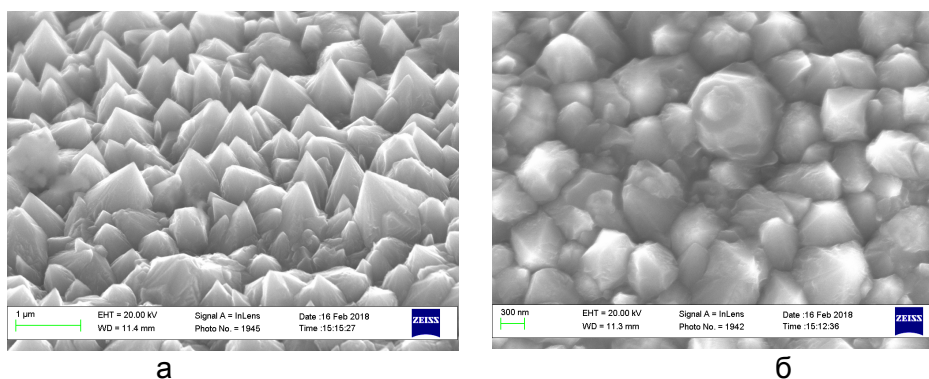


Рисунок 1- Морфология поверхности электролитического никеля через 600 с после начала электроосаждения

Полученные экспериментальные данные позволили предположить, что в течение первых секунд электроосаждения (при данной температуре электролита) происходит интенсивное образование трехмерных зародышей на поверхности микросетки, т.е. реализуется механизм зародышевого роста (Фольмера-Вебера), который характерен для слабой адгезии осаждаемого металла с подложкой. Однако сформировавшиеся зародыши и кристаллы из них имеют ограничения в росте, обусловленные ингибирующим действием CaCl_2 на поверхность никеля. Ингибирующее действие CaCl_2 связано с его адсорбционным взаимодействием с осаждаемым металлом. При этом хлорид кальция практически не адсорбируется на поверхности нержавеющей стали и поэтому становится энергетически выгодным образование новых трехмерных зародышей на поверхности микросетки, а не существенное разрастание уже сформировавшихся кристаллов никеля. По нашему мнению, именно по этой причине уже через 10-30 секунд мы наблюдаем на поверхности микросетки монослой кристаллов никеля, отсутствие конусов на их поверхности и не существенный разброс по размерам. Затем, когда поверхность микросетки полностью покрылась кристаллами никеля, происходит ингибирование роста определенных кристаллографических граней кристаллов никеля за счет молекул адсорбата. Авторы работ [5,6] называют этот процесс укупоркой. CaCl_2 адсорбируясь на поверхности грани (200) ограничивает рост кристаллов вдоль нее. Это явление способствует анизотропному росту электроосажденной структуры никеля вдоль кристаллографического направления [111] и приводит к образованию конусов на поверхности электроосажденного никеля.

Таким образом, в работе проанализированы результаты экспериментов эволюции формирования никелевых покрытий с анизотропной структурой. Показано, что при определенных режимах электроосаждения на микросетках из нержавеющей стали, без создания на ее поверхности подслоя из меди, можно получить никелевые покрытия, состоящие из конусов ориентированных вдоль направления [111].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-02-00517а

Список литературы

1. В.С. Протопопова, С.Е. Александров, А.П. Шаганов, С.В. Лесин Исследование морфологии никелевых слоев, полученных из бис-(этилциклопентадиенил) никеля // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование 4' 2012. С. 116-121.
2. M. Chowalla, B.K. Teo, C. Ducati, N.L. Rupesinghe, and etc. Growth process conditions of vertically aligned carbon nanotubes using plasma enhanced chemical vapor deposition // J. Appl. Phys.,— 2001.— Vol. 90, № 10.— P. 5308–5317.
3. A.J. Pollard, R.R. Nair, S.N. Sabki, C.R. Staddon, and etc. Formation of Monolayer Graphene by Annealing Sacrificial Nickel Thin Films // J. Phys. Chem. C Letters.— 2009.— № 113(38).— P. 16565–16567.
4. Патент RU № 2475896 «Способ получения никелевой волоконной электродной основы с развитой поверхностью волокон для химических источников тока и полученная этим способом никелевая волоконная основа электрода» / Морозов М.В., Гильмутдинов А.Х., № 2011118218/07. Заявл. 05.05.2011, опублик. 20.02.2013.
5. Jae Min Lee, Kyung Kuk Jung, Sung Ho Lee, Jong Soo Koa, One-step fabrication of nickel nanocones by electrodeposition using $\text{CaCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ as capping reagent // Applied Surface Science 369 (2016) 163–169.
6. Tao Hang, Ming Li, Qin Fei and Dali Mao Characterization of nickel nanocones routed by electrodeposition without any template // Nanotechnology 19 (2008) 035201 (5pp).
7. Tao Hang, Huiqin Ling, Anmin Hu, z and Ming Li Growth Mechanism and Field Emission Properties of Nickel Nanocones Array Fabricated by One-Step Electrodeposition // Journal of The Electrochemical Society, 157 _12_ D624-D627 _2010.
8. N. Bozorgan, M. Shafahi, Performance evaluation of nanofluids in solarenergy: a review of the recent literature, Micro Nano Syst. Lett. 3 (2015) 1–15.
9. J.M. Lee, S.H. Lee, J.S. Ko, Influence of open area ratio on microstructure shape in Cu–Ni alloy electrodeposition, Appl. Phys. A 118 (2015) 579–585.
10. X.G. Wen, Y.T. Xie, C.L. Choi, K.C. Wan, X.Y. Li, S.H. Yang, Copper-based nanowire materials: templated syntheses, characterizations, and applications, Langmuir 21 (2005) 4729–4737.
11. S.M. Lee, I.D. Jung, J.S. Ko, The effect of the surface wettability of nanoprotusions formed on network-type microstructures, J. Micromech. Microeng. 18 (2008) 125007.
12. Gryzunova N.N., Vikarchuk A.A., Shafeev M.R., Turkov M.N. Disclination nature of nano- and microcrystals with pentagonal symmetry formed during nickel electrodeposition // Russian Physics Journal. Vol. 59. No. 10. 2017. Pp. 1528-1531.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЖЕСТКОСТИ ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ГЕОМАТЕРИАЛОВ

Паньков И.Л., Безматерных М.Д.
ПНИПУ, г. Пермь, Россия, *marinka5657@mail.ru*

Геомеханическое обоснование безопасных условий разработки месторождений полезных ископаемых основано на достоверной информации о значениях механических показателей горных пород (геоматериалов), получаемых в ходе лабораторных исследований, осуществляемых на испытательном оборудовании, позволяющем проводить эксперименты при различных режимах и схемах нагружения. В тоже время, исходя из особенностей нагружения подземных конструкций в качестве основных, как правило, принимаются характеристики, полученные при испытаниях на прессе по схеме одноосного сжатия.

Определение деформационных показателей, основными из которых являются модули деформации (упругости) геоматериалов, получаемые на различных участках диаграммы нагружения, можно проводить двумя способами. Первый способ основан на применении контактных или бесконтактных датчиков деформации, фиксирующих смещение участка поверхности образца. Второй способ основан на непосредственном измерении перемещений, осуществляемом по траверсам прессы, согласно которому абсолютная деформация образца определяется по формуле:

$$u_{обр} = u_c - u_{ж}, \quad (1)$$

где u_c – общая деформация системы «пресс – образец»; $u_{ж}$ – деформация испытательного оборудования, обусловленная его жесткостью.

Особенности деформирования большинства горных пород (шелушение боковых поверхностей, интенсивное трещинообразование и динамическое разрушение образцов) может привести к недостоверным измерениям, а также выходу из строя измерительной системы, что не позволяет в полной мере использовать преимущества датчиков деформаций. При измерении деформаций вторым способом, основные сложности связаны с учетом жесткости испытательного оборудования. Большинство исследователей, занимающихся данным вопросом, принимают жесткость прессы как постоянную величину во всем интервале изменения действующей нагрузки [1, 2, 3]. При этом, взаимосвязь перемещения и нагрузки описывается уравнением (рис. 1, прямая 1):

$$u_{ж} = \frac{F}{K}, \quad (2)$$

где F – нагрузка; K – жесткость «идеального» прессы, не имеющего люфтовых смещений.

В тоже время, наличие люфтов в узлах испытательного оборудования приводит к появлению дополнительного смещения, обуславливающего нелинейную взаимосвязь между нагрузкой и перемещением, характерный вид которой показан на рис.1, (кривая 2). При этом диаграмма деформирования прессы с достаточно высокой степенью точности описывается уравнением вида:

$$F = K \frac{u_{ж}^2}{u_{ж} + u_{л}} \quad (3)$$

где $u_{л}$ – суммарная величина люфтовых смещений в узлах испытательного оборудования.

График уравнения (3) с увеличением нагрузки асимптотически приближается к линейной зависимости вида (рис.1, прямая 3):

$$F = K(u_{ж} - u_{л}). \quad (4)$$

Согласно уравнению (3) деформация прессы в зависимости от нагрузки, действующей на образец, определяется выражением:

$$u_{ж} = \frac{F + \sqrt{F^2 + 4KFu_{л}}}{2K}. \quad (5)$$

Учет влияния жесткости испытательного оборудования на деформационные показатели геоматериалов проводился с помощью линейной (2) и не линейной (5) зависимостей. Также, в качестве сопоставления, проводилось определение показателей без учета жесткости. Эксперименты на сжатие образцов геоматериалов проводились на электромеханических прессах Zwick/Z250 ($F_{max}= 250$ кН, $K=140$ кН/мм, $u_{л}=0,2$ мм) и Zwick/Z400 ($F_{max}= 400$ кН, $K= 320$ кН/мм, $u_{л}=0,1$ мм). Определение механических показателей проводилось по кривым нагружения, построенных в координатах «напряжение (σ) – относительная деформация (ϵ)», по схеме, приведенной в работе [4], (рис. 2).

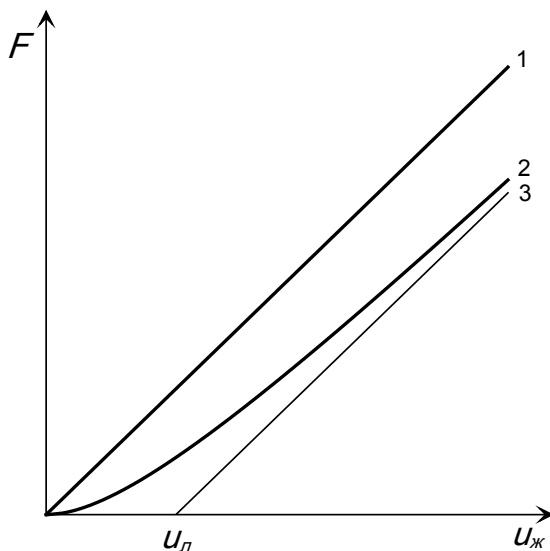


Рисунок 1 - Характерный вид линейной (1) и нелинейной (2) жесткости испытательного оборудования при определении абсолютной деформации образца

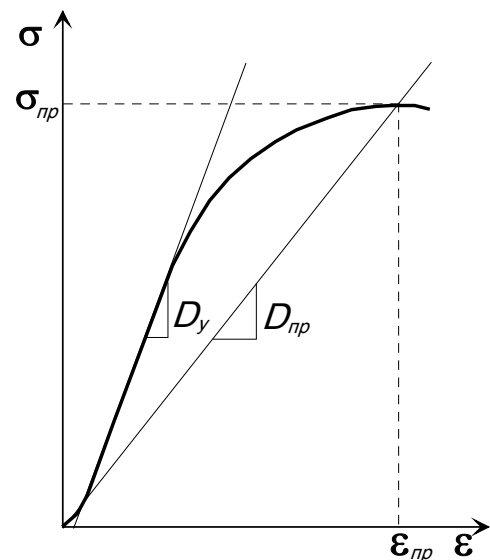


Рисунок 2 - Схема определения механических показателей геоматериалов

При сопоставительном анализе учитывался предел прочности ($\sigma_{пр}$), разрушающая деформация ($\epsilon_{пр}$), начальный модуль деформации (D_y) и предельный модуль деформации ($D_{пр}$). Результаты определений для различных типов горных пород приведены в табл. 1.

Таблица 1 - Результаты учета жесткости испытательного оборудования при определении деформационных показателей геоматериалов

Порода	Показатели деформирования									
	$\sigma_{пр}$, МПа	Без учета жесткости			Линейная жесткость			Нелинейная жесткость		
		$\varepsilon_{пр}$, %	D_y , ГПа	$D_{пр}$, ГПа	$\varepsilon_{пр}$, %	D_y , ГПа	$D_{пр}$, ГПа	$\varepsilon_{пр}$, %	D_y , ГПа	$D_{пр}$, ГПа
Андезитовый порфирит	12,7	0,98	3,0	1,3	0,91	3,5	1,4	0,85	4,2	1,5
Туф	14,8	0,57	3,3	2,6	0,49	4,1	3,0	0,43	4,7	3,4
Туффит	30,6	0,47	9,2	6,5	0,30	19,0	10,1	0,23	25,5	13,4
Сильвинит красный	33,6	7,31	0,8	0,5	5,97	1,2	0,6	5,65	1,3	0,6
Каменная соль	35,6	6,21	0,7	0,6	4,83	1,0	0,7	4,51	1,1	0,8
Скарн	120, 5	1,41	10,7	8,6	0,72	27,5	16,7	0,63	29,0	19,2
Брекчия	184, 7	1,59	12,7	11,6	0,55	45,3	33,6	0,45	47,9	40,6

Анализ результатов проведенных исследований показал, что при определении деформационных показателей геоматериалов необходимо учитывать влияние жесткости испытательного оборудования. Введение в расчет линейной жесткости позволяет скорректировать значения начального и предельного модуля деформации на 10–250 % по сравнению с результатами, полученные без учета жесткости пресса. В свою очередь, учет нелинейной жесткости позволяет еще на 5–35 % уточнить величины данных показателей. Это существенно увеличивает достоверность информации по физико-механическим характеристикам горных пород, использующихся при геомеханическом обосновании безопасных условий разработки месторождений полезных ископаемых.

Список литературы

1. Введение в механику скальных пород: Пер. с англ. / Под ред. Х. Бока. – М.: Мир, 1983. – 276 с.
2. Баклашов И.В. Геомеханика: Учебник для вузов. В 2 т. – М.: МГУ, 2004. – Т.1. Основы геомеханики. – 208 с.
3. Ставрогин А.Н., Тарасов Б.Г. Экспериментальная физика и механика горных пород. – СПб.: «Наука», 2001. – 343 с.
4. Барях А.А., Асанов В.А., Паньков И.Л. Физико-механические свойства соляных пород Верхнекамского калийного месторождения: учеб.пособие. – Пермь: Изд-во ПГТУ, 2008. – 199 с.

МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ

¹Степович М.А., ^{2*}Шипко М.Н., ^{3*}Коровушкин В.В., ^{3**}Савченко Е.С.,
^{2**}Тихонов А.И., ^{2***}Корнев И.А.

¹ *Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского, Калуга, Россия, e-mail: m.stepovich@rambler.ru*

² *Ивановский государственный энергетический университет им. В.И. Ленина, Иваново, Россия, e-mail: *michael-1946@mail.ru, **aitispu@mail.ru, ***kornevispu@gmail.com*

³ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия: e-mail: *krvsch@mail.ru, **savchenkoelena@ya.ru*

Ранее [1,2] показано, что импульсные электромагнитные воздействия могут приводить к существенным изменениям в структуре и свойствах твёрдых тел. В настоящей работе изложены некоторые результаты использования магнитоимпульсной обработки (МИО) для модификация свойств и структуры ферромагнитных материалов. Методами рентгеноспектрального микроанализа, мёссбауэровской спектроскопии, магнитометрии исследованы структура и магнитные свойства ферромагнитных материалов после их МИО. Объектами исследования служили упорядочивающиеся сплавы Fe-Si-Al (сендаст), магнетит Fe₃O₄, ферриты с гексагональной структурой (BaFe₁₂O₁₉ и SrFe₁₂O₁₉), монокристаллические плёнки Y₃Fe₅O₁₂, аморфные сплавы Fe-Si-B, Al-Fe-Ni, полиморфные модификации оксидов железа. МИО осуществляли в импульсном магнитном поле напряжённостью 10-30 кА/м с длительностью импульсов 0,1-0,2 с и интервалом между импульсами 1-2 с. Часть из полученных результатов экспериментальных исследований со ссылками на ранее опубликованные работы приведена в [3, 4], а результаты последних исследований – в работах [5-11]. В целом полученные результаты указывают на заметные изменения параметров мёссбауэровских спектров и физико-химических свойств исследованных ферромагнитных материалов. Такие изменения связаны с упорядочением атомов точечных и линейных дефектов, имеющих в ферромагнитных материалах. Наиболее отчётливо эти процессы прослеживаются для сплава Fe-Si-Al (сендаст) и магнетита, для которых наблюдается повышение порядка в расположении атомов Si и Al в объёмно-центрированной решётке сплава и ионов Fe³⁺ и Fe²⁺ в шпинельной структуре магнетита. Различная степень упорядочения катионов и вакансий способствует формированию модификации Fe₃O₄, свойственной низкотемпературному состоянию. Изменение структурных состояний материалов сопровождается повышением намагниченности насыщения, остаточной индукции, уменьшением коэрцитивной силы, что весьма важно для практического применения при производстве устройств нового поколения. В качестве примера результатов наших последних исследований в таблице приведены данные исследования магнитных характеристик образцов аморфной электро-технической стали до (0 импульсов) и после её МИО. Наиболее отчётливо влияние МИО прослеживается на значениях удельной намагниченности насыщения σ_s , коэффициента прямоугольности σ_r/σ_s и площади петли магнитного гистерезиса. Максимальное увеличение удельной намагниченности σ_s (на 30%), остаточной намагниченности σ_r (на 58%) наблюдается после воздействия 20 импульсами. После МИО регистрируются и наиболее высокие значения коэффициента прямоугольности петли магнитного гистерезиса, при этом её площадь и коэрцитивная сила практически не изменяются. Учитывая, что коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса может увеличиться за счёт изменения ориентации векторов спонтанной намагниченности микрообъёмов аморфного материала, можно предположить возможность изменения анизотропии фольги при её МИО. Такое предположение отвечает росту величины коэрцитивной силы H_c , вклад в которую вносит магнитоупругая анизотропия и анизотропия упорядоченных пар. Такие изменения могут быть связаны с изменением ближнего порядка в расположении магнитоактивных атомов, что отвечает результатам мёссбауэровских исследований образцов, выполненных при температурах 300K и 87K.

Таблица – Результаты исследования магнитных характеристик образцов аморфной электротехнической стали до (0 импульсов) и после её магнитоимпульсной обработки

Число импульсов	Удельная намагниченность насыщения σ_s , А×м ² /кг	Остаточная намагниченность σ_r , А×м ² /кг	Коэрцитивная сила H_c , кА/м	Площадь петли, А×м ² /кг	Отношение остаточной намагниченности к намагниченности насыщения σ_r/σ_s
0	130	10,60	2,3	1,3	0,079
10	134	10,62	2,3	1,3	0,079
20	168	16,77	2,5	1,3	0,1
30	154	11,02	2,8	1,7	0,072
50	140	12,76	2,3	2,2	0,091

По данным мёссбауэровской спектроскопии, наблюдаемая трансформация магнитных свойств сплавов связана с перестройкой их кристаллической структуры и появлением модификаций с более высоким уровнем магнитных свойств. Иницирующее влияние магнитного поля на такую перестройку обеспечивается понижением внутренних напряжений, изменением характера косвенного обменного взаимодействия, что способствует повышению намагниченности и уменьшению их коэрцитивной силы. Упорядочение атомов и формирование новых конфигураций ближнего порядка при МИО отчётливо прослеживается при исследовании аморфных сплавов Fe-Al-Ni, Fe-B-Si, ферритов-гранатов, физико-химические свойства которых могут достигать большого разнообразия, в результате изменения их ближнего порядка после МИО. В результате для аморфных сплавов после их МИО наблюдается появление дополнительных компонент мёссбауэровских спектров от атомов Fe, связанных с упорядочением сплава и изменением состояния магнитоактивных атомов. Это отчётливо проявляется на изменении вида и параметров петель магнитного гистерезиса после их МИО. Их изменения убедительно указывает на повышение уровня наведённой анизотропии, обусловленной упорядочением магнитно-активных атомов в процессе обработки. В свою очередь процесс перераспределения ионов Fe³⁺ между октаэдрическими узлами с различным искажением лигандного окружения в структуре феррита-граната и преимущественная локализация катионных вакансий в октаэдрах, для которых направление локального магнитного поля совпадает с направлением оси градиента электрического поля (ГЭП), способствует повышению намагниченности этих материалов. По данным мёссбауэровской спектроскопии, процесс магнитного упорядочения оказывает влияние на фонный спектр и, как следствие, на упругие параметры и физико-механические свойства магнитных материалов.

Полученные данные указывают, что причиной изменения физико-химических свойств и структурного состояния магнитных материалов при их МИО является воздействие магнитного поля на их спиновую систему. В результате ускоряются процессы перестройки структуры, обусловленные снятием спиновых запретов и понижением барьеров для движения линейных и точечных дефектов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований и правительства Ивановской области (проект № 18-43-370012) и гранта РФФИ и правительства Калужской области (проект № 18-42-400001).

Список литературы:

1. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы // Кристаллография. – 2003. – Т. 48, № 5. – С. 826-854.
2. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Электростимуляция магнитопластичности и магнитоупрочнения в кристаллах // Письма в ЖЭТФ. – 2008. – № 7. – С. 500-507.
3. Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Костишин В.Г., Староверов Б.А., Степович М.А. О некоторых результатах использования магнитоимпульсной обработки материалов для улучшения их магнитных характеристик // Материалы и структуры современной электроники: Сборник научных трудов VII международной научной конференции, посвящённой 50-летию кафедры физики полупроводников и наноэлектроники (12-13 октября 2016 г., г. Минск, Белорусский государственный университет) / Редкол.: В.Б. Оджаев (отв. ред.) [и др.]. – Минск: БГУ, 2016. – С. 310-313. <http://elib.bsu.by/handle/123456789/165781>
4. Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Степович М.А., Костишин В.Г. Экспериментальные исследования влияния слабых импульсных магнитных полей на свойства конденсированных сред // Перспективные материалы и технологии: Материалы международного симпозиума (22-26 мая 2017 г., г. Витебск, Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебский государственный технологический университет). – В 2-х ч. – Ч. 1 / Под ред. В.В. Рубаника. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017. – С. 118-120.
5. Степович М.А., Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Костишин В.Г. О влиянии импульсов магнитного поля на структуру и свойства магнетита // Известия РАН. Серия физическая. – 2017. – Т. 81, № 8. – С. 1152-1156.
6. Stepovich M.A., Shipko M.N., Korovushkin V.V., Kostishin V.G. Effect of Magnetic Field Pulses on the Structure and Properties of Magnetite // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2017. – Vol. 81, no. 8. – P. 1037-1040.
7. Вирус А.А., Каминская Т.П., Степович М.А., Коровушкин В.В., Шипко М.Н., Тихонов А.И., Попов В.В. Исследование локальных характеристик аморфной электротехнической стали // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2017. – № 10. – С. 52-55.
8. Virus A.A., Kaminskaya T.P., Stepovich M.A., Korovushkin V.V., Shipko M.N., Tikhonov A.I., and Popov V.V. Investigation of the Local Characteristics of Amorphous Electrical Steel // Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques. – 2017. – Vol. 11, Issue 5. – P. 1046-1049.
9. Вирус А.А., Шипко М.Н., Степович М.А., Коровушкин В.В. Комплексный микроанализ состава и структуры порошков гематита // Прикладная физика. – 2018. – № 1. – С. 63-68.
10. Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Костишин В.Г., Исаев И.М., Степович М.А., Савченко Е.С. Влияние магнитоимпульсной обработки на структуру и магнитные свойства ферритов // Известия РАН. Серия физическая. – 2018. – Т. 82, № 2. – С. 232-236.
11. Shipko M.N., Korovushkin V.V., Kostishin V.G., Isaev I.M., Stepovich M.A., and Savchenko E.S. Effect of Magnetic Pulse Processing on the Structure and Magnetic Properties of Ferrites // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2018. – Vol. 82, no. 2. – P. 203-207.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ ЛАЗЕРОМ

Пермякова И.Е.

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", Москва, Россия, inga_perm@mail.ru

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время лазерная обработка является весьма востребованной и перспективной технологией модификации структуры и свойств материалов [1]. В частности, лазерное облучение активно используется применительно к аморфным металлическим сплавам (АМС), обладающим уникальным комплексом физико-механических характеристик, которые во многом превосходят свойства их кристаллических аналогов [2]. Аморфное состояние весьма чувствительно к вариациям температуры. На начальных стадиях нагрева в АМС происходят процессы структурной релаксации, а при высоких температурах – протекают процессы кристаллизации. В результате лазерной обработки возможно:

- 1) повышать термическую стабильность АМС, смещая интервал кристаллизации в сторону более высоких температур;
- 2) изменять порядок фазообразования и тип кристаллизации;
- 3) формировать двухслойные аморфно-кристаллические структуры (композиты);
- 4) влиять на доменную структуру, и тем самым, снижать магнитные потери;
- 5) повышать прочность и твердость АМС.

Для того чтобы гарантировано получить требуемые свойства и структурные состояния в АМС при лазерной обработке, необходимо иметь целостное представление о взаимодействии лазерного излучения (ЛИ) с исследуемым материалом, изучить влияние режимов облучения и его параметров (мощность, энергия импульсов, длительность воздействия и т.д.) на отклик свойств и превращения в структуре.

Действие ЛИ на непрозрачные среды (металлы, сплавы) удовлетворительно можно описать тепловой моделью. Стадия нагрева является основной при исследованиях, а также при анализе технологических процессов, происходящих без разрушения материала.

Цель настоящей работы – осуществить компьютерный расчет в среде Mathcad характеристик теплового поля АМС при лазерном нагреве и сопоставить результатов численного моделирования с экспериментальными данными.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ

При расчете, для ввода параметров лазерной обработки и теплофизических характеристик использовали следующие данные:

- в качестве объекта исследования выбраны образцы ленты АМС $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ размером 1×1 см, толщиной 30 мкм, полученной методом закалки из расплава. По данным ДСК температура кристаллизации АМС $T_{\text{cryst}} = 550$ °С.
- облучение АМС производилось эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером (Excimer laser CL-7100) с длиной волны 248 нм, длительностью импульса $\tau = 20$ нс. Количество импульсов варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса составляла 150 мДж; плотность энергии – $0,6$ Дж/см²; частота следования задавалась 2 Гц.

Поглощение ЛИ твердым телом эквивалентно появлению источника тепла внутри или на поверхности материала. Его реакцию на действие источника можно найти, решая трехмерное уравнение теплопроводности:

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + B(x, y, z, t) \quad (1)$$

ρ – плотность, λ – теплопроводность, C – удельная теплоемкость материала, T – температура, B – функция распределения источников, x, y, z , – декартова система координат, связанная с облученным телом, t – время [3].

Для выбора расчетной модели проведена теплофизическая оценка на основе анализа исходных данных [2]. Определена толщина h прогреваемого слоя, т.е. зоны термического влияния, на которую распространяется нагрев за 1 импульс, по приближенной формуле:

$$h = 2 \sqrt{\frac{a\tau}{\pi}} \quad (2).$$

Эта толщина составляет 0,75 мкм. Поскольку расстояние, на которое распространяется тепловой фронт по поверхности или вглубь материала за время действия ЛИ значительно меньше радиуса фокального пятна и толщины ленты АМС ($h \ll r_n$), то в этом случае реализуется тепловая модель полубесконечного тела. Распределение интенсивности ЛИ по Гауссу позволяет, используя цилиндрическую симметрию источника ЛИ, получить точное решение тепловой двумерной задачи.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В результате взаимодействия ЛИ на поверхность АМС в них происходят структурные изменения. Особенности этих изменений обусловлены характеристиками возникающего температурного поля, такими как максимально достигнутые температура и скорости нагрева/охлаждения, распределение их по глубине зоны лазерного воздействия и т.д.

Для приближенного вычисления максимальной температуры нагрева поверхности при одном импульсе в центре облученной области в виде круга радиусом r (с учетом условия импульсного режима $r \gg \sqrt{a\tau}$) использовали уравнение:

$$T = T_0 + 2qA \frac{\sqrt{a\tau}}{\lambda\sqrt{\pi}}, \quad (3)$$

где T_0 – начальная температура образца, q – плотность мощности ЛИ, A – коэффициент поверхностного поглощения ЛИ АМС [4]. Из уравнения (3) $T_{\max} = 489$ °С.

В рамках работы проведен численный расчет распределения температуры по Z – толщине АМС и R – радиусу пятна при малых дозах облучения (рис. 1 а). Видно, что температура в облученной зоне лежит в диапазоне от 100 до 500 °С, что соответствует протеканию интенсивных процессов структурной релаксации в АМС.

В ходе расчетов температурного поля при больших дозах облучения (большого числа импульсов N) следует учитывать следующее: лазер, работающий в импульсном режиме, генерирует серию импульсов длительность τ при частоте следования f , после окончания очередного импульса материал начинает остывать, и, если выполняется условие

$$f < \frac{a}{30r^2}, \quad (4)$$

то накопление тепла от импульса к импульсу не происходит [4]. В нашем случае условие (4) при $f = 2$ Гц не выполняется. Таким образом, нельзя полагать, что результат расчета температуры зависит лишь от энергетических параметров отдельного импульса. При облучении исследуемого АМС постепенно идет накопление тепла от импульса к импульсу и проникновение нагрева вглубь.

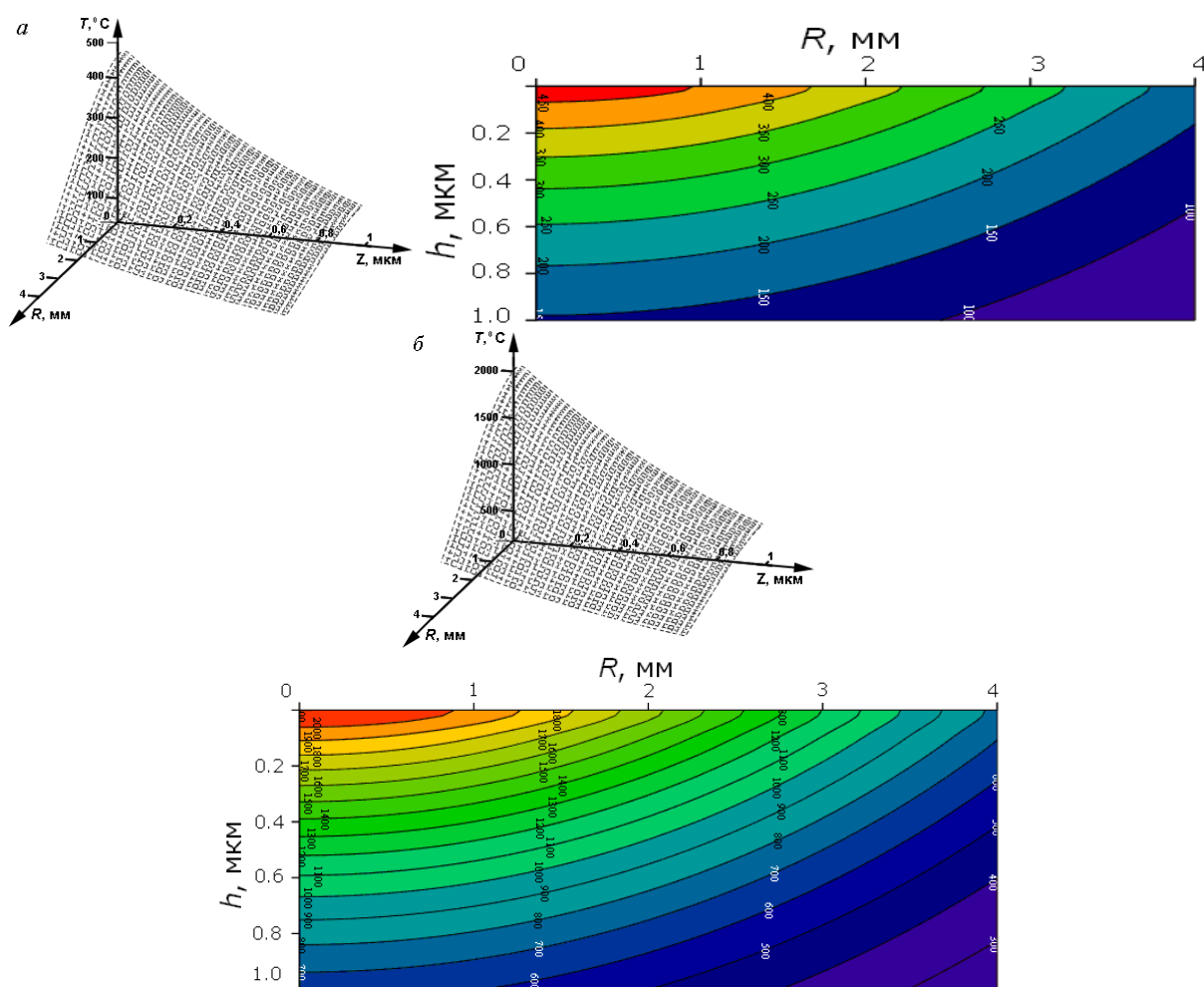


Рисунок 1 - Температурное поле в АМС, изотермы при 20 (а) и 900 импульсов (б).

Можно заключить, что со значительным увеличением N (от 300 импульсов и выше) в расчетах должна быть смена тепловой модели полубесконечного тела на модель для тонкой пластины. С учетом этого в результате моделирования получено, что при больших дозах облучения на поверхности достигаются плавильные температуры и температуры кристаллизации АМС (рис. 1 б).

Численный расчет показал сверхвысокие значения скоростей нагрева и охлаждения ($1 \times 10^{10} \text{ K/c} < \frac{\partial T(0, \tau)}{\partial t} < 3 \times 10^{10} \text{ K/c}$ и $-1,5 \times 10^9 \text{ K/c} < \frac{\partial T(0, 3\tau)}{\partial t} < -5 \times 10^8 \text{ K/c}$, соответственно) АМС (рис. 2). Такие скорости являются характерной чертой лазерной закалки [5], которую можно использовать для поверхностного термоупрочнения АМС, как это сделано в более ранней работе [6]: при лазерном облучении АМС $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ удалось добиться двухстадийного увеличения микротвердости на 20 %.

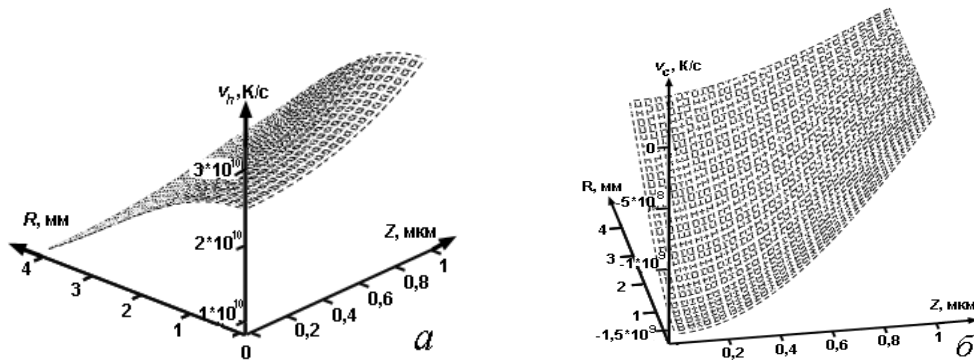


Рисунок 2 - Скорость нагрева (а) и охлаждения в момент времени $t = 3\tau$ (б).

Обратимся теперь к металлографическим исследованиям по наблюдению видоизменений рельефа и морфологии поверхности АМС после ЛИ, на основании которых установлено, что

– при малом количестве импульсов на облучаемой поверхности АМС нет визуальных следов термического воздействия;

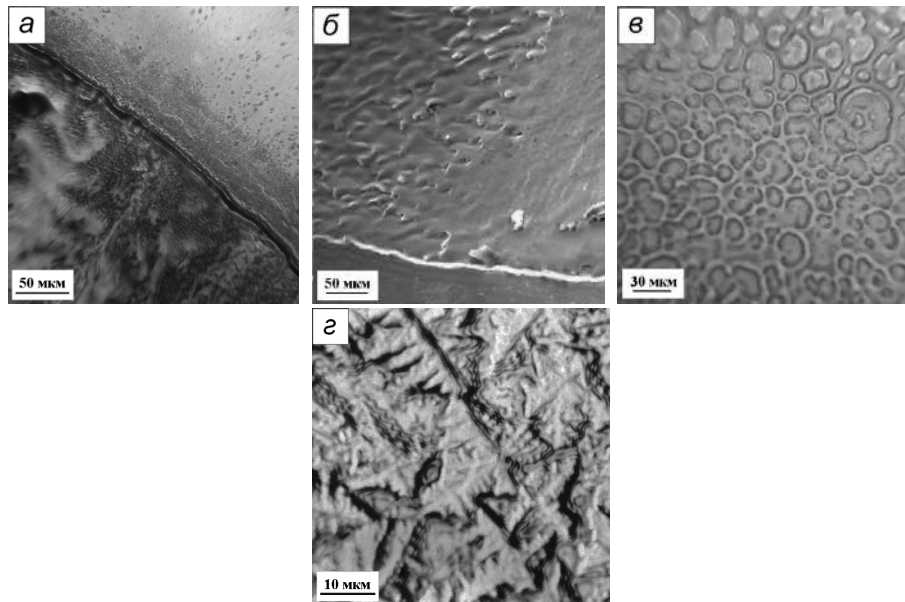


Рисунок 3 - Изменение морфологии поверхностного слоя АМС, подвергнутого лазерной обработке при различной дозе облучения.

– при 400-800 импульсов появляются цвета побежалости (рис. 3 а), что является уже результатом нагрева верхнего слоя образцов, соответствующим температурам от 420 °С до 830 °С, если сопоставлять с цветами побежалости, наблюдаемые при обычном печном отжиге.

– свыше 800 импульсов появляются «индикаторы» значительного разогрева АМС, т.е. структуры поверхностного слоя, образованные после локального оплавления образцов, а именно брызги и лунки (рис. 3 б, в), а также участки с дендритами (рис. 3 г).

Таким образом, сопоставляя эти экспериментальные данные с результатами численного моделирования температурных полей, можно заключить удовлетворительное их согласование и соответствие.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Полученные данные помогут более целенаправленно использовать лазерное воздействие при изготовлении композитов из АМС с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров: выбирать основные характеристики лазерной установки (например, энергию, мощность, длительность импульса), осуществлять поиск оптимальных и альтернативных режимов её эксплуатации для необходимого лазерного технологического процесса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-02-00402"А").

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1]. Григорьянц А.Г., Шиганов И.Н., Мисюров А.И. Технологические процессы лазерной обработки: Учебное пособие для вузов / Под ред. А.Г. Григорьянца. 2-е изд. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2008. – 664 с.
- [2]. Solodov A., Ochkov V. Differential models. An Introduction with Mathcad. – Berlin. Heidelberg. New York. Springer. 2004. – 232 p.
- [3]. Дьюли У. Лазерная технология и анализ материалов: пер. с англ. – М.: Мир, 1986. – 504 с.
- [4]. Вейко В.П., Шахно Е.А. Сборник задач по лазерным технологиям. Изд. 3-е испр. и дополн. – СПб.: СПбГУ ИТМО, 2007. – 67 с.
- [5]. Рыкалин Н.Н., Углов А.А., Зуев И.В., Кокора А.Н. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1985. – 496 с.
- [6]. Пермякова И.Е., Глезер А.М., Иванов А.А., Шеляков А.В. Применение лазерного дизайна аморфных сплавов на основе железа и кобальта для создания аморфно – кристаллических композитов // Известия Высших Учебных Заведений. Физика. 2015. Т. 58. № 9. С. 115-122.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОЙ СТАЛИ

Иванов А.М., Лукин Е.С.

ФГБУН «Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова
СО РАН», Якутск, Россия, a.m.ivanov@jptpn.ysn.ru

Введение. Как известно, в инженерной практике используют макроскопические характеристики прочности (пределы текучести и прочности) и пластичности (относительное удлинение и сужение) [1]. Для полного понимания сопротивления деформированию и механических свойств металлических материалов необходимы данные о микромеханизмах данного процесса. Задача установления взаимосвязи между микроскопическим и макроскопическим аспектами процесса деформирования актуальна и по настоящее время. Анализ диаграмм деформирования позволяет судить о закономерностях, особенностях деформирования материалов. По диаграммам деформирования определяют механические характеристики материалов. При понижении температуры испытания образцов напряжение, необходимое для преодоления дислокациями препятствий в кристаллической решетке, возрастает, что влияет на характеристики деформации и разрушения металлических материалов [2].

В работе рассматриваются диаграммы деформирования низкоуглеродистой стали СтЗсп в различных состояниях (в состоянии поставки, после экструзии, равноканального углового прессования (РКУП), а также после РКУП и экструзии), полученные при комнатной и отрицательной температуре.

Материал и методика эксперимента. Исследовалась конструкционная низкоуглеродистая сталь СтЗсп следующего состава, %: 0,18 С, 0,23 Si, 0,60 Mn, 0,01 Cr, $\leq 0,003$ Ni, 0,01 P, 0,01 S, 0,05 Cu, 0,05 Al, остальное Fe. Химический анализ проведен на атомно-эмиссионном спектрометре «Foundry-Master» фирмы «Worldwide Analytical Systems AG (WASAG, Германия)».

Размеры заготовок следующие: $\varnothing 12 \times 40$ мм для экструзии и $\varnothing 19,7 \times 100$ мм для РКУП. Для реализации режима «РКУП + экструзия», вначале проводилось РКУ-прессование, затем из выпрессованной заготовки изготавливалась заготовка для экструзии. Технологическая обработка заготовок во всех случаях осуществлялась с помощью гидравлического пресса ПСУ–125 с максимальным усилием 1250 кН. Все операции выполнялись в один проход при температуре 673 К. Заготовка предварительно прогревается в муфельной печи до температуры 673 К, после чего она помещается в технологическую оснастку, нагретую до 673 К с помощью накидной печи. Для уменьшения трения поверхности заготовки об стенки канала матрицы использовалась технологическая смазка «РОСОЙЛ-АНГЕЛИНА» с добавками чешуйчатого графита.

Механические испытания образцов на одноосное растяжение были выполнены при комнатной температуре и температуре 213 К на разрывной машине фирмы UTS TestSysteme GmbH (Lammerweg 29.D-89079 Ulm) модели UTS 20k (Германия) при постоянной скорости нагружения, равной $\approx 3,33 \cdot 10^{-5}$ м·с⁻¹.

Результаты исследований. Полученные результаты по характеристикам прочности стали СтЗсп в различных состояниях представлены в таблице. В результате экструзии предел текучести σ_T повысился в 2,4 раза, предел прочности σ_B – в 1,8 раз. РКУП и РКУП с экструзией дали следующее повышение: при РКУП – σ_T в 2,3 раза, σ_B в 1,7 раз; при РКУП и экструзии – σ_T в 2,5 раз, σ_B в 1,8 раз. Как видно, при экструзии и РКУП получают сопоставимые значения предела текучести, а предел прочности экструдированной стали незначительно превышает σ_B стали, подвергнутой РКУП. В то

же время, комбинация РКУП и экструзии незначительно повышает σ_T по отношению к экструзии и РКУП, взятых каждый в отдельности. Предел прочности в случае «РКУП+экструзия» практически равен σ_B , достигнутой в результате экструзии, но превышает значение данной характеристики для стали, подвергнутой РКУП.

На рисунках 1 и 2 в качестве примера представлены графики деформирования некоторых образцов из стали СтЗсп в различных состояниях при температуре испытаний 293 и 213 К. Упрочнение стали в исходном состоянии сопровождается понижением её пластичности (рис. 1). Различие в пластичности упрочненной по трем использованным режимам обработки небольшое, в пределах 7-10 %. Из представленных данных следует, что деформационная обработка значительно повышает прочность и понижает пластичность стали СтЗсп, но вместе с тем, для рассмотренных схем деформационной обработки при однопроходных режимах получена сопоставимая пластичность.

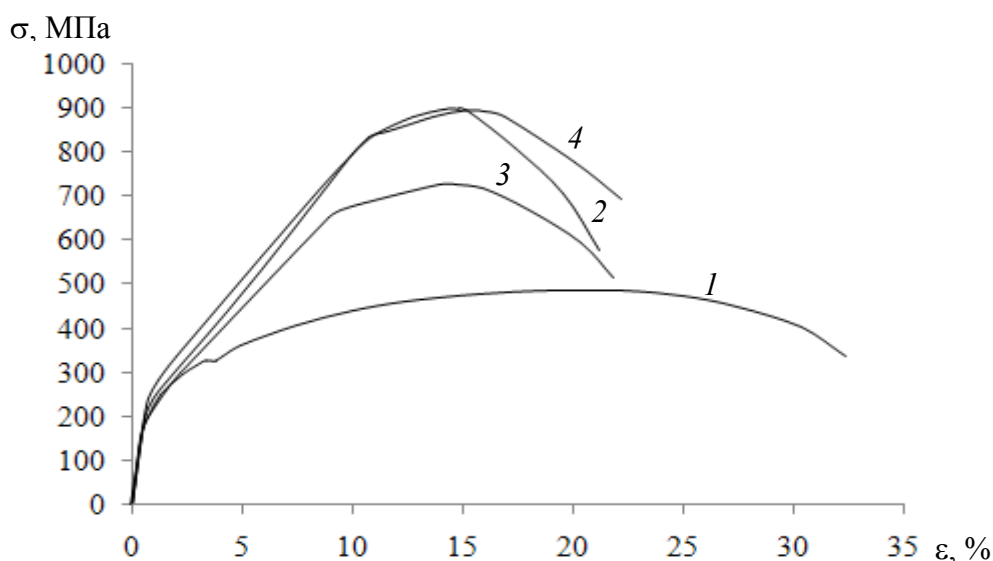


Рисунок 1 - Диаграммы деформирования стали СтЗсп при температуре 293 К:
 1 – исходное состояние; 2 – после экструзии; 3 – после РКУП;
 4 – после РКУП + экструзии.

Таблица – Характеристики прочности стали СтЗсп

№	Состояние стали	σ_T , МПа	σ_B , МПа
Температура испытания: 293 К			
1	Исходное состояние – состояние поставки	324	483,5
2	Экструзия, 673 К, n=1	763	873
3	РКУП, 673 К, n=1	753,5	806,5
4	РКУП, 673 К, n=1 + экструзия, 673 К, n=1	818	864,5
Температура испытания: 213 К			
5	Состояние поставки – состояние поставки	369,5	547
6	Экструзия, 673 К, n=1	790,5	880
7	РКУП, 673 К, n=1	773	843,5
8	РКУП, 673 К, n=1 + экструзия, 673 К, n=1	854	910,5

Понижение температуры испытания до 213 К сказывается на некотором повышении σ_T и σ_B для стали в исходном состоянии, а для упрочненной разными

способами стали понижение температуры на изменение этих характеристик практически не сказывается (табл., рис. 2).

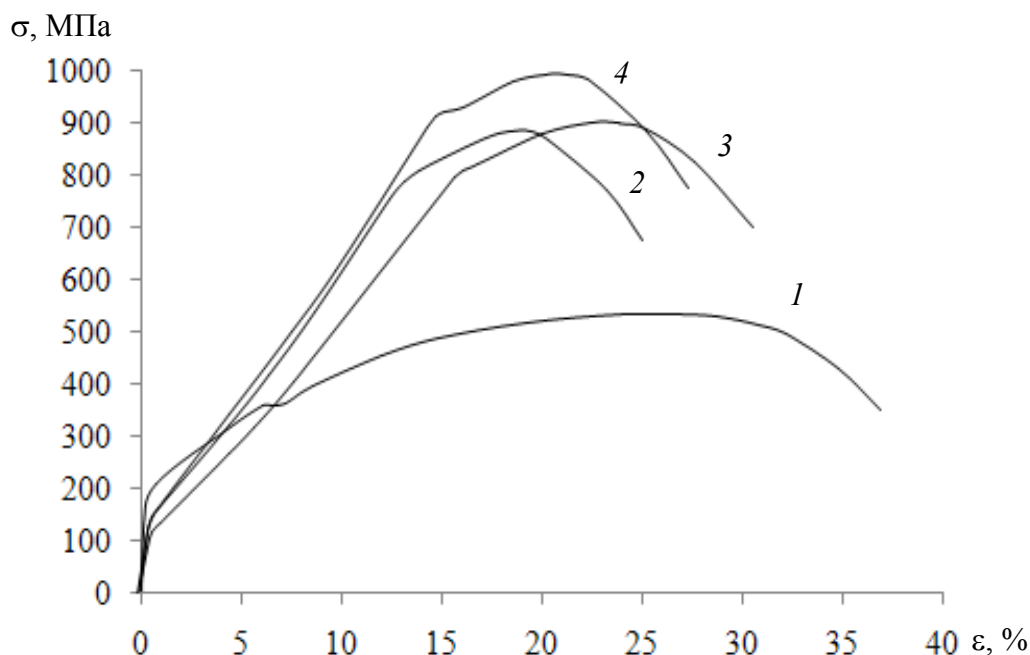


Рисунок 2- Диаграммы деформирования стали Ст3сп при температуре 213 К:
 1 – исходное состояние; 2 – после экструзии; 3 – после РКУП;
 4 – после РКУП + экструзии.

Показано повышение относительного остаточного удлинения образцов из Ст3сп при понижении температуры испытаний за исключением случая экструзии.

Заключение. Таким образом, в рассматриваемом диапазоне температуры испытаний прочностные характеристики упрочненной стали Ст3сп являются параметрами, малочувствительными к снижению температуры, тогда как наблюдается изменение пластичности за исключением экструзии.

Анализ условных кривых деформирования образцов из Ст3сп в различных состояниях и температурах испытания, отражающих кинетику и стадийность деформирования образцов, на рис. 1 и рис. 2, а также данных в таблице показал, что такие характеристики, как равномерное и полное удлинение стали, обработанной посредством РКУП и РКУП с экструзией, при температуре испытания 213 К выше, чем в случае испытания при комнатной температуре.

Исследование выполнено в рамках научного проекта № III.28.1.1 по программе III.28.1 СО РАН.

Литература

1. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1983. 352 с.
2. Вигли Д.А. Механические свойства материалов при низких температурах. М.: Мир, 1974. 374 с.

ВЛИЯНИЕ ВЯЗКОСТИ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В РАЗЛИЧНЫХ МОДЕЛЯХ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

¹Белошапка В. Я., ²Платков В. Я., ¹Пименов Д. А.

¹Бердянский государственный педагогический университет, Бердянск, Украина.

²Харьковский национальный экономический университет, Харьков, Украина.
belvj@ukr.net

В работе выполнен сравнительный анализ влияния вязкости на амплитудно-зависимое внутреннее трение (АЗВТ) для двух наиболее известных видов моделей дислокационного гистерезиса (ДГ). В моделях первого типа (струнная модель Гранато–Люке (модель Г-Л)) ДГ обусловлен преодолением дислокацией слабых закрепляющих центров, расположенных только вдоль исходного положения дислокации. Концы дислокационной петли (ДП) при этом жестко фиксированы. В моделях второго типа - дислокационная петля с жестко фиксированными концами преодолевает слабые закрепляющие центры, расположенные случайным образом по всей плоскости скольжения (модели трения). Анализ проводился в рамках приближения линейного натяжения при безактивационном отрыве дислокаций от слабых центров в широком интервале изменения коэффициента демпфирования и частоты внешнеприложенного напряжения. Решение уравнения динамики дислокационной петли численными методами позволило анализировать следующие зависимости:

- амплитудные зависимости декремента δ и дефекта модуля упругости $\Delta G/G$;
- зависимость средней дислокационной деформации ϵ от напряжения σ ;
- зависимость мощности, рассеиваемой дислокационной петлей, от напряжения σ ;
- зависимость формы ДП $u(x)$ и скорости ее участков $v(x)$ от времени и σ .

Для анализа влияния вязкости и частоты на ДГ вводились нормированные безразмерные параметры: нормированная вязкость γ и частота Ω . Выражения для них имели следующий вид: $\gamma = BL_N/[4(AC)^{1/2}]$; $\Omega = \omega L_N(A/C)^{1/2}$, где L_N – длина дислокационной петли, A – линейная плотность эффективной массы, C – линейное натяжение, ω – частота приложенного напряжения, B – коэффициент демпфирования. Выполненный анализ свидетельствует, что для указанных моделей ДГ механизмы влияния вязкости на АЗВТ существенно разнятся. Для модели Г-Л все амплитудные зависимости δ и $\Delta G/G$, полученные при различных $\omega(\Omega)$ и $B(\gamma)$, всегда совпадают при условии $\omega B = \text{const}$ ($\gamma \Omega = \text{const}$). Роль вязкости сводится к изменению степени задемпфированности дислокационной петли, характер дислокационного гистерезиса с ростом $\gamma \Omega$ теряет статические и приобретает динамические черты. Во всем интервале значений (ωB) характер преодоления слабых центров закрепления остается квазистатическим. Для статического гистерезиса при прохождении дислокацией линии с центрами закрепления ее скорость $v_d \approx 0$. Для динамического гистерезиса значения v_d достаточны для инерционного преодоления центров, но вследствие искажения формы ДП она оказывается закрепленной только несколькими центрами. Для модели трения характер влияния B и ω на дислокационный гистерезис оказывается более сложным. Динамика дислокации изменяется как вследствие изменения задемпфированности так и проявления инерционного эффекта. Кривые АЗВТ при условии $\omega B = \text{const}$ не совпадают. Инерционный характер преодоления дислокацией центров закрепления проявляется при всех степенях задемпфированности. В области статического гистерезиса, для которого петля гистерезиса носит скачкообразный характер, с ростом B декремент увеличивается. Для динамического гистерезиса в области задемпфированного резонанса с ростом B декремент убывает.

ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЛЕСНЫХ КУЛЬТУР В БЕЛАРУСИ

Копытков В.В.

ГНУ «Институт леса НАН Беларуси», Гомель, Беларусь, *korvo@mail.ru*

Композиционные полимерные материалы находят все более широкое применение в народном хозяйстве. В лесном хозяйстве Беларуси они могут быть широко использованы при создании лесных культур на землях с различной плотностью радиоактивного загрязнения [1, 2].

Во многих странах посадка леса происходит на низкоплодородных землях. Защита корневых систем растений от иссушения путем обработки их композиционными полимерными материалами позволяет вносить необходимые элементы питания и стимуляторы роста непосредственно в доступную для корневых систем растений зону, что обеспечивает лучшее развитие растений в первый вегетационный период.

При отработке технологии совмещения компонентов пленкообразующего состава сначала смешиваются в водной среде компоненты при постепенно нарастающей концентрации, затем обрабатывается последовательность введения каждого компонента в общую смесь. Последовательность введения компонентов представляет собой «ноу-хау» по полученным авторским свидетельствам и патентам [3, 4].

Существенным признаком полимерного композиционного материала является макронеоднородность, которая выражается в том, что объемы материала с одинаковой физико-химической структурой имеют макроскопические размеры. Применять «чистые» полимеры не рационально по технико-экономическим критериям. Одним из основных свойств полимерных материалов является способность удерживать воду в объемах, в десятки и сотни раз превышающих объем полимера в сухом виде.

Изучение структуры композиционных полимерных препаратов для защиты корневых систем растений от иссушения проводили методом ИК спектроскопии на спектрофотометре «Nicolet 2400». Оптическую плотность характеризовали интенсивностью поглощения (D), которую определяли методом базовой линии. В качестве характеристических полос использовали полосу 3350 см^{-1} , которую можно отнести к внутримолекулярным водородным связям, и полосы 3405 и 3305 см^{-1} , относящиеся к межмолекулярным водородным связям [5].

Сравнительный анализ изменений основных свойств покрытий с использованием шкалы оценок долговечности по данным профессора Корецкой Л.С. показал, что ускоренные испытания по этим режимам с достаточной степенью достоверности позволяют оценить долговечность покрытий в атмосферных условиях.

Определение влагоудерживающей способности проводили весовым методом на аналитических весах ВЛР-200 второго класса точности [6].

Важным этапом исследований является выбор оптимальных концентраций водорастворимых полимеров и целевых добавок для защиты корневых систем сеянцев от иссушения. Концентрация композиционных полимерных составов может оказывать влияние на условную вязкость раствора, что существенно изменяет технологию обработки корневых систем сеянцев. При увеличении концентрации водного раствора НКМЦ до 10 мас.% условная вязкость возрастает, что затрудняет погружение корневых систем не только в пучках, но и отдельных растений. Композиционный полимерный состав на поверхности корневых систем растений способен адсорбировать почвенную

влагу и увеличиваться в объеме в 8-10 раз, что обеспечивает высокую приживаемость семян на лесокультурной площади.

Исследуемые композиционные полимерные составы в значительной степени способствуют увеличению прочностных показателей корневых систем растений. У необработанных семян диаметром менее 1 мм разрывное усилие составляет около 10 Н. Прочностные показатели семян, обработанных торфо-глинистой смесью, отличаются незначительно. Наибольшее разрывное усилие зафиксировано при обработке корней композиционным составом «Корпансил» – в зависимости от диаметра корней прочностные показатели превышают показатели необработанных семян в 5-10 раз (рисунок).

При хранении семян в течение двух дней наблюдается высокая приживаемость создаваемых лесных культур (95-99%); при увеличении сроков хранения семян приживаемость культур снижается до 71-76%. Приживаемость сосновых культур с использованием кассет и композиционного полимерного состава «Корпансил» после 25 дней хранения семян сосны обыкновенной повысилась на 35% по сравнению с хранением семян в прикопке.

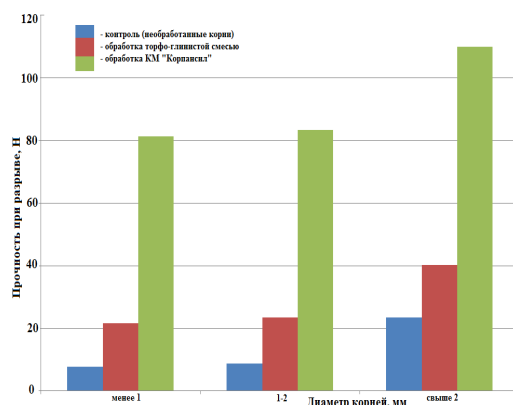


Рисунок – Влияние композиционного полимерного состава на прочность при разрыве корневых систем семян сосны обыкновенной

Обработка корневых систем семян композиционным полимерным составом «Корпансил» с последующей укладкой их в полимерные кассеты или ящики позволяет продлить срок посадки лесных культур на 25-30 дней. Кроме того, это позволяет уменьшить количество механических повреждений корневых систем семян сосны обыкновенной в период от выкопки посадочного материала до посадки его на лесокультурную площадь. Это обеспечивается путем исключения двукратной прикопки и выкопки семян в питомнике и на лесокультурной площади.

Дальнейшее увеличение концентраций водорастворимых полимеров приводит к резкому увеличению вязкости, и как следствие, ухудшению технологичности обработки корневых систем семян хвойных пород. Изменение концентраций натриевой соли карбоксиметилцеллюлозы до 3 мас.%; полиакриламид до 0,15 мас.% не приводит к заметному увеличению влагоудерживающей способности покрытий, получаемых на их основе, а сам диапазон их значений находится в доверительном интервале.

Оптимальные концентрации полимерных пленкообразующих компонентов определялись в процессе обработки корневых систем семян хвойных пород водными растворами NaКМЦ и ПАА различных концентраций от 3 до 10 мас.%. 10%-ные концентрации пленкообразующих компонентов были использованы только в варианте с NaКМЦ, т. к. были определенные технологические трудности формирования пленки покрытия из-за большой вязкости. После обработки корневых

систем семян хвойных пород композиционным полимерным составом (КПС) происходит замедление скорости испарения влаги корневыми системами.

Влияние природы пленкообразователя концентрацией 5 мас.% на потерю массы конвыми системами семян сосны обыкновенной можно описать уравнениями:

корневые системы семян сосны без обработки:

$$y = 10,133 \cdot \ln(x) + 12,364$$

корневые системы семян сосны обработанные NaKMЦ:

$$y = 7,372 \cdot \ln(x) + 14,258$$

корневые системы семян сосны обработанные ПАА:

$$y = 3,000 \cdot \ln(x) + 9,741$$

Проведенные исследования показывают, что при обработке композиционным полимерным составом однолетних семян сосны обыкновенной через 72 часа после начала эксперимента потеря воды на 15% меньше по сравнению с контролем (необработанные корневые системы композиционным полимерным составом). При обработке корневых систем ели европейской композиционным полимерным составом потери воды снижены на 17%, а при обработке лиственницы европейской – на 18%.

На потерю влаги влияет не только обработка корневых систем, но и вид посадочного материала, который обрабатывается. Наибольшая потеря воды корневыми системами наблюдается у лиственницы европейской, наименьшая – у сосны обыкновенной. На наш взгляд это связано не только с испарением влаги, но и со скоростью потребления ее сеянцами. Этот вывод подтверждает и аналогичная закономерность для обработанных корневых систем семян хвойных пород. Потеря влаги корневыми системами интенсивно происходит в первые 6-8 часов. Количество влаги за такой промежуток времени падает в корневых системах в 8,7 раз. В дальнейшем падение становится плавным и за следующие 64 часа количество влаги в корневых системах семян хвойных пород падает только в 1,5 раза.

Таким образом, проведенные исследования позволили разработать новый композиционный материал для создания лесных культур, который способствует повышению приживаемости растений за счет увеличения прочности корневых систем и снижения повреждаемости при посадке леса.

Исследование выполнено при финансовой поддержке БРФФИ в рамках научного проекта №Б17МНГ-001

Литература

- 1 Родин, А.Р. Перспективы использования полимеров в лесокультурном производстве / А.Р. Родин // Лесное хозяйство. – 1990. – № 12. – С. 11-15.
- 2 Копытков, В.В. Композиционные полимерные материалы при лесовыращивании / В.В. Копытков. – Мн.: Издательский дом «Белорусская наука», 2008. – 304 с.
- 3 Копытков, В.В. Современные технологии и агротехнические приемы по выращиванию, хранению и транспортировке посадочного материала с использованием композиционных полимерных составов / В.В. Копытков; Академия управления при Президенте Республики Беларусь. – Мн., 2007. – 147 с.
- 4 Состав для защиты корневой системы растений от иссушения: пат. 9928 Респ. Беларусь, МПК А 01 G 7/06. / Копытков В.В., Корецкая Л.С., Копытков В.Вл.; заявитель Институт леса НАН Беларуси; заявл. 21.01.05; опубл. 30.08.06 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2007. – № 4(51). – С. 5-6.
- 5 Архипенко, В.И. Спектроскопия плазмы и природных объектов / В.И. Архипенко, В.С. Буракова, А.Ф. Чернявский. – Минск: Беларус. наука, 2007. – 488 с.
- 6 Материалы лакокрасочные. Метод определения эластичности при изгибе: ГОСТ 6806–73. – Введено 01.07.74. – М.: Издательство стандартов, 1988. – 5 с.

КВАНТОВАННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К НАПРЯЖЕНИЮ
ТЕЧЕНИЯ И ОБОБЩЕННЫЙ ЗАКОН ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ
ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Решетняк А. А., Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю.

Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

E-mail: reshet@ispms.tsc.ru

Одним из основных направлений исследований в материаловедении являются поиски возможностей управления внутренней дефектной подструктурой кристаллитов для получения наилучших прочностных и пластических свойств поликристаллических (ПК) материалов. Оптимизация указанных свойств невозможна без использования новых технологий, среди которых наиболее известны методы интенсивной пластической деформации и их комбинации с рекристаллизационным отжигом, метод осаждения из газовой фазы и др. [1], позволяющие в широких пределах варьировать ориентацию, линейные размеры, d , элементов микроструктуры материалов, от мезополикристаллических и крупнозернистых (КЗ, 10–1000 мкм), до мелкозернистого (МЗ, 2–10 мкм), ультрамелкозернистого (УМЗ, 0,5–2 мкм), субмикрокристаллического (СМК, 100–500 нм), до нанокристаллических (НК, <100 нм) образцов. Экспериментальное изучение физико-механических свойств ПК материалов: микротвердости, H , пределов текучести, σ_y , и прочности, σ_s , выявило особенности механизма упрочнения при переходе к УМЗ, СМК и НК состояниям в материале. Систематически влияние параметров структуры материала на его прочностные свойства при квазистатическом деформировании началось с работ [2] в виде эмпирического соотношения Холла-Петча (ХП):

$$\sigma_y(d) = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

наблюдаемого на начальной стадии площадки текучести диаграммы “ $\sigma = \sigma(\epsilon)$ ”, для материалов с разными размерами зерен или при формальном значении, $\sigma_y(d) = \sigma(d)|_{\epsilon=0,002} \equiv \sigma_{0,2}(d)$, без ярко выраженной площадки. было продолжено в работах Р. Армстронга, Г. Конрада, Ф. Кокса, Г. Лэнгфорда, А. Томпсона, Дж. Севильяна, С.А.Фирстова, Б.А.Мовчана, Ю.Я. Подрезова, В.В. Рыбина, В.А.Лихачева, Р.З.Валиева, В.Е. Панина, Э.В. Козлова, Н.А.Конево, описанных в обзорах [3,4]. Для УМЗ, СМК и НК образцов соотношение ХП испытало существенное отклонение, что потребовало модификации его правой части, вначале, квадратичным по степени $d^{-1/2}$ членом [5]:

$$\sigma_y(d) - \sigma_0 = k_1 d^{-1/2} + k_2 d^{-1}, \quad (2)$$

приводящей к учету параболичности графика $(d^{-1/2}, \sigma_y(d))$, а так же максимума у предела текучести, связанного с “отрицательным значением” коэффициента ХП: k : $k = (d\sigma_y)/(d(d^{-1/2}))$ в области “аномальной” ($k < 0$) закономерности ХП. Существует много моделей, цель которых – обосновать выполнимость или исходного “линейного” или “квадратичного” соотношения ХП, на основе эмпирических подходов. Среди них, выделяют [4] модели: Кокса-Хирта; Архарова-Вестбрука; Муграби; упрочнения дислокациями; Конево; модели ‘кожуха’; Валиева Кима-Эстрина-Буша; трехмерные композитные. Их особенностью является приграничное упрочнение зерен дислокационными ансамблями, включая так называемые тройные и квадрупольные стыки зерен, в связи с их вкладом в (1), (2), и так же с концепцией повышенной кривизны-кручения кристаллической решетки (КР) [6]. При рассмотрении ПК агрегатов двухфазными материалами задача изучения поведения напряжения течения (НТ) в зависимости от размера зерна, являющимся основной-твердой фазой и влияния границ зерен (ГЗ) как мягкой фазы усложняется (их доля при переходе к СМК и НК материалам возрастает до десятков процентов [7]).

Среди теоретических моделей, приводящих к одновременному описанию нормального и аномального законов ХП для σ_y , и микротвердости, H , можно выделить смешанную “модель пластичности ПК металлов, дополняющую дислокационную пластичность внутри зерен механизмом проскальзывания по ГЗ”, на основе сильно-вязкой жидкости Максвелла в рамках моделирования МД для Cu и Al [8]. Во-вторых, это- дислокационно-кинетическая модель Г.А. Малыгина [9], В-третьих, рассмат-

риваются модели с 3D динамикой дискретных дислокаций. Общие выводы из теоретических и экспериментальных работ по отношению к НТ и σ_y , таковы:

- 1) Максимум σ_y достигается для ряда материалов при определенных значениях диаметра кристаллита d_0 в НК области при заданной температуре T и скорости пластической деформации (ПД) $\dot{\epsilon}$;
- 2) d_0 смещается в область крупных зерен с ростом T и независимо с уменьшением $\dot{\epsilon}$;
- 3) как для КЗ, так и НК материалов нет физической модели описывающей как нормальный, так и аномальный законы ХП на основе статистического подхода к спектру механических энергий кристаллитов, как основной фазе ПК материалов при фиксированной ПД в зависимости от распределения ансамбля дислокаций в них.

Наличие до настоящего времени дискуссии о (не)возможности образования 1d дефектов - дислокаций из вакансий - 0d дефектов ввиду отсутствия экспериментального подтверждения той или иной гипотезы подтверждает и отсутствие фундаментально обоснованной теории, учитывающей дефектную субструктуру кристаллической решетки (КР), которая бы приводила к соотношению типа ХП во всех диапазонах зерен для ПК материала при ПД. Заметим, [10], что ситуация с нормальным (КЗ материал) и аномальным (СМК, НК материалы) соотношениями ХП соответствует ситуации с излучением абсолютно черного тела (АЧТ) с участками Рэлея-Джинса (длинноволновая) и Вина (коротковолновая части излучения) для графика $(\lambda, u(\lambda, T))$ спектральной плотности энергии излучения $u(\lambda, T)$ (с размерностью $[u(\lambda, T)] = [\sigma_y] \cdot 1\text{с} = 1\text{эВ} \cdot 1\text{с} \cdot \text{м}^{-3}$), объединенными в рамках теории М. Планка на основе дискретности спектра энергии излучения осцилляторов-атомов АЧТ.

В [10,11] предложена теория НТ, в частности, σ_y , ПК материалов при квазистатической ПД в зависимости от среднего размера, d , зерен в диапазоне от 10^{-8} м - 10^{-2} м. Зависимость основана на статистической модели распределения энергии каждого кристаллита одномодального ПК материала по квазистационарным уровням при пластическом нагружении с наибольшим уровнем равным энергии дислокации максимальной длины в рамках вакансионно-дислокационного механизма деформирования. Найденное распределение скалярной плотности дислокаций в каждом кристаллите для кубической КР с модулем сдвига G

$$\rho(b, d, T) = \frac{6\sqrt{2} m_0}{\pi d^2} \varepsilon \frac{Gb^3}{2k_B T} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1 \right)^{-1}, \quad M(\varepsilon) = \frac{Gb\varepsilon^2}{2k_B T}. \quad (3)$$

при длине вектора Бюргерса $b_\varepsilon = b(1 + \varepsilon)$, энергетическом масштабе $M(\varepsilon)$ равном отношению энергии единичной дислокации к тепловой энергии колебаний, $k_B T$, атома в узле КР, в пределах КЗ и НК агрегатов при небольших ПД ε оценивается:

$$\left\{ \lim_{d \gg b}, \lim_{d/b \sim M(\varepsilon)} \right\} \rho = \frac{6\sqrt{2} \varepsilon m_0}{\pi b d} \left\{ (1 + \varepsilon)^{-3}, \frac{Gb^3}{2k_B T d} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1 \right)^{-1} \right\} \sim m_0 \{10^{10}, 10^{13}\} \text{м}^{-2}, \quad (4)$$

что выполняется для экспериментально наблюдаемых плотностей дислокаций при *параметре полиздральности* [10]: $m_0 \sim 10^1 - 10^2$, соответствуя скалярной плотности дислокаций в модели Конрада в КЗ пределе. (3) приводит к НТ из механизма деформационного упрочнения Тейлора,

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \alpha m \frac{Gb}{d} \sqrt{\frac{6\sqrt{2} m_0}{\pi} \varepsilon M(0)} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1 \right)^{-\frac{1}{2}}, \quad (5)$$

с экстремальным размером зерна $d_0(\varepsilon, T)$, при котором НТ достигает максимума $\sigma_m(\varepsilon)$

$$d_0(\varepsilon, T) = b \frac{Gb^3(1+\varepsilon)^3}{2 \cdot 1,59363 \cdot k_B T}, \quad \sigma_m(\varepsilon) = \sigma_0 + \alpha m G \sqrt{\frac{6\sqrt{2} m_0}{\pi} \frac{b\varepsilon \cdot 1,59363}{d_0(\varepsilon)}} (e^{1,59363} - 1)^{-\frac{1}{2}}. \quad (6)$$

В (5), (6) m_0 связан с коэффициентом ХП $k(\varepsilon)$ в нормальном законе ХП при $\varepsilon = 0,002$, вытекающем из (5) в КЗ пределе формулой

$$\sigma(\varepsilon)|_{d \gg b} = \sigma_0(\varepsilon) + k(\varepsilon)d^{-\frac{1}{2}} \Rightarrow m_0 = \frac{\pi}{6\sqrt{2}} \frac{k^2(\varepsilon)}{(\alpha m G)^2 \varepsilon b} \frac{M(\varepsilon)}{M_0}, \quad (7)$$

что позволяет уточнить значения m_0 . по экспериментальным данным для $k(\varepsilon)$ в различных КЗ материалах и сформулировать модель в терминах постоянной $m_0 \cdot \alpha^2$. Закон (5) содержит нормальный и аномальный соотношения ХП соответственно для КЗ и НК образцов, имеет максимум для НТ при экстремальном зерне с d_0 порядка 10^{-8} - 10^{-7} м, который смещается в область более крупных зерен с уменьшением Т и увеличением ПД. В рамках предложенной статистической теории НТ, имеются совпадения теоретических и экспериментальных данных для σ_y , d_0 для материалов с ОЦК (α -фаза Fe), ГЦК (Cu, Al, Ni) и ГПУ (α -Ti, Zr) кристаллическими решетками при Т=300К

Таблица 1 - Значения σ_0 , $\Delta\sigma_m=(\sigma_m-\sigma_0)$, E_d^{Le} , k , m_0 , α для ОЦК, ГЦК и ГПУ поликристаллических металлических образцов.

Тип КР	ОЦК	ГЦК			ГПУ	
Вещество	α -Fe	Cu	Al	Ni	α -Ti	Zr
σ_0 , МПа	170 (отожж.)	70 отожж.); 380 (нагарт.)	22 (отожж. 99,95%); 30 (99,5%)	80 (отожж.)	100(~10 0%); 300 (99,6%)	80-115
b , нм	$\frac{\sqrt{3}}{2}a=0,248$	$a/\sqrt{2}=0,2$ 56	$a/\sqrt{2}=0,28$ 6	$a/\sqrt{2}=0,24$ 9	$a=0,295$	$a=0,32$ 3
G, ГПа	82,5	44	26,5	76	41,4	34
T, К	300	300	300	300	300	300
k , МПа. $M^{1/2}$	0,55-0,65; (10^{-5} - $10^{-3}M$)	0,25; (10^{-4} - $10^{-3}M$)	0,15; (10^{-4} - $10^{-3}M$)	0,28; 10^{-5} - $10^{-3}M$	0,38-0,43; 10^{-5} - $10^{-3}M$	0,26; 10^{-5} - $10^{-3}M$
α	-	0,38	-	0,35	0,97	-
$E_d^{Le}=\frac{1}{2}Gb^3$, эВ	3,93	1,28	1,96	3,72	3,33	3,57
$m_0 \cdot \alpha^2$	3,66-5,11	2,57	2,28	1,11	5,83-7,4	3,69
d_0 , нм	23,6	14,4	13,6	22,6	23,8	28,0
$\Delta\sigma_m$, ГПа	2,14-2,56	1,27	0,81	1,12	1,49-1,70	0,90

На рис. 1 представлены графические зависимости $\sigma_y = \sigma_y(d^{-1/2})$ для кристаллитной фазы ПК агрегатов α -Fe, Cu, Al, Ni, α -Ti, Zr с плотноупакованными случайно ориентированными однородными по размеру зернами при Т=300К при наиболее вероятных системах скольжения [11].

Исследована температурная зависимость прочностных характеристик. Показано (см. рис 2 в [11]) на примере Al, что предел текучести, σ_y с уменьшением температуры увеличивается при всех зернах больших $3d_0$, затем уменьшается в НК области. Построены деформационные кривые для кристаллитной фазы α - Fe с выполнением условия разрушения Бэкофена-Консидера (см. рис 3 в [11]).

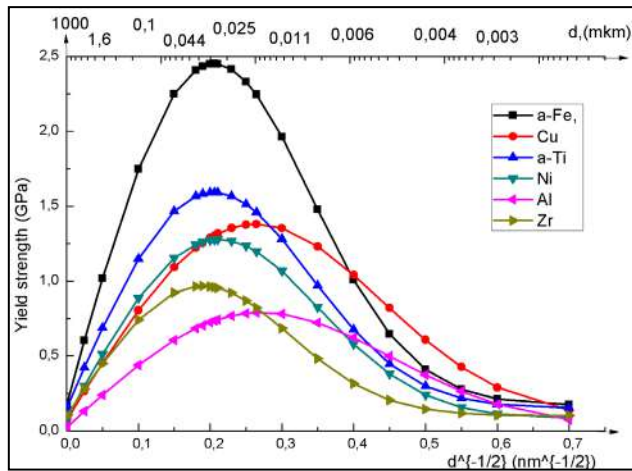


Рисунок 1- Графические зависимости для обобщенного закона ХП (5) при $\varepsilon = 0,002$ с дополнительной верхней шкалой с размером d зерен в мкм. Выбраны меньшие из значений параметров $m_0(k)$ для α -Fe, α -Ti, значения σ_0 для отожженных материалов с максимумами для σ_y вычисленными в соответствующих таблице 1 экстремальных размерах зерен d_0 (6)

Однофазная модель ПК материала расширена включением разупрочняющей зеренно-границной фазы с модификацией соотношения ХП (5) в виде:

$$\sigma_{\Sigma}(\varepsilon) = (1 - n \frac{b}{a})\sigma_C(\varepsilon) + (n - m) \frac{b}{a}\sigma_{GB}(\varepsilon, d_{GB}) - m \frac{b}{a}\sigma_P(\varepsilon, d_P), m \leq n \quad (8)$$

где $\sigma_C(\varepsilon, d) = \sigma(\varepsilon, d)$ напряжение для первой фазы - основных зерен диаметра d образца, $\sigma_{GB}(\varepsilon, d_{GB})$ и $\sigma_P(\varepsilon, d_P)$ напряжения для зерен и пор из области ГЗ средних размеров d_{GB} и d_P соответственно, с некоторой постоянной $n \sim 10^0 - 10^2$, учитывающей среднее расстояние между зернами и сильно зависящей от подготовки состояний ГЗ. При $n = m$ вся область второй фазы заполнена порами разных диаметров.

Предложенная теоретическая модель имеет очевидные перспективы применения, рассмотренные ранее на образцах α -Ti [12].

Литература:

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G., Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, Wiley & Sons, New Jersey, 2014.
2. Hall E.O., // Proc. Roy. Soc.B.-1951. – V.64. –P.747–753.; Petch N.J., //J. Iron Steel Inst. –1953.–V.174. – P.25–28.
3. Мовчан Б.А., Фирстов С.А., Луговской Ю.Ф., Структура, прочность и сопротивление усталости микрокристаллических и микрослойных материалов. –Киев: Наукова думка, 2015.
4. Глезер А.М., Козлов Э.В., Конева Н.А. и др., Основы пластической деформации наноструктурных материалов. – М.: Физматлит, 2016.
5. Zhu Y.T., Huang J., Properties and nanostructures of materials processed by spd techniques *Ultrafine Grained Materials II*; Edited by Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, et al.. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2002.
6. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др., Структурные уровни пластической деформации и разрушения, Под ред. В.Е.Панина. – Новосибирск: Наука, Сиб. Отделение, 1990. –255с.
7. Малыгин Г.А., // УФН. –2011. – Т.131, №11, с. 1129-1157.
8. Бородин И.Н., Майер А.Е., // Физика твердого тела. –2012.–Т.54. –№4.– С.759–766.
9. Малыгин Г.А., // Физика твердого тела. –1995. –Т.37 –№8. –С.2281–2292; Малыгин Г.А., // Физика твердого тела. – 2007.–Т.49 –№6. –С. 961–982.
10. Решетняк А.А., Статистический подход к напряжению течения и обобщенный закон Холла-Петча для поликристаллических материалов при пластических деформациях. // Изв. вузов. Физика, – 2018.–Т.61 –№3.
11. Решетняк А.А. Особенности температурной зависимости обобщенного закона Холла-Петча и двухфазная модель для деформируемых поликристаллических материалов // Изв. вузов. Физика, – 2018.–Т.61 (принята в печать).
12. Курзина И.А., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П. и др., // Материаловедение.–2010.–Т.5.–С.49.

ИНИЦИИРОВАНИЕ И *IN SITU* ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Белоусов Н.Н.¹, Варюхин В.Н.¹, Вьюненко Ю.Н.², Черняева Е.В.³.

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, г. Донецк,
e-mail: bilniknik52@gmail.com*

²*ООО "Оптмикст ЛТД", Санкт-Петербург, Россия, e-mail: 6840817@mail.ru*

³*Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург,
Россия, e-mail: lena@smel.math.spbu.ru*

Актуальность. В настоящее время на основе современных достижений физики высоких давлений и физики прочности (пластичности) возникло новое научное направление, связанное с изучением влияния экстремальных параметров мегапластических деформаций на особенности инициирования структурно-фазовых изменений в метастабильных материалах. Наиболее актуальным является изучение деформационных условий нарушения структурно-фазовой стабильности экономно-легированных сплавов, в первую очередь, высокоазотистых сталей (ВАС).

Цель работы: инициировать процесс деформационной стимуляции структурно-фазовых изменений в метастабильных высокоазотистых сталях в условиях мегапластической деформации (МПД) в наковальнях Бриджмена, а также исследовать характер взаимосвязи между структурно-фазовыми состояниями и физико-механическими свойствами ВАС в условиях нарушения структурно-фазовой стабильности как в объеме, так и на поверхности.

Материалы и методика эксперимента. Для инициирования деформационной стимуляции структурно-фазовых изменений в метастабильных сплавах разработана и изготовлена многофункциональная МПД-установка типа наковальни Бриджмена с кручением. Использовались наковальни в виде усечённых конусов из металлокерамического сплава ВК-6 ($P \leq 8$ ГПа) и стали ШХ15 ($P \leq 3$ ГПа). Изготавливались образцы в виде дисков диаметром $3 \div 10$ мм и толщиной $0.01 \div 0.05$ мм, которые вначале подвергались одноосному сжатию, а затем деформации сдвига.

Процессы МПД инициировали в различных условиях: 1) квазигидростатического давления, путем помещения образца в специальный контейнер-гasketку; 2) радиальной экструзии при свободном течении между наковальнями (при сжатии и кручении). Установка МПД позволяет инициировать и проводить *in situ* исследования структурно-фазовых изменений в различных материалах при заданных технологических параметрах: а) деформировать образец непосредственно в устройствах гидравлического пресса и регистрировать деформационные кривые сжатия; б) записывать кривые деформации сдвига при кручении путем непрерывной регистрации крутящего момента (метод Бриджмена); в) управлять деформационно-скоростными параметрами: скоростью кручения наковален: $\Delta n/\Delta t = 0.04 \div 4$ об/мин (шаг 0.02 об/мин), скоростью сжатия: $\Delta P/\Delta t = 0.02 \div 10$ ГПа/мин (шаг 0.01 ГПа/мин); г) устанавливалась зависимость угла поворота φ от величины крутящего момента M (в пределах $M = 0.5 \div 150$ Н·м) для различных значений напряжения сжатия; д) методами резистометрии и акустической эмиссии контролировать *in situ* процессы сдвиговой мегапластической деформации, включая: нарушение структурно-фазовой стабильности, термомеханическую неустойчивость (скачкообразность) МПД, ротационные межкристаллитные сдвиги, деформационное и аккомодационное сбросообразование, зарождение и развитие полос сдвига, зарождение и формирование дефектной структуры из микротрещин, развитие магистральной трещины и непосредственно процесс разрушения; е) выбирать и управлять рабочими режимами: векторный, моментный и реверсный; з) изменять с заданной

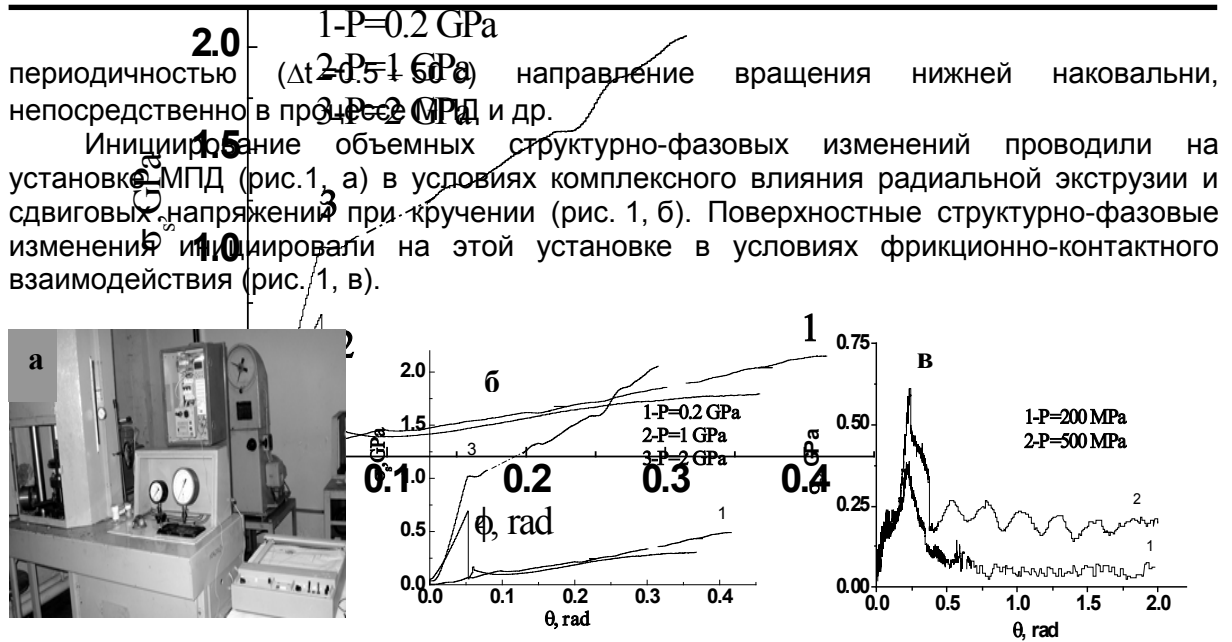


Рисунок 1- Общий вид МПД-установки Бриджмена с контролируемым сдвигом (а); кривые непрерывной регистрации крутящего момента при объемной (б) и поверхностной деформациях (в)

В процессе МПД одновременно с кривыми деформации регистрировали сигналы акустической эмиссии (АЭ). Для регистрации и преобразования АЭ-сигналов в электрические применяли широкополосные датчики в звуковом и ультразвуковом диапазонах частот. Для исследования физико-механических свойств МПД-образцов, применен метод динамического микроиндентирования (ДМИ). Характеристики метода ДМИ: точность измерения силы: $\Delta F = \pm 5 \cdot 10^{-4} \text{ N}$; точность измерения перемещения: $\Delta L = \pm 2 \cdot 10^{-4} \text{ мм}$; скорость внедрения алмазного индентора: $\Delta L/\Delta t = 10^{-4} \div 0.1 \text{ мм/мин}$; оптическая точность измерения размеров микротрещин в окрестности отпечатка: $\Delta l = \pm 2 \cdot 10^{-3} \text{ мм}$. При ДМИ определяли следующие параметры: коэффициент интенсивности напряжений первого рода K_{1c} (трещиностойкость), невосстановленная микротвердость H_{μ} , длина радиальных трещин C , эффективная (поверхностная) энергия разрушения W_p , индекс хрупкости f_c , критерий микрохрупкости γ и др. В процессе ДМИ измеряли параметры акустической эмиссии: среднеквадратичные значения амплитуды, энергию и медианную частоту АЭ-сигналов. Сигналы АЭ инициировали путем внедрения алмазного и твердосплавного конического инденторов на деформационных машинах 2167P-50 и ИМ-4А, соответственно, с записью и обработкой кривых внедрения индентора Виккерса.

В качестве основного материала исследований выбрана ВАС типа X18AG10H16 ($C_N = 0.06, 0.3, 0.5$ и $1.1\%N$). Объемные структурно-фазовые изменения инициировались МПД-методом при $n \geq 2$ об. под давлением $P \geq 3 \text{ ГПа}$, поверхностные - при $n \geq 10$ об., $P \leq 1 \text{ ГПа}$ в условиях фрикционно-контактного взаимодействия.

Основные результаты исследований. Методом РСА обнаружена структурно-фазовая нестабильность в условиях мегапластической деформации со сдвигом. Для стали X18AG10H16 ($C_N = 0.06 \% N$) в деформационно-силовых условиях ($P \geq 0.7 \text{ ГПа}$, $n \geq 5$) обнаружено нарушение стабильности γ -фазы с образованием α -фазы. Начало фазовой дестабилизация коррелировало с немонотонным изменением электросопротивления и интенсивности сигналов акустической эмиссии, что подтверждало неустойчивость процесса структурно-фазовых изменений в условиях фрикционно-контактного взаимодействия.

Прекращение деформации сдвига сопровождалось: 1) релаксацией напряжений; 2) исчезновением акустической эмиссии; 3) стабилизацией температуры и электросопротивления; 4) остаточными структурно-фазовыми изменениями.

Методом ДМИ показано, что процесс структурно-фазовой неустойчивости характеризовался уменьшением модуля Юнга и выходом на насыщение деформационных зависимостей механических параметров. При микроиндентировании образцов X18AG10N16 ($C_N = 0.06\% N$) в условиях структурно-фазовой неустойчивости обнаружено заметное увеличение прочности (рис.2). Кроме этого, полученные значения коэффициента скоростной чувствительности в условиях структурно-фазовой неустойчивости указывают на возможность повышения пластичности.

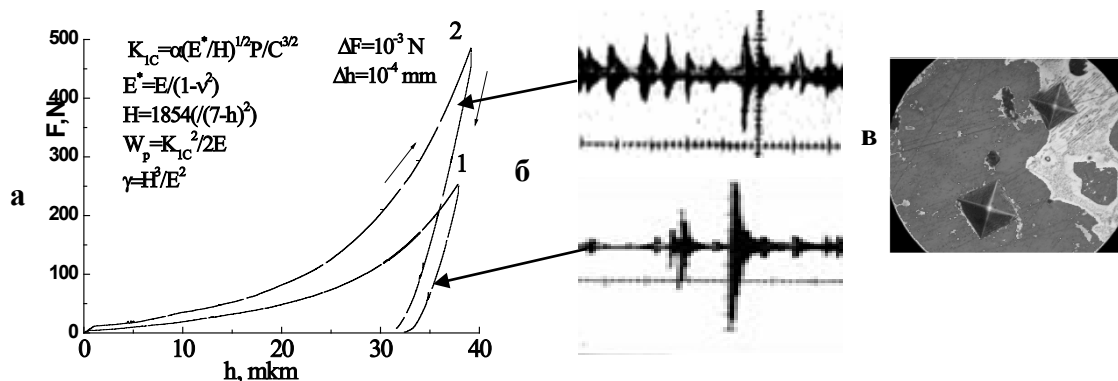


Рисунок 2 - Кривые ДМИ образцов ВАС после МПД поверхности (а): $e = 0.2$, (кр. 1); $e = 2$ (кр. 2); осциллограммы акустических импульсов в процессе ДМИ (б): скорость развёртки 50 мкс/см, усиление 0,02 в/см; микроотпечатки на поверхности (в)

Методом ДМИ предпринята попытка установления экспериментальной зависимости между параметрами внутризеренной структуры и сопротивляемостью поверхностной структуры зарождению и распространению трещин по оценке величины критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} . Экспериментально обнаружено, что чем меньше размеры блоков и больше их разориентация, тем больше коэффициент трещиностойкости K_{1c} . Показано, что чем больше величина K_{1c} , тем при большей длине трещины, и при большем напряжении поверхностная структура сопротивляется разрушению. Это открывает возможности повышения механических свойств объёмных материалов путём формирования поверхностных структур с повышенной трещиностойкостью. Впервые обнаружено, что неустойчивое структурно-фазовое состояние обладает наведенной намагничённостью. Данная намагничённость имеет деформационную природу и, вероятно, может быть обусловлена изменением структурно-фазового и энергетического состояния межзеренного пространства.

Заключение. Таким образом, обнаружена деформационно-стимулированная пластичность материалов, вызванная структурно-фазовой неустойчивостью, полученной в условиях экстремально высоких значениях деформации сдвига и давления, показана возможность управления свойствами ВАС, путем целенаправленных структурно-фазовых изменений в объеме и на поверхности.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ

Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк,
e-mail: bilniknik52@gmail.com

Актуальность. Азотирование является одним из наиболее эффективных методов химико-термической обработки (ХТО) и поверхностного упрочнения экономно-легированных сталей (ЭЛС). Особое место среди ЭЛС занимают высокоазотистые стали (ВАС), получаемые в результате объемного азотирования с частичной заменой атомами азота дорогостоящих элементов, в первую очередь, никеля и марганца. Несмотря на широкое применение различных технологий ХТО остаются нерешенными вопросы, связанные с: интенсификацией процессов поверхностного структурообразования; формированием заданной толщины и качества диффузионного слоя; поверхностным упрочнением, а также соотношением между поверхностным и объемным упрочнением ВАС. При интенсификации процессов формирования поверхностных ХТО-структур открываются новые возможности управления свойствами объемно азотированных сталей.

Цель работы. Исследовать возможность интенсификации процессов формирования поверхностных ХТО-структур экспериментальных составов ВАС типа Х18АГ10Н16, Х19АГ10С2, Х13АГ20Н6Ф и Х14АМСФ путем деформационной активации поверхности образцов в температурно-вакуумной камере (ТВК) машины ИМАШ20-75 (АЛА-ТОО).

Материал и методы исследований. В качестве основного материала исследований выбрана ВАС типа Х18АГ10Н16 (объемная концентрация азота $C_N = 0.06, 0.3, 0.5$ и $1.1\%N$). Для сравнения использованы стали типа Х19АГ10С2 ($C_N = 0.4\%N$), Х13АГ20Н6Ф ($C_N = 1.2\%N$) и Х14АМСФ ($C_N = 1.1\%N$). Для экспериментов по азотированию изготовлены стандартные образцы с необходимой шероховатостью поверхности и нанесением отпечатков (на ПМТ-3). На рис. 1 (а) приведены форма и размеры ХТО-образцов, которые применялись в ТВК машины ИМАШ20-75 (АЛА-ТОО) для: осуществления процессов ХТО; проведения деформационной активации поверхности; выполнения механических испытаний на разрыв. Изучение процессов *in situ* азотирования и кинетики формирования поверхностных структур проводились непосредственно в процессе ХТО с помощью высокотемпературного длиннофокусного микроскопа МВТ-71У4.2 (увеличение 100^X и 500^X). На рис. 1 (б) показаны начальные стадии *in situ* азотирования деформационно-активированной поверхности стали Х18АГ10Н16 ($C_N = 0.5\%N$) после вакуумного травления ($T = 1250^{\circ}C$, $P = 10^{-5}$ мм Hg, $t = 20$ мин).

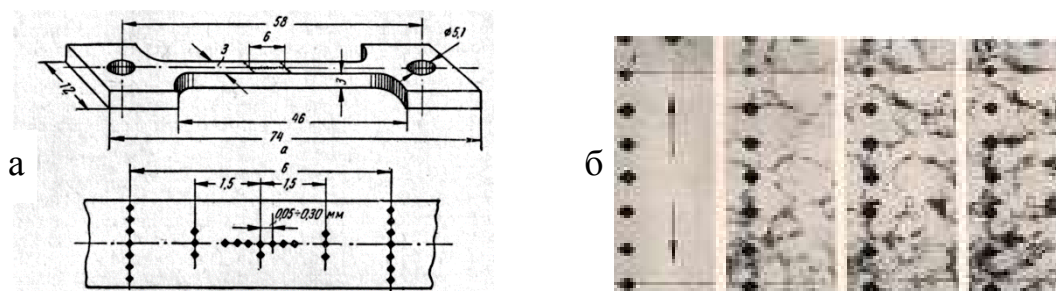


Рисунок 1 - Форма и размеры образцов ВАС (а); начальные стадии *in situ* азотирования: $T_{аз} = 520^{\circ}C$, время $t_{аз} = 0, 10, 20$ и 30 мин соответственно (б)

Интенсификация процессов формирования поверхностных ХТО-структур осуществлялась в условиях пиролиза карбамида и диссоциации аммиака ($T = 520^{\circ}\text{C}$, $t = 2 \div 6$ ч) и деформационной активации поверхности образцов ВАС ($\Delta\sigma = 0 \pm 200 \text{ Н/м}^2$).

Расчет характеристик прочности и пластичности ХТО-образцов проводили в соответствии с ГОСТ 1497-84. Ударную вязкость определяли на образцах с U-образным надрезом (согласно ГОСТ 9454-78). Износостойкость ХТО-образцов определяли на машине 2168-УНЦ в условиях сухого трения. Износ оценивали (согласно ГОСТ 27860-88) по методу отпечатков от алмазного индентора. Испытания проводили при комнатной температуре, скорость скольжения $V = 1 \text{ м/с}$, путь трения $S = 500 \text{ м}$, осевые нагрузки $P = 20 \div 100 \text{ Н}$. Величину износа вычисляли по формуле: $l = 0.125 \cdot (L^2 - l^2) / r$, где l - износ (увеличение ширины отпечатков), мм; L - ширина отпечатков после испытания; l - ширина отпечатков до испытаний; $r = 10 \text{ мм}$ - радиус контртела из стали ШХ15 с твердостью 58 HRC. Распределение микротвердости по толщине азотированного слоя определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке $P = 1 \text{ Н}$ (ГОСТ 9450-76). За эффективную толщину азотированного слоя принимали расстояние от поверхности до зоны с микротвердостью $H_{\mu} = 450 \text{ МПа}$. Точность определения эффективной толщины слоя составляла $\Delta h = 2.5 \text{ мкм}$. Фазовый состав исследуемых сталей определяли методом рентгеноструктурного анализа (Дрон-3, излучение Co). С целью изучения дополнительных возможностей управления поверхностной прочностью ХТО-образцов осуществляли закалку ($T = 620 \div 740^{\circ}\text{C}$, $t = 30 \div 60 \text{ мин}$, среда охлаждения: воздух, масло и вода), или охлаждение с печью (в атмосфере молекулярного азота).

Результаты исследований и их обсуждение. Исходной структурой ВАС перед азотированием является аустенит, что обеспечивает при ХТО получение однородных азотированных слоев без хрупкой нитридной сетки по границам аустенитных зерен. Обнаружено, что поверхностное азотирование ВАС X18AG10N16 ($C_N = 1.1 \text{ \%N}$) обеспечивает получение более глубоких диффузионных слоев по сравнению с образцами с меньшей объемной концентрацией азота ($C_N = 0.06, 0.3 \text{ \%N}$).

Показано, что увеличение толщины ХТО-слоя приводит к повышению механических свойств ВАС (рис. 2, а). ХТО-обработка ВАС X18AG10N16 ($C_N > 0.5\%N$) обладает рядом особенностей: высокой склонностью к деформации и повышенной термической стабильностью (рис. 2, б).

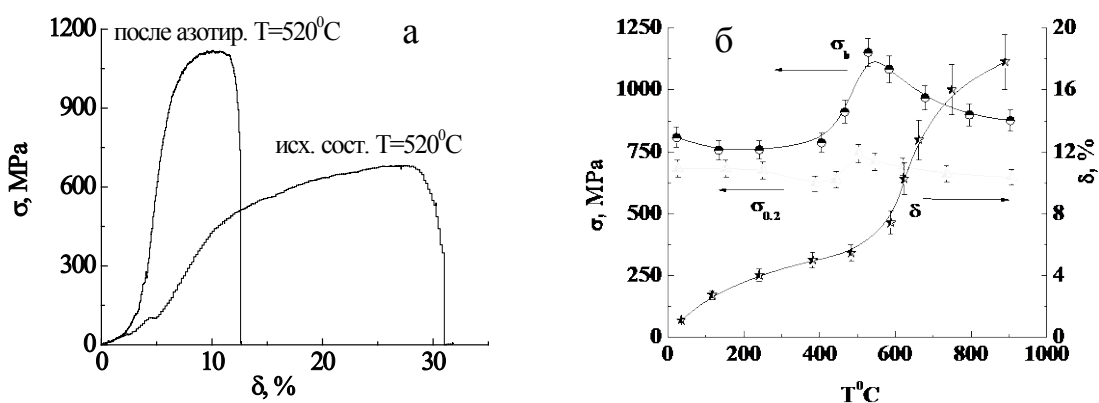


Рисунок 2 - Кривые деформации исходного и азотированного образцов стали X18AG10N16 ($C_N = 1.1 \text{ \%N}$) при $T = 520^{\circ}\text{C}$ (а); характер изменения механических свойств (σ_b , $\sigma_{0.2}$ и δ) ХТО-образцов от температуры испытания ($T = T_k \div 1000^{\circ}\text{C}$, б)

По данным РСА ХТО-структура стали X18AG10N16 ($C_N = 1.1 \text{ \%N}$) обладает высокой плотностью дислокаций: $\Omega = (2 \div 5) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ и достаточно низким уровнем остаточных напряжений. Для получения градиентного поверхностного слоя применяли закалку. Обнаружено, что среда охлаждения (воздух, масло и вода) не оказывала

существенного влияния на характеристики механических свойств данной стали: $\sigma_T = 1050 \div 1100$ МПа, $K_{CU} = 0,8 \div 0,9$ МДж/м². После закалки ($T = 750^\circ\text{C}$) микротвердость поверхности снижается с $H_{\mu} = 920$ МПа до $H_{\mu} = 650$ МПа и увеличивается эффективная толщина азотированного слоя: $h_{\text{эфф}} = 150$ мкм. Кроме этого, обнаружена разница в характере распределения микротвердости: H_{μ} мало изменяется при удалении от поверхности (до 200 мкм), в зоне до 300 мкм микротвердость начинает увеличиваться, а затем опять снижается. Это обусловлено изменением концентрации азота по сечению ХТО-слоя. Нагрев до $T = 600^\circ\text{C}$ не приводит к изменению H_{μ} , что свидетельствует о высокой теплостойкости азотированного слоя стали X18AG10N16. Значительные изменения в слое происходят при нагреве до $T = 650^\circ\text{C}$ и выше. С повышением температуры нагрева наблюдается тенденция к снижению максимальной микротвердости поверхностного слоя. Так, нагрев до $T = 650^\circ\text{C}$ приводит к уменьшению микротвердости с $H_{\mu} = 920$ МПа до $H_{\mu} = 780$ МПа. Нагрев до $T = 700^\circ\text{C}$ приводит к снижению H_{μ} от 920 МПа до 700 МПа. Закалка от $T = 750^\circ\text{C}$ снижает H_{μ} до 650 МПа. Разупрочнение азотированного слоя может быть вызвано коагуляцией нитридов, рекристаллизацией азотистой фазы или фазовой перекристаллизацией.

Рентгеноструктурными исследованиями показано, что нагрев до $T = 600^\circ\text{C}$ не приводит к изменению структуры и фазового состава. Нагрев до $T = 650^\circ\text{C}$ и охлаждение на воздухе обеспечивает закалку азотированного слоя. Повышение температуры до $T \geq 700^\circ\text{C}$ способствует увеличению толщины диффузионного слоя и обеспечивает растворение в аустените большего количества нитридов, что приводит к обогащению аустенита азотом и легирующими элементами, а также увеличивает его термическую устойчивость. Принципиальная особенность азотированного слоя ВАС типа X18AG10N16 - отсутствие выделений α -фазы после закалки на воздухе с различной скоростью охлаждения: $\Delta T/\Delta t = 50 \div 100^\circ\text{C}/\text{мин}$. Последующий отпуск при $T = 400 \div 450^\circ\text{C}$, $t = 1 \div 2$ ч, по данным рентгеновских исследований, также не приводит к выделению α -фазы.

Заключение. Таким образом, ХТО-азотирование и последующая закалка ВАС типа X18AG10N16 ($C_N > 0.5\%$ N) позволяют получить высокие значения прочности, пластичности, ударной вязкости объема и износостойкости поверхностного слоя.

Применение методов интенсификации ХТО позволило путем варьирования температурно-временными и газотранспортными режимами обработки, управлять скоростями протекания диффузионных процессов и нитридных выделений, формировать заданные поверхностные структуры, а также управлять физико-механическими свойствами упрочненного слоя ВАС. Их повышение возможно за счет термической обработки после азотирования.

Азотированная сталь после термической обработки способна обеспечить сочетание высоких значений прочности, пластичности, вязкости сердцевины и износостойкости поверхности. Интенсификация ХТО способна повысить микротвердость, контактную выносливость, сопротивление изнашиванию, коррозионную стойкость и расширить возможности функционального применения ВАС.

**ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ,
ИНИЦИИРОВАННОЙ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ**

**Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.³, Кулага Е.И.², Ачкасов А.Н.²,
Галаганов О.О.²**

¹*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина*
E-mail: malashenko@fti.dn.ua

²*Донецкий национальный университет, Донецк, Украина*

³*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина*

Использование лазерных технологий обработки является одной из основ бурного развития материаловедения и создания новых материалов с заданными свойствами и имеет как фундаментальное, так и прикладное значение. Использование лазерных импульсов высокой мощности позволяет генерировать ударные волны в металлах, сплавах и других функциональных материалах, в результате чего в них создаются сверхвысокие давления, происходит деформирование с экстремально высокой скоростью, а их структура претерпевает колоссальные изменения за очень короткие временные интервалы [1-3]. В ходе этих процессов скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^8 \text{ s}^{-1}$, а изменение механических свойств кристаллов определяется главным образом движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возбуждениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры. При этом дислокации движутся со скоростями $v \geq 10^{-2} c$, где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, и преодолевают эти барьеры без помощи тепловых флуктуаций. Это так называемая динамическая область скоростей. Механизм диссипации при динамическом взаимодействии со структурными дефектами заключается в необратимом переходе кинетической энергии дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения [4-6]. Этот механизм весьма чувствителен к виду спектра дислокационных колебаний. При высокоскоростной деформации плотность дислокаций достигает весьма больших значений, а взаимодействие дислокаций между собой приводит к перестройке дислокационного спектра, что в свою очередь облегчает преодоление дислокациями различных точечных дефектов (примесей, междоузельных атомов, вакансий).

Эффективность действия исследуемого нами механизма диссипации была подтверждена авторами работы [7], которые теоретически исследовали движение дислокации в динамической области скоростей и доказали, что в результате взаимодействия с точечными дефектами она испытывает сильное возбуждение собственных колебаний. Авторы приведенной работы учли случайный характер передачи движущейся дислокации импульса отдельными примесными атомами и вычислили корреляционную функцию $G(\tau) = \langle w(z, t)w(z, t + \tau) \rangle$, где функция $w(z, t)$ описывает смещение единичного участка дислокации при ее колебаниях в процессе скольжения по кристаллу. Последняя может быть определена экспериментально через пропорциональную ей корреляционную функцию неупругого рассеяния света $\langle E(t)E(t + \tau) \rangle$, которая может быть измерена с помощью спектроскопии оптического смещения. Упомянутый экспериментальный метод дает возможность измерить флуктуации поля через флуктуации тока за времена, меньшие характерного периода колебаний дислокации, благодаря чему значительно расширяются возможности традиционных оптических методов, широко используемых при экспериментальном исследовании дислокационных структур. Согласно оценкам авторов работы [7], амплитуда раскачки дислокации может на несколько порядков превзойти амплитуду тепловых колебаний, при этом раскачка собственных колебаний происходит тем эффективней, чем большее искажение вносят точечные дефекты в решетку кристалла, то есть возрастает с увеличением параметра несоответствия.

Основываясь на подходе, используемом в развитой нами теории динамического взаимодействия структурных дефектов [4-6], мы можем записать выражение для силы

динамического торможения движущейся краевой дислокации точечными дефектами в следующем виде

$$F_d = \frac{nb^2}{8\pi^2 m} \int d^3 q |q_x| \cdot |\sigma_{xy}^d(\vec{q})|^2 \delta(q_x^2 v^2 - \omega^2(q_z)) \quad (1)$$

где $\omega(q_z)$ – спектр дислокационных колебаний, n – объемная концентрация дефектов, m – масса единицы длины дислокации, b – модуль вектора Бюргерса, $\sigma_{xy}^d(\vec{q})$ – Фурье-образ соответствующей компоненты тензора напряжений, создаваемых дефектом. Величина этой силы определяет динамический предел текучести и другие макроскопические характеристики кристалла.

Поскольку исследуемый механизм диссипации реализуется благодаря возбуждению колебаний дислокации, он оказывается весьма чувствительным к виду дислокационного колебательного спектра, в частности, его эффективность зависит от наличия щели в этом спектре. Наличие спектральной щели означает, что дислокация совершает колебания, находясь в параболической потенциальной яме. Задачи о колебаниях дислокации в потенциальной яме рассматривались и другими авторами, в частности, задача о дислокационных колебаниях в рельефе Пайерлса. Однако в рамках развитой нами теории решаются задачи о движении дислокации, совершающей колебания в потенциальной яме, перемещающейся по кристаллу вместе с ней. Такая яма может быть создана в результате коллективного взаимодействия точечных дефектов с движущейся дислокацией, коллективного взаимодействия дислокаций движущегося ансамбля с каждой отдельной дислокацией, магнитоупругого взаимодействия дислокации с магнитной подсистемой кристалла, действия сил изображения на дислокацию, скользящую в приповерхностном слое. В перечисленных выше случаях спектр дислокационных колебаний имеет вид

$$\omega^2(q_z) = c^2 q_z^2 + \Delta^2, \quad (2)$$

где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, Δ – спектральная щель, которая может быть описана приближенным выражением

$$\Delta = \frac{c}{L}, \quad (3)$$

где L – характерный масштаб взаимодействия, вносящего главный вклад в формирование щели. Именно величина этой щели определяет глубину параболической потенциальной ямы, в которой колеблется скользящая дислокация.

При ударно-волновом воздействии на кристалл, в частности, при использовании мощных лазерных импульсов, при деформации твердых тел методом динамического канально-углового прессования плотность подвижных дислокаций возрастает до значений $\rho = 10^{14} - 10^{15} \text{ м}^{-2}$. При этом главный вклад в формирование щели в колебательном спектре вносит коллективное взаимодействие дислокаций ансамбля с каждой дислокацией, а сама щель определяется выражением

$$\Delta_{dis} = c\sqrt{\rho} = c/l_{dis}, \quad (4)$$

где l_{dis} – среднее расстояние между дислокациями. Выражение для вклада упругих точечных дефектов в величину динамического предела текучести в этом случае имеет вид

$$\tau_d = G \frac{n_d \dot{\epsilon}}{\rho^2}, \quad (5)$$

где G – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла, n_d – безразмерная концентрация точечных дефектов, $\dot{\epsilon}$ – скорость пластической деформации.

Под действием лазерного импульса возникает ударная волна, при ее распространении во всем объеме твердого тела начинается генерация вакансий, плотность которых может превысить равновесное значение на несколько порядков.

При резком охлаждении эти вакансии замораживаются и могут оказывать существенное влияние на механические свойства твердых тел. Вклад торможения дислокаций вакансиями в величину динамического предела текучести пропорционален концентрации вакансий и скорости пластической деформации.

Весьма важным как с научной, так и с практической точки зрения является исследование высокоскоростной деформации состаренных сплавов, в том числе алюминиевых, которые являются важными конструкционными материалами для авиации и космонавтики. При старении алюминий-медного сплава в нем образуются зоны Гинье-Престона – дискообразные дефекты толщиной от одного до нескольких атомных слоев и радиусом от нескольких нанометров до десятков нанометров. Препятствуя движению дислокаций, они способствуют повышению прочности сплава. Нами было показано, что возрастание плотности подвижных дислокаций при высокоскоростном деформировании состаренных металлов приводит к возникновению эффекта сухого трения при их динамическом взаимодействии с зонами Гинье-Престона, в результате чего возрастает динамический предел текучести сплава. Эффект сухого трения должен наблюдаться при скоростях

$$v < v_G = cR\sqrt{\rho} = c\frac{R}{l_{dis}} \quad (6)$$

где l_{dis} – среднее расстояние между дислокациями, R – средний радиус зоны Гинье-Престона, ρ – плотность подвижных дислокаций. Вклад торможения дислокаций зонами Гинье-Престона в величину динамического предела текучести состаренного сплава может быть описан выражением

$$\tau_G = \beta \frac{n_G R}{\sqrt{\rho}}, \quad (7)$$

где n_G – концентрация зон Гинье-Престона, β – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла. Оценки показывают, что вклад данного механизма диссипации в увеличение динамического предела текучести может составлять десятки процентов.

Литература

1. Batani D. EPL.- 2016.- V. 114.- P. 65001(1-7).
2. Smith R. F., J. H. Eggert, R. E. Rudd, D. C. Swift, C. A. Bolme, and G. W. Journal of Applied Physics.-2011.-V. 110.- P. 123515(1-11)
3. Tramontina D., Bringa E., P. Erhart, J. Hawrelak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Tang Y. // High Energy Density Physics.- 2014.- V. 10. P. 9-15.
4. Malashenko V. V. Physica B: Phys. Cond. Mat. – 2009. – Vol. 404, № 21. – P. 3890–3893.
5. Малашенко В.В. Журнал технической физики. – 2017.- Т. 87, № 5. – С. 791-792.
6. Малашенко В.В. Письма в ЖТФ. – 2017. – Т. 43, № 17. – С. 36-40.
7. Левачева Г.А., Манькин Э. А., Полуэктов П. ПФТТ. – 1985. – Т. 27, № 12. – С. 3709–3711.

ПЛОСКО-РАДИАЛЬНЫЙ ДИСКРЕТНЫЙ БРИЗЕР В МЕДИ

Бачурина О.В.¹, Мурзаев Р.Т.², Дмитриев С.В.²

¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия, obachurina@mail.ru

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия.

В настоящей работе с помощью методов молекулярной динамики исследуются пространственно-локализованные высокоамплитудные колебательные моды [1,2], которые могут существовать в металлах с различной кристаллической решеткой [3-7], сплавах [8-10], алмазе [11], графене [12-14], графене [15-16] и других материалах. Такие колебательные моды получили название дискретных бризеров (ДБ), свойства которых могут оказывать влияние на теплоёмкость и теплопроводность кристаллов [17].

Исследования по обнаружению плоских пространственно-локализованных высокоамплитудных колебательных мод в ГЦК металлах проводились в работах [18,19].

В настоящей работе взаимодействие между атомами описывалось при помощи потенциала на основе метода погруженного атома для меди [20], взятого из

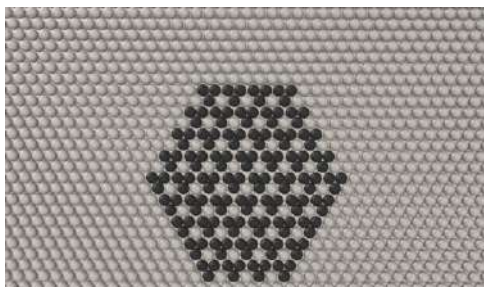


Рисунок 1 - Локализация колебаний атомов плоско-радиального дискретного бризера, расположенного в плотноупакованной плоскости [111] в ГЦК меди.

библиотеки LAMMPS. Возбуждение атомов происходило в центре расчетной ячейки в одной плотноупакованной плоскости [111]. В выбранной для рассмотрения колебательной моде каждый четвертый атом в плоскости [111] остается неподвижным, в то время как остальные атомы в начальный момент времени получают одну и ту же амплитуду смещений от положения равновесия. Локализация колебаний атомов плоско-радиальной колебательной моды в ГЦК меди показана на рис. 1. Степень отклонения атомов от положения равновесия определяется

выражением $r = r_0 + dr \cdot e^{-\frac{r_0}{R}}$, где r_0 – исходное расстояние от центра ДБ, dr – максимальное отклонения атома от положения равновесия, R – определяет степень локализации отклонения атомов в зависимости от удаленности центра дискретного бризера. Таким образом, отклонения атомов вблизи центра ДБ максимальны и по мере удаления уменьшаются по экспоненте. Степень пространственной локализации такова, что значительную амплитуду колебаний имеют от 200 до 400 атомов, в зависимости от амплитуды моды. Предварительные расчеты показали, что устойчивая делокализованная плоская колебательная мода в ГЦК меди наблюдается при начальной амплитуде смещения от положения равновесия в интервале от 0,20 до 0,30 Å, поэтому в ходе моделирования исходной структуры рассматривался только данный интервал амплитуд. Установлено, что в ГЦК решетке меди колебательная мода обладает жестким типом нелинейности, при котором частота увеличивается с ростом амплитуды в диапазоне от 7,35 до 11,95 ТГц. Вследствие этого можно говорить о существовании локализованной колебательной моды или дискретного бризера в ГЦК решетке меди.

На рис. 2 показана зависимость x- и y-компонент смещения от времени одного из атомов, совершающих колебания вдоль оси x и y соответственно. Количество локализованных атомов $R=250$. По сравнению с x- и y-компонентами колебания этого

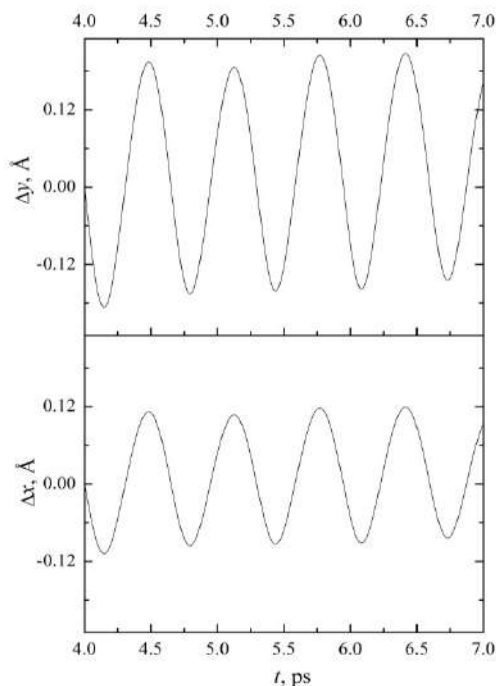


Рисунок 2 - Зависимость x- и y-компонент смещения от времени одного из атомов, совершающих колебания вдоль оси x и y соответственно. Параметр локализации R=250.

атома вдоль оси z оказались незначительны и поэтому в расчет амплитуды колебаний дискретного бризера не принимались. Видно, что данные колебания имеют устойчивый характер в диапазоне от 4 до 7 пс.

Изменение амплитуды колебаний плоско-радиального дискретного бризера в зависимости от номера атома представлено на рис 3. Увеличение количества возбужденных атомов приводит к рассеянию энергии на соседние атомы и уменьшению времени жизни плоско-радиального дискретного бризера.

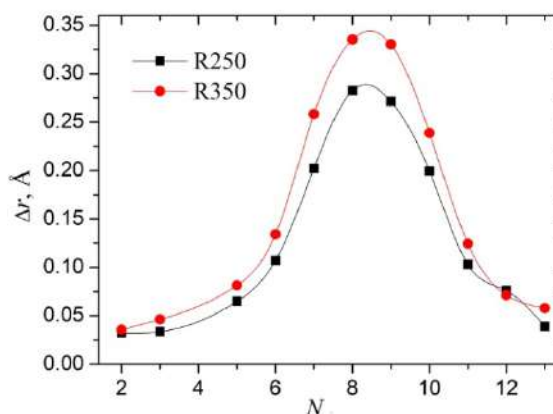


Рисунок 3- Изменение амплитуды колебаний плоско-радиального дискретного бризера в зависимости от номера атома, рассчитанного при двух параметрах локализации R=250 и 350.

Исследования, проведенные при помощи методов молекулярной динамики, позволяют сделать вывод о существовании в ГЦК решетке меди устойчивого плоско-радиального дискретного бризера. Отметим, что дискретный бризер данного типа ранее не был описан в литературе.

Список используемой литературы

1. Сахненко В.П., Чечин Г.М. Симметричные правила отбора в нелинейной динамике атомных смещений // Докл. Акад. Наук. 1993. т. 330. С. 308-310.
2. Chechin G.M., Sakhnenko V.P. Interactions between normal modes in nonlinear dynamical systems with discrete symmetry. Exact results // Physica D: Nonlinear Phenomena. 1998. V.117. №. 1. P. 43-76.
3. Семенов А.С., Мурзаев Р.Т., Кистанов А.А., Бебихов Ю.В. Исследование дискретных бризеров в ГПУ металлах бериллии и цирконии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. т. 12. №. 1. С. 26-30.
4. Murzaev R.T., Kistanov A.A., Dubinko V.I., Terentyev D.A., Dmitriev, S.V. Moving discrete breathers in bcc metals V, Fe and W // Computational Materials Science. 2015. V. 98. P. 88-92.
5. Murzaev R.T., Babicheva R.I., Zhou K., Korznikova E.A., Fomin S.Y., Dubinko V.I., Dmitriev S.V. Discrete breathers in alpha-uranium // The European Physical Journal B. 2016. V.89. №. 7. P. 1-6.

6. Лобзенко И.П., Баязитов А.М., Четвериков А.П., Махмутова Р.И., Кистанов А.А. Численное моделирование трёхмерных дискретных бризеров в ГЦК решётке Ni // Письма о материалах. 2016. т. 6. №. 4. С. 304-308.
7. Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. Моделирование линейного дискретного бризера в никеле // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. т. 14. №. 3. С. 363-367.
8. Медведев Н.Н., Старостенков М.Д., Захаров П.В., Пожидаева О.В. Локализованные колебательные моды в двумерной модели упорядоченного сплава Pt 3 Al // Письма в журнал технической физики. 2011. т. 37. №. 3. С. 7-15.
9. Захаров П.В., Старостенков М.Д., Ерёмин А.М., Чередниченко А.И. Дискретные бризеры в кристалле CuAu // Письма о материалах. 2016. т. 6. №. 4. С. 294-299.
10. Захаров П.В., Старостенков М.Д., Ерёмин А.М. Влияние упругой деформации всестороннего растяжения-сжатия на характеристики дискретного бризера в кристалле Pt 3 Al // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2016. т.13. №. 2. С. 223-229.
10. Murzaev R.T., Bachurin D.V., Korznikova E.A., Dmitriev S.V. Localized vibrational modes in diamond // Physics Letters A. 2017. V. 381. №. 11. P. 1003-1008.
12. Баимова Ю.А., Ямилова А.Б., Лобзенко И.П., Дмитриев С.В., Чечин Г.М. Двумерные кластеры дискретных бризеров в графене // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. т. 11. №. 4-2. С. 599-604.
13. Корзникова Е.А., Савин А.В., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. Дискретный бризер на краю листа графена ориентации "кресло" // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2012. т. 96. №. 4. С. 238-242.
14. Хадеева Л.З., Дмитриев С.В., Кившарь Ю.С. Дискретные бризеры в деформированном графене // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2011. т. 94. №. 7. С. 580-584.
15. Баимова Ю.А., Мурзаев Р.Т., Лобзенко И.П., Дмитриев С.В., Жоу К. // Дискретные бризеры в графене: влияние температуры. Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2016. т. 149. вып. 5, С. 1005–1010.
16. Лобзенко И.П., Безуглова Г.С. Численное исследование дискретных бризеров с мягким типом нелинейности в графене и графене с использованием метода функционала плотности. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. т. 12 №3. С. 361-365.
17. Дмитриев С.В., Корзникова Е.А., Баимова Ю.А. Веларде М.Г. Дискретные бризеры в кристаллах // Успехи физических наук. 2016. Т. 186. № 5. С. 471-488.
18. Бачурина О. В., Мурзаев Р. Т., Корзникова Е. А., Дмитриев С.В. Исследование одномерной нелинейной колебательной моды в ГЦК алюминии // Materials Physics and Mechanics. 2017. т. 33. С. 49-56.
19. Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. Исследование плоской колебательной моды в ГЦК металле никеля в плоскости [111] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. т. 14. №. 3. С. 363-367.
20. Foiles S. M., Baskes M. I., Daw M. S. Embedded-atom-method functions for the fcc metals Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, and their alloys //Physical review B. – 1986. – Т. 33. – №. 12. – С. 7983.

**НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД С ПОЗИЦИЙ ФИЗИКИ
ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИКИ ТРЕЩИН**

Викторов С.Д, Кочанов А.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, г.Москва, Россия
e-mail: kochanov@mail.ru*

Изучение природы разрушения твердых тел, в том числе горных пород, является одной из приоритетных проблем механики и физики прочности. При кажущейся простоте разрушения его механизм весьма сложен и охватывает огромную область на шкале размеров, начиная от атомного масштаба, а завершается визуальными проявлениями. В рамках современных представлений разрушение материалов является неравновесным пространственно-временным процессом накопления повреждаемости, обусловленного образованием и развитием разномасштабных по размерам (от десятков нанометров и более) пор и трещин. природа которого заключается в микроскопической неоднородности материалов и их структурных особенностях [1-5].

Описание роли теплового движения в процессе разрушения составляет основу кинетическая концепция прочности С.Н. Журкова, которая базируется на экспериментальных результатах, полученные для широкого круга материалов искусственного и естественного происхождения, включая полимеры, металлы, горные породы. Важным следствием кинетического подхода к процессу разрушения твердых тел стало количественная формулировка критерия, известного как концентрационный критерий разрушения. Применительно к горным породам разрушение протекает в две стадии, одна из которых связана с объемным накоплением микродефектов. Представление разрушения, как пространственно-временного процесса накопления и развития нарушений сплошности материала, позволяет обосновать принципиальную возможность прогноза разрушения, например, по интенсивности акустической и электромагнитной эмиссии.

Развитие современной механики разрушения связано с пониманием фундаментальной роль трещин в снижении прочности твердых тел (А.Гриффитс) и введением константы, получившей название «вязкость разрушения» (трещиностойкость). При этом минимальная длина трещины, развивающейся в сплошном теле, определяется уровнем напряжений: чем меньше их значения, тем больше минимальная длина трещин. Кроме того, в работах Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова, признанных в настоящее время классическими, введено понятие поврежденности, что в неявном виде это подразумевает накопление множественных микродефектов.

Вопрос о размерах микродефектов, ответственных за процесс разрушения, достаточно сложен и не решен до настоящего времени и требует проведения дальнейших экспериментальных исследований. В работе [6] с применением метода компьютерной рентгеновской микротомографии получены интересные результаты по оценке размеров микродефектов в образцах горных пород.

С применением этого метода с целью изучения развития микродефектов в горных породах в настоящей работе выполнены экспериментальные исследования. Особенность методики экспериментов заключалось в том, что в качестве образца использовался гранит, представляющий собой природный поликристаллический материал, который до изготовления образцов подвергался динамическому

воздействию. Исследование структуры образцов гранита проводилось на томографе SkyScan 1272.

В результате сканирования было установлено наличие микропор диаметром от 1,0 до 5,0 мкм, которые имели неравномерное распределение в объеме гранита, как это следовало из полученных 3D изображений (рис. 1). Общая пористость исследованного образца равна ~1,8 %. В объеме гранита зафиксированы также микротрещины шириной от 3 до 10 мкм, длиной ~ 1000 мкм. Пустотное пространство некоторых трещин залечено более плотным минералом. Некоторые микротрещины связаны между собой и образуют разветвленную сеть. Результаты исследований с применением метода компьютерной рентгеновской микротомографии опубликованы в работе [7].

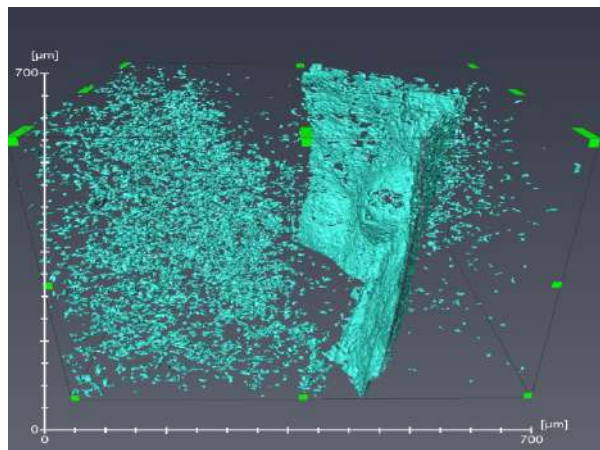


Рисунок 1- Область повышенной концентрации микродефектов в объеме гранита по данным рентгеновской микротомографии

С целью изучения микротрещин и их эволюции при динамическом разрушении выполнены ранее экспериментальные исследования на образцах различных горных пород, результаты которых представлены в работе [8]. С помощью электронной микроскопии анализировались поверхности фрагментов образцов горных пород до и после динамического воздействия. На основании экспериментов в условиях действия высокого импульсного давления ~1-5 ГПа установлено образование микротрещин, минимальная величина раскрытия которых составляет ~ 0,1 мкм.

Развитие микротрещин в результате взрывного воздействия оценивалось также с применением ультразвукового метода по скорости продольных волн. В качестве примера на рисунке 2а представлен график относительного изменения скорости $\bar{C}_p = (C_{p0} - C_p(R))/C_{p0}$ в зависимости от расстояния R от заряда в образцах песчаника и мрамора. Кроме изменения скорости продольных волн, обусловленное развитие микродефектов, прямыми экспериментальными испытаниями установлено снижение прочности на растяжение образцов песчаника, что отражает рисунок 2б.

Следует также отметить результаты исследований контроля эмиссии частиц с помощью лазерных счетчиков как принципиально нового подхода и метода к изучению характера разрушения материалов в зависимости от их структурных особенностей [9].

Проблема прочности материалов носит не только фундаментальный характер, но и ее решение, в частности, необходимо для безопасного и эффективного освоения недр, например при строительстве подземных сооружений или ведении горных работ, в том числе с целью предупреждения катастрофического разрушения в виде горных ударов и других опасных динамических явлений.

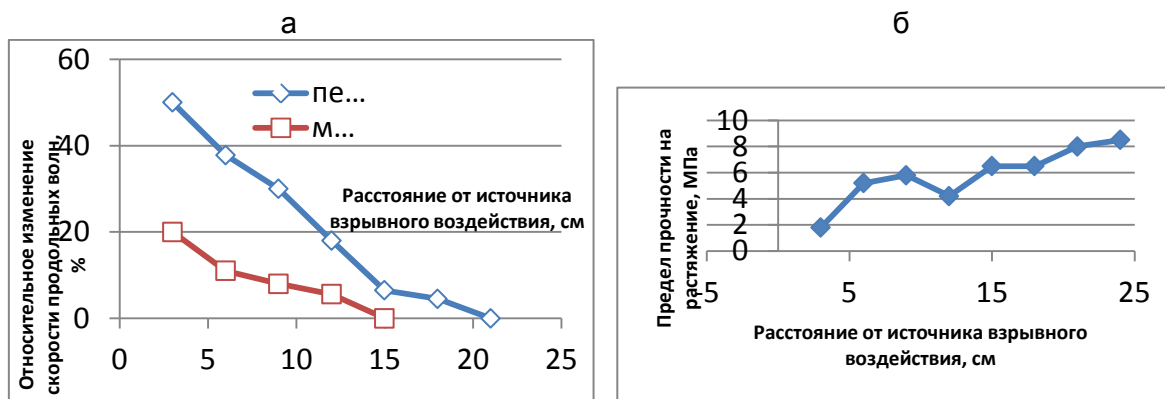


Рисунок 2 – Относительное изменение скорости продольной волны (а) и прочности (б) с расстоянием от источника взрывного воздействия

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-17-00066).

Список литературы

1. Журков, С.Н. Кинетическая концепция прочности твердых тел/ С.Н. Журков// Известия АН СССР. 1967.т.3.№10. С.1767-1777.
2. Ботвина, Л.Р. О некоторых общих закономерностей в механике и физике разрушения/Л.Р. Ботвина//VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва 7-10 ноября 2017. Сборник материалов М.: ИМЕТ РАН. 2017. С.240.
3. Бетехтин, В.И. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах/ В.И.Бетехтин, А.Г. Кадомцев// Физика твердого тела. 2005. Т.47. вып. 5. С.801-807.
4. Новожилов, В.В., Слепян Л.И. Некоторые проблемы и достижения механики разрушения/ В.В. Новожилов, Л.И. Слепян// Вестник РАН АН СССР. 1987. №9. С.98-108.
5. Моисеенко, Д.Д. Физическая мезомеханика разрушения твердых тел как нелинейных иерархически организованных систем/ Д.Д. Моисеенко, В.Е. панин// Механика твердого тела. 2015.№4. С.42-55.
6. Дамаскинская, Е.Е. Эволюция микротрещин в объеме деформируемого гетерогенного материала по данным рентгеновской микротомографии / Е.Е. Дамаскинская, И.А. Пантелеев, Д.Р. Гафурова, Д.И. Фролов, В.Л. Гиляров, Д.В. Корост// Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LYIII международной конференции, 16-19 мая, 2017 г. Пермь.2017. – С.77
7. Викторов, С.Д. Анализ дефектов структуры в граните методом компьютерной рентгеновской микротомографии / С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов А.Н., А.А. Пачежерцев //Тез. Докладов Седьмой Международной конференции «Кристаллофизики и деформационное поведение перспективных материалов» 2-5 октября 2017. М.: МиСиС.2017. –С.56
8. Викторов, С.Д. Развитие микротрещин при динамическом разрушении горных пород / С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов// Изв. РАН. Серия физическая. – 2015. – т.79, №6. – С. 829-831.
9. Александров, П.А. Результаты экспериментальных исследований образования субмикронных частиц при разрушении твердых тел // П.А. Александров, С.Д. Викторов, В.И. Калечиц, А.Н. Кочанов // Известия РАН. Серия физическая. 2016. том 80. № 11. – С. 1496–1499.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ УДАРНЫМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЕМ

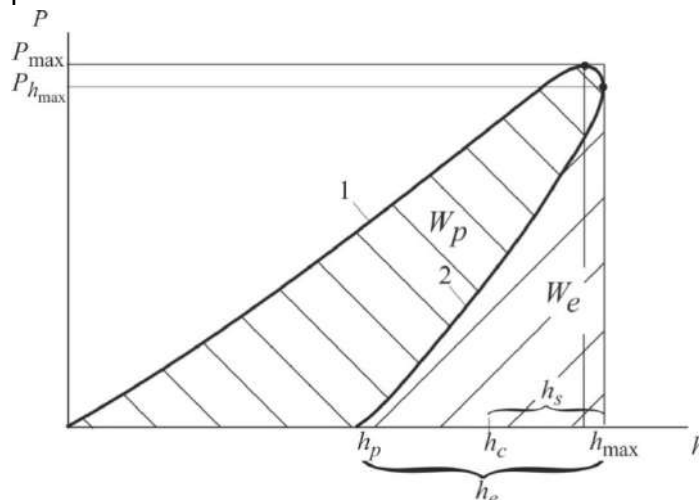
Крень А.П.

Институт прикладной физики НАН Беларуси, г. Минск, alekspk@mail.ru

Пластичность наряду с пределом текучести и временным сопротивлением является важнейшей характеристикой металлов, по которой оценивается их способность претерпевать значительную пластическую деформацию перед разрушением. Благодаря этому свойству при деформировании металла происходит перераспределение локальных напряжений по всему объёму материала, что уменьшает опасность разрушения. На пластичность металлов, как и на величину твердости, сильное влияние оказывает скорость деформации, вид кристаллической решетки и компоненты примесей, что подтверждается существенным отличием пластичности металлов с примесями от чистых металлов.

Целью настоящей работы являлась оценка возможности определения характеристик пластичности с помощью метода ударного микроиндентирования, осуществляемого сферическим наконечником. При этом было предложено характеризовать пластичность металла соотношением пластической и полной деформаций в образующейся при вдавливании лунке с учетом измеряемого одновременно модуля упругости металла.

В работе для определения пластичности использовался прибор типа ИСУМ-1 [1], разработанный в ИПФ НАН Беларуси, позволяющий по данным одного микроудара получить полный цикл нагружения – силовую диаграмму «контактное усилие P – глубина вдавливания индентора h ». Типичный вид диаграммы при испытании упругопластического материала показан на рис. 1. Диаграмма включает стадию нагружения, на которой глубина внедрения увеличивается, и стадию разгрузки, на которой происходит восстановление упругих деформаций, запасенных в материале на стадии нагружения. Как видно из рис. 1, по диаграмме можно непосредственно определить значения пластической h_p , упругой h_e и максимальной h_{max} глубин вдавливания индентора.



1 – стадия нагружения, 2 – стадия разгрузки

Рисунок 1 - Диаграмма вдавливания индентора в упругопластический материал (W_p – пластическая и W_e – упругая составляющие работы деформирования)

Пластичность $\bar{\delta}_d$ при индентировании определялась по отношению пластической деформации к общей. Используя выражение Тейбора [2] была получена следующая формула:

$$\bar{\delta}_d = \frac{h_p}{h_{\max}^{-0,5} h_e} \quad (1)$$

Формула (1) удобна для использования, поскольку все параметры для определения пластичности $\bar{\delta}_d$, входящие в формулу, берутся непосредственно из диаграммы динамического вдавливания (рис. 1). В тоже время, на определяемое по формуле (1) значение $\bar{\delta}_d$, оказывает влияние модуль упругости материала E и тип кристаллической решетки. Данный факт был учтен введением специального поправочного коэффициента. Эксперименты по определению $\bar{\delta}_d$ проводились на стальных образцах с различной термообработкой, образцах из алюминия и меди (с разной степенью прокатки), титана, вольфрама и их сплавов.

Проведенные эксперименты доказали возможность использования индентирования для разделения материалов по пластическим характеристикам. Так, в частности, показано, что $\bar{\delta}_d$ чистого титана почти в 2 раза превышает пластичность деформированного титанового сплава ВТ-6, что полностью соответствует справочной информации [3]. Пластичность чистой меди существенно превышает $\bar{\delta}_d$ ее сплава – латуни. Термообработка углеродистых сталей в значительной мере влияет на пластичность, понижая ее с ростом твердости, а повышение температуры увеличивает значения $\bar{\delta}_d$. Опыты, проведенные на алюминии с разной степенью прокатки, подтвердили, что его $\bar{\delta}_d$ снижается, что вполне естественно, поскольку при таком виде обработки запас пластичности также уменьшается.

Таким образом, предложен новый метод определения пластичности по отношению глубины пластического вдавливания к контактной глубине в отпечатке с отстройкой от влияния модуля упругости материала. Метод является неразрушающим, основан на использовании динамического индентирования, предусматривающего регистрацию кривой нагружения, и доказал свою эффективность и чувствительность при определении пластических свойств металлов и сплавов. Определяемая характеристика пластичности имеет диапазон изменения для металлических материалов от 0,9 для чистой меди до 0,18 для стали с твердостью 62,2 HRC. Метод позволяет оценивать запас пластичности в изделиях, подвергающихся технологическим или эксплуатационным пластическим деформациям, а также температурному воздействию.

Литература

1. Крень А.П., Мацулевич О.В. Применение метода динамического индентирования для контроля механических характеристик композиционных материалов // Современные методы и приборы контроля качества и диагностики состояния объектов: сб. ст. 6-й Междунар. науч.-техн. конф. / Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2017. – С.265-269.
2. Tabor, D. The Hardness of Metals / D.Tabor. – London: Oxford University Press, 1951. –173 p.
3. ГОСТ 26492–85. Прутки катаные из титана и титановых сплавов. – Введ. 1987-01-01. – М. Изд-во стандартов, 1985. – 31 с.

ОБЪЕМНОЕ ДИНАМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛИ В ТВЕРДОМ АГРЕГАТНОМ СОСТОЯНИИ

¹Марукович Е.И., ²Ушеренко Ю.С., ³Яздани-Черати Джавад Х., ³Ушеренко С. М.

¹Институт металлов НАН Б, info@itm.by,

²Институт повышения квалификации и переподготовки кадров БНТУ, ³БНТУ.
info@itm.by, osher_yu@mail.ru, j.yazdani.c@gmail.com, usherenko@gmail.com

Аннотация. При пульсации переменного поля давлений в стальной заготовке и одновременной прошивки стальной заготовки сгустками микрочастиц реализуется процесс динамического легирования. В зонах взаимодействия микрочастиц и стальной матрицы наблюдается изменение химического состава матричной стали.

Процесс сверхглубокого проникания (СГП) в основном реализуется как легирование стальной преграды по объему сгустками микроударников на глубину в десятки и сотни миллиметров. В объеме стальной заготовки возникают многочисленные закрытые структурные элементы, в которых можно обнаружить химические элементы, вводимые в форме микрочастиц порошка, но, как правило, наблюдают также занос дополнительных химических элементов.

Размывание по объему преграды массы вводимого вещества можно реализовать при интенсивном трении пучков микрочастиц об матрицу, а соответственно за счет интенсивного торможения микрочастиц при трении. Такой вариант переноса массы (легирования) в сталь представляется энергозатратным. В настоящее время возможности объяснить уменьшение сопротивления ударникам при их движении в твердом теле за счет механизмов, позволяющих экономить кинетическую энергию, полностью исчерпаны. Полученные результаты доказывают, что кинетическая энергия соударения сгустка дискретных ударников с преградой составляет только несколько процентов от общего объема затрат энергии [1]. Поэтому основу базовых исследований составили поиски источников дополнительной энергии. Такой источник энергии должен в условиях кумулятивных процессов в объеме твердого тела, а соответственно в условиях высоких градиентов плотности, генерировать дополнительную энергию в форме полей высокого давления, что позволяет объяснить динамический характер массопереноса. Более чем сорока лет особое внимание было сконцентрировано на поиске вариантов эффективного использования кинетической энергии удара дискретных частиц (ударников) при движении в твердом теле [1]. Однако, к сожалению, все предложенные концепции явления сверхглубокого проникновения, в основу которых были положены допущения, что существуют условия скачкообразного уменьшения затрат энергии, оказались не удачными.

Специалистам в области «физики удара» было с самого начала понятна фундаментальность возникшей дилеммы. Или удастся найти необычный механизм эффективного преобразования энергии удара сгустка в энергию движения отдельных ударников, или нужно будет признать возможность реализации в автомобильном режиме процесса генерации дополнительной энергии.

В ходе последующих исследований было установлено, что источником дополнительной энергии, обеспечивающим реализацию сверхглубокого проникновения, является процесс кавитации микро полостей в плотной плазме (термоядерный синтез) [3]. В этом варианте процесса СГП появляется возможность объяснить занос в объем стальной преграды новых химических элементов. Интенсивные динамические процессы также должны менять структурные элементы.

Целью настоящей работы является изучение эффектов динамического легирования сталей в рамках режима сверхглубокого проникания.

1. Особенности массопереноса при прошивке стали в режиме сверхглубокого проникания

В данном случае $NB = 2417 \text{ Дж/м}^3$, т.е. доля плотности энергии вводимой за счет единичного ударника (b_2) составляет 1,4%. Сжатие канала при кумуляции энергии предопределяет потерю массы ударника по глубине, что и наблюдается в прямом

эксперименте. Рассмотрим экспериментальные результаты изменения диаметра каналов, приведенные в работе. Типичный пример такого канала на стальном шлифе показан на рисунке 1.

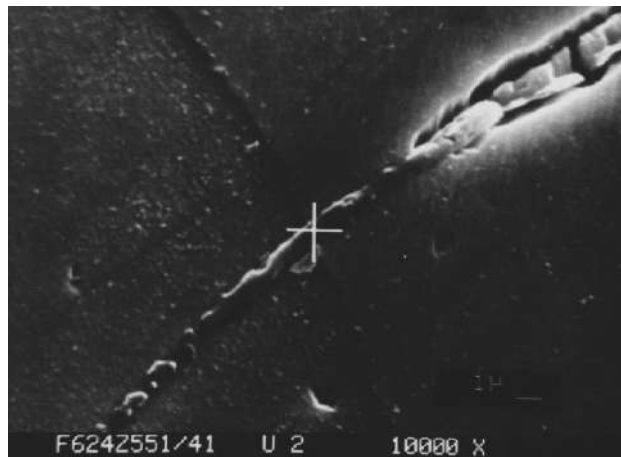


Рисунок 1 - Структура канала в стальной преграде.

За диаметр канала принимается поперечный размер полости с существенно отличающейся от исходного материала преграды травимостью. Избирательная травимость структуры может быть объяснена только наличием высокой дефектности материала канальной зоны, что подтверждается исследованием ее тонкой структуры [1]. Известно, что изменения наблюдаемого диаметра канала (d_k) по глубине имеют периодический характер.

Исследования канальных структур в стали позволили выявить наличие зон без канальной полости. Причем на них виден центральный канальный стержень (рисунок 1). Отсутствие избирательного вытравливания вблизи стержня может быть объяснено только тем, что в этой зоне матричный материал находится в области высоких остаточных сжимающих напряжений. В зонах растягивающих напряжений канальная зона растравливается, образуя на шлифах полости, а в зонах сжимающих напряжений не растравливается.

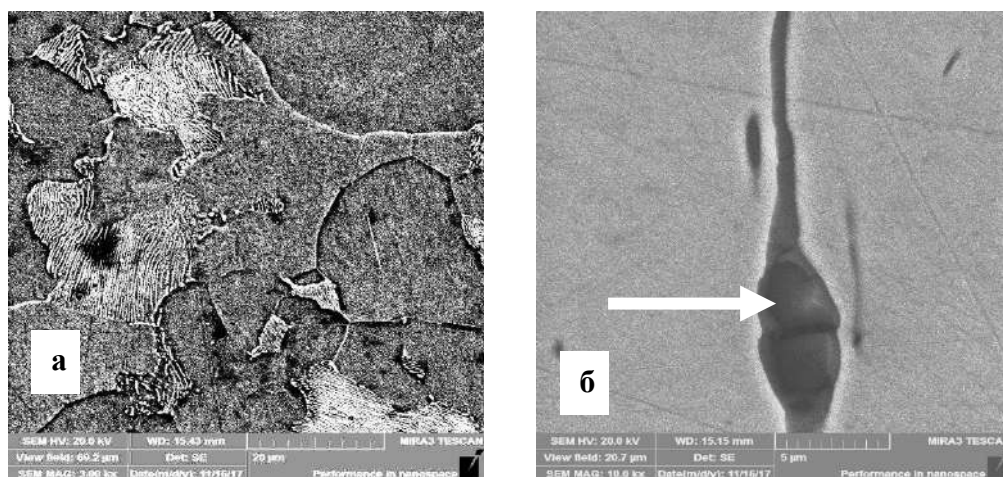
2. Генерация энергии при прошивке стальной защитной преграды в условиях режима сверхглубокого проникания.

При движении в металлической преграде сгустка микрочастиц (порошки) должна генерироваться дополнительная энергия. При этом легирование локализуется и происходит за счет заноса порошковых микрочастиц в канальные волоконные элементы. Есть основания предполагать, что энергия дополнительно генерируемого электрического поля в десятки и сотни раз превышает энергию сгустка пылевых микрочастиц, используемую для их разгона [2].

Формирование активированных канальных зон в стали 10, созданных после обработки на пушечном ускорителе. В исходном материале - сталь 10 активированные канальные зоны отсутствуют (рисунок 2 а).

На рисунке 2б показана структура стали 10 после прошивки сгустком частиц меди и азиды натрия. Сталь 10 после прошивки, приготовления шлифов и их травления является армированным по объему вытравленными специфическими канальными элементами.

Особенностью наблюдаемой канальной микрзоны (показана стрелкой белого цвета) являются размеры, которые существенно превышают размеры типичного сверхглубокого канала. Наблюдаем зону локального мировзрыва, объем которого $\approx 186,8 \text{ мкм}^3$. Длина зоны микровзрыва в канальном элементе составляла $\approx 5,3 \text{ мкм}$. Легирование материалом вводимых частиц и новых химических элементов по канальным элементам может достигать десятки массовых процентов.



Исходная сталь 10 (2 а), сталь после прошивки смесью частиц порошка меди и азиды натрия (2 б).

Рисунок 2 - Сталь 10 до и после прошивки сгустками частиц порошка

В режиме реального времени процесса сверхглубокого проникания происходит размывание вводимого вещества по стенкам формируемого ударником канального элемента. При захлопывании каналов со скоростями ~ 1000 м/с вводимый и матричный материалы взаимодействуют между собой, т.е. реализуется динамический массоперенос и легирование в твердом агрегатном состоянии.

Для создания технологии производства волоконных стальных композиционных материалов требуется выполнить два основных условия. Первое условие при прошивке матричных преград: необходимо обеспечить подвод дополнительной энергии к сгустку дискретных микрочастиц, т.е. необходим эффект генерации. Второе условие - обеспечить введения в армирующие волокна дополнительных легирующих химических элементов, в том числе редких, редкоземельных и радиоактивных изотопов [3].

Заключение.

По результатам настоящего цикла исследований можно сделать следующий основной вывод: в режиме СГП в стальной преграде дополнительная энергия генерируется при микровзрывах в канальных элементах, что сопровождается легированием вводимыми и синтезируемыми химическими элементами.

Список литературы.

- 1.Регистрация эффектов после действия соударения потока частиц порошка с металлами в режиме сверхглубокого проникания. С.М Ушеренко, О.И.Коваль, Л.Г.Коршунов, В.И.Зельдович. Динамическая перестройка структуры материалов. Кол. Монография – НИИ ИП с ОП, Мн.: 2000. –С. 22-46
- 2.The physics of superdeep penetration phenomenon. J. Owsik, K. Jach, S. Usherenko and other. Journal of Technical Physics, J.Tech. Phys., 49, 1, 3–25, 2008. Polish Academy of Sciences, Institute of Fundamental Technological Research, Warszawa. Military University of Technology, Warszawa.
- 3.Ушеренко Ю.С.,Ушеренко Ю.С., Шарифзянов В.Г. Генерация энергии при прошивке алюминия сгустками частиц карбида кремния. Экстремальное состояние вещества. Детонация. Ударные волны. Extreme states of substance. Detonation. Shock waves. Международная конференция XIX Харитоновские тематические научные чтения. International Conference XIX Khariton's Topical Scientific Readings.Сборник тезисов докладов. Abstracts – Саров; ФГУП «РФЯЦ – ВНИИЭФ», 2017. С.с. 203- 205.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ
ФУЛЛЕРЕНА C₆₀**

Шпилевский¹ Э.М., Филатов¹ С.А., Шилагарди² Г., Тувшинтур² П.

¹*Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси,
г. Минск, Беларусь, eshpilevsky@rambler.ru*

²*Национальный университет Монголии, г. Улан-Батор, Монголия,
gshilagardi@yahoo.com, tuvshinee_99@yahoo.com*

Фуллерены часто рассматривают как инструмент и основу для создания перспективных материалов с новыми свойствами [1]. Свойства наноматериалов и наноструктур активно изучаются и уже сегодня многое известно. Исследованию наноматериалов и разработке нанотехнологий посвящен ряд обзоров и монографий, например [2-4]. В настоящей работе приведены результаты исследования механических свойств материалов на основе металлических матриц, допированных малыми количествами фуллерена C₆₀. В качестве металлических матриц использовали алюминий, титан и сталь марки С45.

Композитные пленки получали в вакууме на установке «ВУП-4» конденсацией совмещенных атомно-молекулярных потоков при давлении остаточных паров воздуха $1 \cdot 10^{-4}$ Па. Поскольку фуллерены начинают сублимировать при температурах менее 700 К, а температура испарения металлов выше 1500 К, то для получения тметалл-фуллереновых плёнок использовались два испарителя. Разогрев испарителей обеспечивался пропусканием электрического тока. В качестве испарителей для металлов использовались молибденовые «лодочки», для C₆₀ — танталовые. Получение пленок с различным содержанием фуллеренов обеспечивалось различными плотностями атомно-кластерных потоков компонентов, что в свою очередь достигалось регулированием температуры испарителей и изменением их расположения относительно подложки. Реальная концентрация фуллеренов в металл-фуллереновых пленках определялась методом рентгеновского микроанализа по интенсивности характеристического рентгеновского излучения K_α-линий атомов металла и углерода в пленках заданной толщины.

Размер и форма зерен сплава зависят от типа металла, его концентрации и температуры подложки. Так, для системы Al-C₆₀ зерна преимущественно имеют вид пирамид, для системы Ti-C₆₀ - полусфер, а для системы Сталь-C₆₀ - вытянутых куполов. Их линейные размеры составляют 30...3000 нм., в зависимости от типа металла и концентрации фуллеренов.

Механические свойства композитов определяли р несколькими методами: для толстых слоев (2-3 мкм) - на разрывной машине «Инстрон» при скорости движения подвижных захватов 60 мм/мин, путем построения диаграмм $\sigma=f(\delta/l)$ и на микротвердомере ПМТ-3, для тонких пленок - на нанотвердомере Nano Indenter II (фирма MTS Systems, США).

Нанотвердомер Nano Indenter II оснащен алмазным индентором, заточенном в форме трехгранной пирамиды (индентор Берковича). Применение индентора Берковича позволяет проводить испытания тонких пленок (100-200 нм) при намного более низких нагрузках, чем в случае применения индентора Виккерса.

В нашем случае при каждом испытании индентор Берковича нагружался трижды. Первый раз нагрузка на индентор возрастала до тех пор, пока не достигалась глубина в 50 нм. При этой нагрузке индентор выдерживался 10 с и нагрузка уменьшалась на 90%. После этого нагрузку увеличивали внедрения индентора до 100 нм и до 150 нм., то есть, твердость определялась на трех глубинах за один раз. При этом задавалась

не нагрузка, а глубина контакта. Скорость внедрения индентора была равна 5 нм/с, 1 мН = 0,1 грамма.

На рис. 1 представлена типичная диаграмма внедрения индентора Берковича для фуллеритовых плёнок.

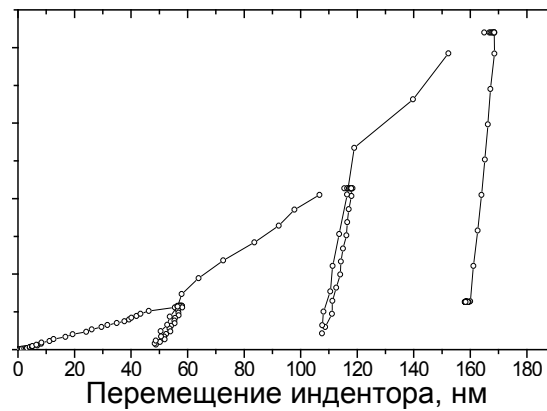


Рисунок 1 - Диаграмма внедрения индентора Берковича для фуллеритовых плёнок

Установлено, что для металл-фуллереновых плёнок с увеличением содержания металла упругость и нанотвёрдость возрастают, возрастает также их износостойкость, что объясняется изменением наноструктуры.

Аналогичные результаты получены для тонких металл-фуллереновых плёнок, сформированных в дуговом разряде в гелиевой среде на стальном аноде при использовании графитового катода и характерных для образования фуллеренов режимов горения дуги. Такие плёнки отличаются высокими значениями твердости и износостойкости [5]. Зависимость микротвёрдости углероднометалл-фуллереновой плёнки и исходного материала (сталь С45) от расстояния от центра образца приведены на рисунке 2.

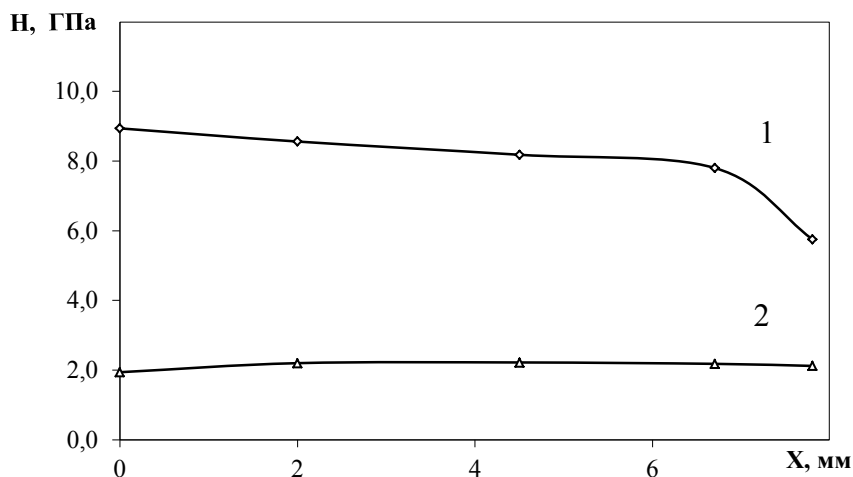


Рисунок 2 - Изменение микротвёрдости металл-фуллереновой плёнки (1) и подложки (сталь С45) (2) от центра электрода к его периферии

Увеличение микротвёрдости плёнки в сравнении с микротвёрдостью исходной подложки (сталь С45), более чем в 4 раза объясняется формированием наноразмерной структуры и образованием углеродных фаз.

В приведенной таблице приведены механические характеристики композитов исследованных металл-фуллереновых систем

Таблица - Механические свойства композита сталь С45+С₆₀

Масс. доля С ₆₀ , %	Предел упругости при растяж., σ_y , МПа	Прочн. при разрыве, σ_p , МПа	Относ. удлинение при пределе упругости, ε_y , %	Модуль Юнга, ГПа
0,0	520	88	6,1	6,31
0,01	543	101	2,2	7,47
0,05	602	106	2,1	8,66
0,1	621	90	2,0	9,47
0,25	610	94	2,9	9,13

Таким образом, показано, что ведение фуллеренов в металлическую матрицу значительно изменяет их механические свойства: повышает предел прочности, микротвёрдость, внутренние механические напряжения. Упрочнение металлов введением фуллеренов вызвана структурными изменениями, приводящими к увеличению дисперсности и повышением внутренних механических напряжений за счет внедрения крупноразмерных (превышающие размеры атомов металла в 14-16 раз) молекул С₆₀ в металлические кристаллиты.

Полученные результаты указывают на перспективность применения металл-фуллереновых плёнок в электронной технике, поскольку трещинообразование и отслаивание плёнок не наблюдалось вплоть до толщины 2 мкм, а титан-фуллереновых плёнок для биомедицинских целей, например, при изготовлении эндопротезов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пул Ч.(мл.), Оуэнс Ф. Нанотехнологии. М.: Техносфера., 2006. – 336 с.
2. Витязь П.А., Свидуневич Н.А. Основы нанотехнологий и наноматериалов. Мн.: Выш.шк., 2010.- 302.
3. Vityaz P.A., Shpilevsky E.M. Fullerenes in matrices of different substances //Journal of Engineering Physics and Thermophysics. 2012, Volume 85, Issue 4, Page 780-787.
4. Шпилевский Э.М., Пенязьков О.Г., Шилагарди Г., Тувшинтур П. Материалы, содержащие фуллерены: достижения и надежды. //Наночастицы в конденсированных средах. Сб. науч. Статей. Минск: ИТМО им. А.В. Лыкова НАН Беларуси. 2015. С. 3-13.
5. Shpilevsky E.M., Zhdanok S.A., Schur D.V. Containing carbon nanoparticles materials in hydrogen energy. Hydrogen Carbon Nanomaterials in clean Energy Hydrogen Systems- II. Dordrecht: Springer Science, 2011. PP. 23-39.

СТАБИЛЬНОСТЬ АЗОТИСТЫХ ХРОМОНИКЕЛЬМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ

Капуткина Л.М., Смарыгина И.В., Свяжин А.Г., Киндоп В.Э.
 НИТУ «МИСус», Москва, Россия, kaputkina@mail.ru

Исследования и практика последних десятилетий показали, что легирование азотом эффективно для повышения эксплуатационных свойств сталей различных структурных классов и разного назначения.

Наиболее эффективно применение азота в легированных и микролегированных сталях. Благодаря большей по сравнению с углеродом растворимости и снижению энергии дефекта упаковки в сплавах железа азот сильнее упрочняет феррит и аустенит, образуя более дисперсные карбиды, способствует получению более мелкого зерна, способствует повышению деформационного, дисперсионного и структурного упрочнения в более широком интервале температур. Азот повышает стабильность аустенита, снижает температуру M_n , повышает коррозионную стойкость сталей в ряде органических и неорганических сред [1–4].

В зависимости от назначения стали выбирается базовый состав, способ введения азота, термическая и термомеханическая обработка. Для получения плотного слитка (бездефектной литой структуры) содержание азота в расплаве должно быть не более его растворимости в расплаве и твёрдом сплаве при температуре кристаллизации, желательна также кристаллизация через аустенит [5].

Аустенитные стали применяются чаще всего в качестве коррозионностойких для работы при низких вплоть до криогенных температурах благодаря повышенной ударной вязкости и/или при повышенных температурах благодаря пониженной скорости диффузии и повышенной стабильности структуры, соответственно более высоким показателям сопротивления ползучести и длительной прочности.

При пониженной температуре эксплуатации одновременное повышение прочности, вязкости и коррозионной стойкости азотистых аустенитных сталей реализуется при обеспечении однородной мелкозернистой структуры без выделения избыточных фаз, т.е. при условии, что весь азот находится в твёрдом растворе. Отсюда и определяются рациональные содержание азота и режимы обработок. В частности заключительной операцией термической обработки может быть рекомендована закалка – обработка на твёрдый раствор. Повышение кратковременной и длительной прочности, тепло- и жаропрочности при повышении или сохранении коррозионной стойкости возможно достичь и при наличии вторых фаз, т.е. в результате регламентации процессов старения.

В настоящей работе исследовали стабильность структуры и механических свойств новых разработанных азотистых сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 (таблица 1) и, для сравнения, традиционной стали 04X18Н9 в условиях длительного термоциклирования и многоциклового механического нагружения.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей, масс. % (остальное железо)

Марка стали	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Cu	Si	Al	P	S	N
10X19Г10Н6АМ2	0,10	18,7	6,1	10,1	1,68	0,01	0,23	0,015	0,011	<0,005	0,31
09X19Г10Н6АМ2Д2	0,09	19,2	6,0	10,1	1,69	2,05	0,20	0,015	0,014	<0,005	0,35
04X18Н9	0,04	18,5	8,6	1,2	0,05	<0,01	0,20	<0,01	0,014	0,015	0,02

Термоциклирование проводили с помощью автоматизированной установки в температурном интервале $-100 \div +100$ °С с общим числом циклов 400 путем попеременного опускания образцов сталей в емкость с температурой -100 °С и $+100$ °С. Механическое циклическое нагружение сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 проведено на базе $N = 10^6$ циклов, цикл асимметричный с растягивающими напряжениями, $\sigma_{max} = 400$ МПа $\approx 0,9\sigma_R$, $\sigma_{min} = 0,1\sigma_{max}$, $\sigma_R \cong 450$ МПа.

Усталостные испытания и циклическое нагружение проводили при комнатной температуре на сервогидравлической машине для усталостных испытаний Instron 8801 при частоте 30 Гц. По результатам циклических испытаний разработанные стали отличаются более высоким сопротивлением циклическому нагружению, чем традиционная аустенитная хромоникелевая сталь 04X18H9: у сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 $\sigma_R \cong 450$ МПа. Образцы разработанных сталей после циклического нагружения оставались немагнитными аустенитными.

Разница значений прочностных характеристик новых сталей до и после циклического нагружения при $N = 1 \cdot 10^6$ циклов при $\sigma_{max} = 400$ МПа (таблица 2) составила 15–25 МПа по σ_B и менее 55–60 МПа по $\sigma_{0,2}$, что не превышает 10 %. Это говорит о стабильности прочностных свойств данных сталей при циклическом нагружении. Сталь 04X18H9 в результате предварительного циклического нагружения заметно упрочнилась: $\Delta\sigma_{0,2} = 115$ МПа, $\Delta\sigma_B = 170$ МПа (разница прочностных свойств до и после циклического нагружения 46 и 30 % соответственно), т.е. прочностные свойства стали 04X18H9 нестабильны при циклическом нагружении. Относительное удлинение δ сталей после циклического нагружения при во всех показало значения на 30–85 % выше, однако следует учитывать, что уровни показателей пластичности до и после циклического нагружения корректно не сравниваемы из-за существенно различных размеров испытываемых образцов.

Таблица 2 – Механические свойства исследуемых сталей в исходном состоянии (ИС), после термоциклирования (ТЦ) 400 циклов в интервале температур $+100 \div -100$ °С и циклического нагружения (ЦН) $N = 1 \cdot 10^6$ циклов при $\sigma_{max} = 400$ МПа для сталей 10X19Г10Н6АМ2, 09X19Г10Н6АМ2Д2 и $\sigma_{max} = 250$ МПа для стали 04X18H9

Марка стали	σ_B , МПа			$\sigma_{0,2}$, МПа			δ , %			КСУ ₋₁₀₀ , МДж/м ²	
	ИС	ЦН	ТЦ	ИС	ЦН	ТЦ	ИС	ЦН	ТЦ	ИС	ТЦ
10X19Г10Н6АМ2	925	950	925	690	630	745	33	53	30	2,20	2,25
09X19Г10Н6АМ2Д2	940	955	930	700	645	690	27	50	30	2,05	1,95
04X18H9	570	740	–	250	365	–	60	78	–	–	–

После растяжения до разрыва (как и в случае растяжения исходно ненагруженных образцов) образцы сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 оставались немагнитными, т.е. аустенит оставался механически стабильным вплоть до достаточно больших степеней деформации. Образцы стали 04X18H9 после растяжения (как и в случае растяжения образцов без предварительного циклического нагружения) стали магнитными, особенно в шейке.

По результатам испытаний на растяжение образцов исследуемых сталей, подвергнутых термоциклированию, разница значений прочностных характеристик сталей 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 до и после термоциклирования при испытаниях при температурах $+20$ °С (таблица 2) и -100 °С не превышает 10 %, при температуре $+100$ °С разница по σ_B составляет 12–14 %. Разница значений относительного удлинения разработанных сталей до и после термоциклирования при испытаниях при температуре $+20$ °С и практически не превышает 10 %, при температурах -100 °С и $+100$ °С разница составляет 11–16 %. Сталь 10X19Г10Н6АМ2 магнитна в шейке после растяжения при -100 °С как до, так и после термоциклирования, во всех остальных случаях разработанные стали в исходном состоянии и после термоциклирования немагнитны до и после растяжения вплоть до разрушения. Результаты испытаний на ударный изгиб при температурах $+100$ °С, -100 °С (таблица 2) и -196 °С образцов исследуемых сталей, подвергнутых термоциклированию, подтверждают сохранение ударной вязкости и стабильности

аустенита после термоциклирования: разница значений ударной вязкости разработанных сталей не превышает 7 % при всех температурах испытаний, а образцы сталей после испытаний оставались немагнитными.

В результате рентгенографических исследований ни в одном случае: ни в одной из сталей, ни в исходном состоянии после ВТМО, ни после циклических обработок, ни после заключительных испытаний на растяжение, – не было обнаружено выделений избыточных фаз (карбидов или карбонитридов). Однако судя по изменениям (уменьшению) периода решётки и ширины рентгеновских линий аустенита при длительных циклических нагружениях и термоциклировании протекают процессы перераспределения дефектов за счёт релаксации напряжений и процессов возврата и, возможно, ранние стадии процессов старения. В стали 04X18H9, отличающейся наименьшей термической и механической стабильностью аустенита, уже в результате усталостных испытаний в структуре появляется α -мартенсит.

Несколько большие различия в показателях прочности и особенно пластичности при испытаниях при повышенной (+100 °С) и пониженной (-100 °С) при термоциклировании по сравнению с испытаниями при комнатной температуре скорее свидетельствуют протекании процессов старения при термоциклировании.

Таким образом, разработанные стали 10X19Г10Н6АМ2 и большей мере 09X19Г10Н6АМ2Д2 обнаружили термическую и механическую стабильность аустенита. Наблюдаемый после циклических нагрузок уровень механических свойств, близких к свойствам этих сталей в исходном состоянии, обусловлен сохранением структурного состояния и незначительными субструктурными изменениями.

Выводы:

1. Разработанные высокопрочные азотистые хромоникельмарганцевые коррозионностойкие стали 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 с высокой термической и механической стабильностью аустенита отличаются более высокими показателями и большей стабильностью механических свойств в условиях длительных циклических нагрузок в широком интервале температур эксплуатации по сравнению с традиционной сталью типа X18H9.

2. В ходе циклического нагружения с $N = 10^6$ циклов и $\sigma_{\max} = 0,9\sigma_R$ ($\sigma_R \cong 450$ МПа) или 400 циклов в интервале температур $-100 \div +100^\circ\text{C}$ стали 10X19Г10Н6АМ2 и 09X19Г10Н6АМ2Д2 сохраняют аустенитную структуру, и протекающие субструктурные процессы перераспределения дефектов (релаксации напряжений, возврата) и, возможно, старения не снижают их прочности и ударной вязкости.

Список литературы:

1. Науменко В.В., Шлямнев А.П., Филиппов Г.А. // *Металлург.* – 2011. – № 6. – С. 46–53.
2. Gavriljuk V.G., Foct J., Petrov Yu.N., Polushkin Yu.A. // *Acta Materialia.*– 1998.– V. 46 (4).– P. 1157–1163.
3. Мушникова С.Ю., Костина М.В., Андреев Ч.А., Жекова Л.Ц. // *Металлы.*– 2009.– № 1.– С. 36–41.
4. Kaputkina L.M., Svyazhin A. G., Smarygina I. V., Kindop V. E. // *CIS Iron and Steel Review.* – 2016. – V. 11. – P. 30–34
5. Svyazhin A.G., Kaputkina L.M., Bazhenov V.E. et al. // *The Physics of Metals and Metallography.* – 2015. – V. 116 – No. 6. – P. 552–561.

ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

**Демидова Е.С.¹, Иванов А.М.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Андреев В.А.²,
Шеляков А.В.³**

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

³Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия
lena-demi@yandex.ru

За последние несколько лет было показано, что в сплавах с памятью формы термоупругие мартенситные превращения могут быть реализованы в условиях выдержки при постоянной температуре. Несмотря на большой объем экспериментальных данных, изотермическая кинетика мартенситных переходов остается неизученной. В связи с этим, целью данного исследования явилось изучение кинетики изотермического мартенситного превращения и выявление общих закономерностей для разных сплавов с памятью формы на основе TiNi.

В работе были исследованы сплавы с памятью формы на основе TiNi: закаленный сплав $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ и сплав $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$. Кинетику изотермических мартенситных превращений изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и методом измерения электросопротивления.

В работе методом калориметрии показано, что прямой мартенситный переход реализуется в условиях изотермической выдержки внутри и снаружи температурного интервала прямого мартенситного превращения. Обнаружено, что доля изотермически превращенной новой фазы растет со временем до насыщения, величина которого зависит от температуры выдержки. Максимальная величина изотермически образованной мартенситной фазы получена в условиях выдержки при температуре начала прямого мартенситного превращения и составила 45% для сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ и 80% для сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$. Показано, что в сплаве $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ изотермический мартенситный переход возможен в более широком интервале температур, чем в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$.

Результаты, полученные методом электросопротивления, подтверждают возможность реализации изотермического мартенситного превращения при выдержке как внутри, так и снаружи температурного интервала прямого перехода. Показано, что электросопротивление растет со временем выдержки, следовательно, увеличивается доля изотермически образованной мартенситной фазы. Установлено, что за 60 мин выдержки насыщение в изменении электросопротивления не было достигнуто, как это наблюдали при изучении методом ДСК. Кроме того, изменение электросопротивления происходило при выдержке в более широком температурном интервале, чем интервал, в котором наблюдали изотермическое мартенситное превращение методом ДСК. Расширение температурного интервала, в котором наблюдали изменение электросопротивления при изотермической выдержке, происходило за счет расширения температурного интервала в предмартенситной области температур.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 18-38-00362_мол_а).

**ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА
СПЛАВА $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$**

**Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Николаев В.И.², Крымов В.М.², Тимашов Р.Б.²,
Савельева А.Ю.¹, Газизуллина А.Р.¹**

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: resnat@mail.ru

Целью работы явилось изучение функциональных свойств монокристаллов сплава $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ с различной ориентацией. Монокристаллы сплава $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ с ориентацией [001] и [011] выращивали методом Чохральского из затравок с ориентацией [001] и [011]. Образцы размером 2,5x2,5x6 мм были подвергнуты гомогенизации при температуре 1200 °С 10 мин с закалкой в воде + отжиг при температуре 600 °С с медленным охлаждением в печи, после чего сплав испытывал превращение $L2_1 \leftrightarrow 10M$ при охлаждении и нагревании. В монокристаллах различной ориентации изучали эффект памяти формы и обратимой памяти формы при нагревании и термоциклировании образцов, предварительно сжатых в мартенситном состоянии до различных деформаций от 3 до 20 %. Исследовали изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянным напряжением (25 – 200 МПа), а также в режиме охлаждения под нагрузкой (25 – 200 МПа) и нагревания без нагрузки.

Полученные результаты показали, что вне зависимости от ориентации монокристаллов, максимальная величина эффекта памяти формы в предварительно сжатых монокристаллах не превосходит 4,5%. Предположено, что это обусловлено тем, что в процессе предварительного сжатия в образце реализуется каскад межмартенситных переходов, однако при разгрузке происходят обратные превращения. Это приводит к тому, что обратимая деформация накапливается в сплаве только за счет переориентации 10 М мартенсита, переход которого в аустенит при нагревании сопровождается деформацией 4,5 – 5%. Показано, что величина эффекта обратимой памяти формы немонотонно зависит от предварительной деформации и максимум наблюдается при остаточной деформации 5-7 %. Величина эффекта обратимой памяти формы зависит от ориентации монокристалла и его максимальное значение 2,5 % обнаружено в монокристалле [011].

Показано, что при охлаждении и нагревании образцов под нагрузкой наблюдается обратимое изменение деформации, величина которой зависит от ориентации монокристаллов. В образцах с ориентацией [001] увеличение напряжения понижает величину обратимой деформации, а в образцах с ориентацией [011] увеличение напряжения до 25 МПа приводит к росту обратимой деформации до 4 %. При дальнейшем увеличении напряжения до 150 МПа величина обратимой деформации не изменяется. Установлено, что обнаруженный эффект обусловлен различной зависимостью температур мартенситных переходов от напряжения. В монокристаллах с ориентацией [001] коэффициент в соотношении Клаузиуса Клупейрона низкий, что приводит к тому, что при нагрузке в аустенитном состоянии в образцах наводится мартенситная фаза и это уменьшает объем сплава, способного испытываться мартенситные превращения при охлаждении и нагревании под напряжением. В монокристаллах с ориентацией [011] коэффициент в соотношении Клаузиуса – Клапейрона высокий, что препятствует образованию мартенсита при нагрузке, а значит, весь объем сплава испытывает фазовое превращение при охлаждении и нагревании под напряжением.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 16-08-00346-а).

**ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ С ОРИЕНТАЦИЕЙ [011]
СПЛАВА NiFeGa ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ**

Савельева А.Ю.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Николаев В.И.², Крымов В.М.²

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: nasta927@mail.ru

Целью работы явилось изучение изменения деформации в монокристаллах [011] сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ при охлаждении и нагревании под постоянным сжимающим напряжением. Монокристаллы сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ с ориентацией [011] выращивали методом Чохральского из затравок с ориентацией [011]. Образцы размером 2,5x2,5x6 мм были подвергнуты гомогенизации при температуре 1200 °С 10 мин с закалкой в воде + отжиг при температуре 600 °С с медленным охлаждением в печи, после чего сплав испытывал превращение L2₁↔10M при охлаждении и нагревании. Образцы устанавливали в испытательную машину Lloyd 30k Plus, оснащенную реверсной рамкой и криотермокамерой. При температуре 140 °С, при которой сплав находится в аустенитном состоянии, образцы деформировали сжатием до различного напряжения 10 – 200 МПа и охлаждали под постоянным напряжением до температуры 25 °С, при которой сплав находится в мартенситном состоянии. Далее образцы нагревали до температуры 140 °С под напряжением, чтобы перевести сплав в аустенитную фазу и реализовать эффект памяти формы. Для каждого образца проводили 10 термоциклов для того, чтобы исследовать термоциклическую стабильность. Дополнительно проводили серию экспериментов, в которых после охлаждения под нагрузкой образцы разгружали и нагревали в ненапряженном состоянии для того, чтобы определить влияние напряжения, действующего при нагревании, на изменение деформации в термоцикле.

Полученные результаты показали, что изменение деформации при охлаждении и нагревании под нагрузкой происходит в узком интервале температур. Увеличение напряжения до 20 - 25 МПа приводит к возрастанию величины эффекта памяти формы до 4%. Увеличение напряжения, действующего при охлаждении, от 25 до 150 МПа слабо влияет на эффект памяти формы, а возрастание напряжения от 150 до 200 МПа уменьшает величину эффекта памяти формы. Установлено, что режим, при котором производили нагревание (под напряжением или без напряжения), влияет на степень уменьшения величины эффекта памяти формы при увеличении нагрузки от 150 до 200 МПа. Наличие напряжения, препятствующего возврату деформации, существенно уменьшает величину эффекта памяти формы. Показано, что режим нагревания влияет и на величину необратимой деформации. Так, если нагревание осуществляли под тем же напряжением, что и охлаждение, то необратимая деформация наблюдается даже при $\sigma = 20$ МПа. Если же нагревание производили без нагрузки, то необратимая деформация не наблюдалась до тех пор, пока напряжение, действующее при охлаждении, не превышало 50 МПа. Термоциклирование под постоянным напряжением показало, что монокристалл [011] сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ демонстрирует лучшую термоциклическую стабильность, чем сплавы на основе TiNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (грант № 16-08-00346_а).

**СПЛАВ NiFeGa, КАК МАТЕРИАЛ РАБОЧЕГО ТЕЛА ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ
ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ В РАБОТУ**

**Сибирев А.В.¹, Беляев¹ С.П., Реснина¹ Н.Н., Николаев² В.И., Тимашов² Р.Б.,
Крымов В.М.²**

¹Санкт-Петербургский государственный университет,

²Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук,
Санкт-Петербург, Россия E-mail: alekspb@list.ru

Уникальное свойство сплавов с эффектом памяти формы преобразовывать тепловую энергию в полезную работу позволяет использовать их в качестве материалов рабочего тела линейных приводов или двигателей. В этом случае сплав подвергается воздействию многократных теплосмен в интервале температур мартенситных переходов, поэтому важным при выборе материала является его термоциклическая стабильность. Сплав NiFeGa демонстрирует высокую стабильность функциональных свойств при механоциклировании, поэтому можно ожидать, что и при термоциклировании свойства этого сплава будут стабильными. Для того чтобы применять сплав NiFeGa в качестве материала рабочего тела привода необходимо исследовать стабильность его свойств при термоциклировании в режиме производства работы. Поэтому целью работы являлось исследование особенностей реализации эффектов памяти формы в сплаве NiFeGa в цикле производства работы.

Объектом исследования являлись монокристаллы сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ с ориентацией [001], выращенные методом Чохральского. Образцы испытывали в режиме кручения в цикле производства работы: образцы охлаждали под постоянным напряжением 0, 30, 70 или 100 МПа до комнатной температуры, при которой сплав находился в мартенситном состоянии, догружали до напряжения 150 МПа и нагревали под этим постоянным напряжением до температуры 140 °С, при которой сплав находился в аустенитной фазе. Во время догрузки происходила дополнительная деформация по механизму переориентации мартенсита, поэтому величина эффекта памяти формы могла превышать значение деформации, накопленной при охлаждении. Полученные результаты показали, что стабилизация свойств сплава (температуры реализации эффектов памяти формы и их величина) происходит за первые три - четыре термоцикла и при последующем термоциклировании свойства сплава меняются незначительно. В работе показано, что зависимость величины необратимой деформации от нагрузки, действующей при охлаждении нелинейна: минимум был достигнут при охлаждении под нагрузкой 30 МПа. В случае охлаждения без нагрузки, когда вся деформация накапливалась за счёт ориентации мартенсита при комнатной температуре, накопленная пластическая деформация была выше, чем в случае охлаждения под нагрузкой 30 и 70 МПа, но ниже чем при охлаждении под нагрузкой 100 МПа. Вычислена полезная работа, совершаемая сплавом в рабочем цикле, и показано, что её максимальное значение 1,15 МДж/м³ достигается в цикле, в котором сплав охлаждали под напряжением 30 МПа и нагревали под напряжением 150 МПа. Показано, что сплав Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ выгодно отличается от сплава TiNi и других сплавов с эффектом памяти формы высокой стабильностью функциональных свойств при термоциклировании в режиме производства работы.

Работа выполнена при поддержке гранта президента РФ для молодых кандидатов наук МК-1261.2017.8.

ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ БЕЗОПАСНЫХ ДЕФЕКТОВ В ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ
ОСЯХ КОЛЕСНЫХ ПАР, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ
ТЕМПЕРАТУР

Соин К. А.

ОАО НПО "ЦНИИТМАШ", Москва, Россия
kestmifi@mail.ru

Оси колесных пар, являющиеся одними из ответственных конструктивных компонентов железнодорожного подвижного состава, в процессе эксплуатации подвергаются интенсивным знакопеременным вращательно-изгибным циклическим нагрузкам, обуславливающим тяжелые условия работы осей.

Основными силовыми факторами, действующими на ось является вес вагона с грузом, динамические усилия от колебаний вагона на рессорах и силы от удара колес на стыках рельсов, а также боковые нагрузки, обусловленные действием инерционных сил при движении вагона по криволинейным участкам пути. Местами приложения сил к оси являются шейки и подступичные части. Имеются также остаточные напряжения и местные сборочные напряжения у ступичной части, возникшие при посадке колеса на ось.

По данным "Норм для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колеи 1520 мм (несамоходных)" нагруженность осей характеризуется следующими параметрами:

1. Число циклов нагружения

$$N_c = \frac{365 P_c T_p 10^3}{\pi d_k (1 + k_n)}$$

где P_c - средний суточный пробег (по данным конкретных депо);

T_p - расчетный срок службы оси (или время между ППР);

d_k - диаметр круга катания, м;

k_n - коэффициент порожнего пробега (отношение пробега в порожнем состоянии к пробегу в нагруженном состоянии, для пассажирских вагонов $k_n = 0$).

2. Максимальная нагрузка на шейку

$$P = P_{cm} + P_\delta + P_u,$$

где P_{cm} - статическая весовая нагрузка, приложенная к шейке оси; $P_\delta = P_{cm} k_{\delta oe}$ - вертикальная динамическая нагрузка от колебаний кузова на рессорах ($k_{\delta oe}$ - коэффициент динамики, для грузовых 4-х осных вагонов $k_{\delta oe} = 0.33$);

P_u - нагрузка от действия центробежных сил в кривых, $P_u = \frac{P_{cm}}{g} \gamma_u \frac{h_u}{l}$, где γ_u - допустимое непогашенное центробежное ускорение вагона в кривой, $\gamma_u = 0.07g$;

h_u - высота центра тяжести полностью загруженного вагона над уровнем осей колесных пар; l - половина расстояния между точками приложения вертикальной силы к шейкам оси ($P_u \cong 0.07 P_{cm}$).

Таким образом максимальная нагрузка на шейку оси составляет $P \cong 1.4 P_{cm}$. Для грузовых вагонов $P_{cm}=11.5$ т, для пассажирских $P_{cm}= 8.85$ т. Боковая сила, приложенная к колесу, движущемуся по наружному рельсу кривой $H_1 = 2.9$ т (для грузового вагона). Приведенные выше значения соответствуют максимально возможным.

В настоящей работе механические свойства металла осей определялись по данным испытаний на статическое растяжение, ударный изгиб, статическую и циклическую трещиностойкость. Помимо годных осей, прошедших УЗК, исследовался металл осей, забракованных по прозвучиванию. Браковочным признаком является затухание УЗ сигнала, превышающее нормированный уровень, что является индикатором наличия крупнозернистой структуры металла и соответственно низких эксплуатационных свойств оси [1-2].

В связи с отмеченным, для проведения механических испытаний были отобраны шесть осей типа РУ1Ш, три из которых прошли УЗ контроль, и три были забракованы по прозвучиваемости.

В таблице 1 приведены полученные результаты испытаний на растяжение (средние значения по трем образцам для каждой оси).

Таблица 1 - Механические свойства металла осей.

	№ оси	σ_{02} , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	T_{k0}	T_0
оси, прошедшие УЗК	6	287	591	25.9	47	+30	-
	1	381	757	23.8	51	+10	0
	2	325	646	22.5	48.8	+25	+2
забракованные оси	5	318	649	19	33	+60	-
	3	327	627	25	45	+70	+36
	4	310	618	25	44	+60	+37

Исследование характеристик циклической трещиностойкости проводилось на компактных образцах типа СТ-1. Испытания осуществляли при внецентренном растяжении при $T = 20$ °С и $T = -40$ °С и коэффициенте асимметрии цикла $R = 0$. По данным этих испытаний были построены кинетические диаграммы усталостного разрушения в координатах: скорость роста трещины (dl/dN) – размах коэффициента интенсивности напряжений (ΔK), рис.1.

Кинетическая диаграмма развития дефектов в области низких скоростей их распространения имеет излом и два характерных участка: - область, в которой скорость развития дефекта описывается уравнением Пэриса $dl/dN = C_0 \cdot \Delta K^n$ и область интенсивного замедления роста дефекта ниже порогового значения ΔK_{th} , разделяющего эти участки, для которой $dl/dN = C_{th} * \Delta K^{n_{th}}$. В данных соотношениях dl/dN - изменение размера дефекта за один цикл нагружения $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ - размах коэффициента интенсивности напряжений; C_0, C_{th}, n, n_{th} - характеристики материала.

На рис.1 приведены результаты испытаний на циклическую трещиностойкость металла годных и забракованных по прозвучиванию осей при температуре 20 и минус 40 °С. Как видно из рис.5 величина ΔK_{th} для забракованных осей, имеющих крупное зерно, несколько выше, чем для годных. В области выше порогового значения ΔK_{th}

скорость роста трещин в забракованных осях выше, а при $\Delta K < \Delta K_{th}$ ниже, чем в годных осях. Снижение температуры до минус 40 °С практически не влияет на скорость роста трещины при циклическом нагружении.

В таблице 2 приведены значения констант уравнения скорости роста трещин (для верхних огибающих) для металла годных и забракованных осей, а также огибающая всего массива данных.

Таблица 2 - Параметры кинетического уравнения скорости роста трещины металла осей (верхняя огибающая).

оси	C_0 ,	n ,	ΔK_{th} , МПа м ^{1/2}	C_{th} ,	n_{th} ,
прошедшие УЗК	10^{-9}	3.4	19.5	$2 \cdot 10^{-44}$	30.4
забракованные	$5 \cdot 10^{-12}$	5.2	28	$8 \cdot 10^{-65}$	41.7
весь массив	$7 \cdot 10^{-12}$	5.2	19.5	$2 \cdot 10^{-44}$	30.4

Учитывая уровень действующих на оси нагрузок можно отметить, что развитие дефектов в процессе эксплуатации происходит преимущественно в припороговой области, где снижения свойств металла забракованных по прозвучиванию осей не установлено.

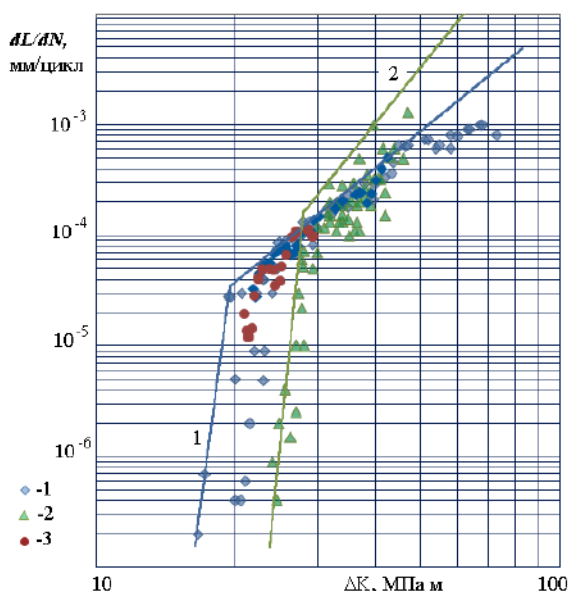


Рисунок 1 - Зависимость скорости роста трещины металла осей от коэффициента интенсивности напряжений. 1, 3 – оси, прошедшая УЗК (1- T=20°C, 3 -T=-40 °C); 2 – оси, забракованные по прозвучиванию, T=20 °C.

Для осей колесных пар характерно циклическое нагружение, с количеством циклов порядка $N=10^9$ за срок эксплуатации. Таким образом, для определение допускаемых размеров дефектов необходимо располагать данными по закономерностям развития трещин при скоростях порядка $10^{-9} - 10^{-8}$ мм/цикл, т.е. при $\Delta K \leq \Delta K_{th}$.

Важнейшим вопросом при этом является определение порогового значения размаха коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) в зависимости от асимметрии цикла нагружения R .

Обобщение данных исследований и нормативной методики [6], позволило предложить расчетную зависимость порогового размаха КИН от асимметрии цикла в следующей форме: $\Delta K_{th} = \Delta K_{th0} * (1 - R)^{0.6}$, при $R \leq 1$ и $\Delta K_{th} = 20 MПа \sqrt{m}$, при $R > 1$, где $\Delta K_{th0} = 6 MПа \sqrt{m}$, рис.2.

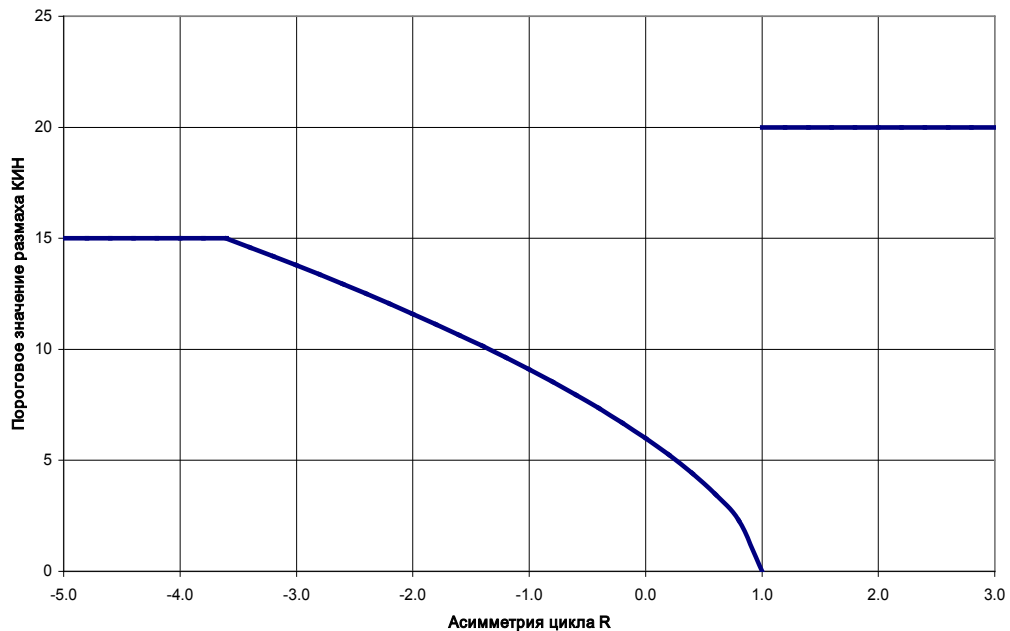


Рисунок 2- Расчетная зависимость порогового значения КИН от асимметрии цикла.

В связи с ограниченным объемом экспериментальных данных для материала осей в качестве расчетной зависимости для распространения дефекта на уровне выше порогового значения КИН использовалась нормативная зависимость [6]

$$v = C_0 * [\Delta K]^n, \text{ где } C_0 = 3 \cdot 10^{-8} \text{ мм/цикл}, n = 2.9.$$

Для нормативной зависимости величина $\Delta K_{th} = 6 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{0.5}$. В уравнении для припороговой области для консервативности принято значение показатель степени $n_{th} = 8$. Второй параметр уравнения определяется из условия непрерывности зависимости скорости роста трещины выше и ниже порогового значения и составляет

$$C_{th} = \frac{C_0}{(\Delta K_{th})^{n_{th}-n}}$$

Расчетная зависимость скорости роста трещины, определяемая данными параметрами располагается выше и левее всего массива экспериментальных данных для нормальных и забракованных осей на рис.1.

Расчет развития дефекта в одном цикле нагружения производится в следующей последовательности

- Расчет размаха КИН от циклических составляющих напряжений
- Расчет КИН от среднего напряжения цикла
- Расчет коэффициента асимметрии R
- Расчет порогового значения размаха КИН.
- Расчет подроста дефекта в точке А и С с учетом уровня ΔK (выше или ниже порогового значения)
- Расчет размера дефекта после цикла нагружения $a = a + v_A, c = c + v_C$.

На основе представленной методики в среде MathCad была написана программа, позволяющая рассчитывать кинетику роста дефектов в оси.

На рисунке 3 в качестве примера показана форма контура поверхностных дефектов в галтели шейки с начальными размерами 4x12 мм (а) и 4x40 мм (б) в процессе их развития.

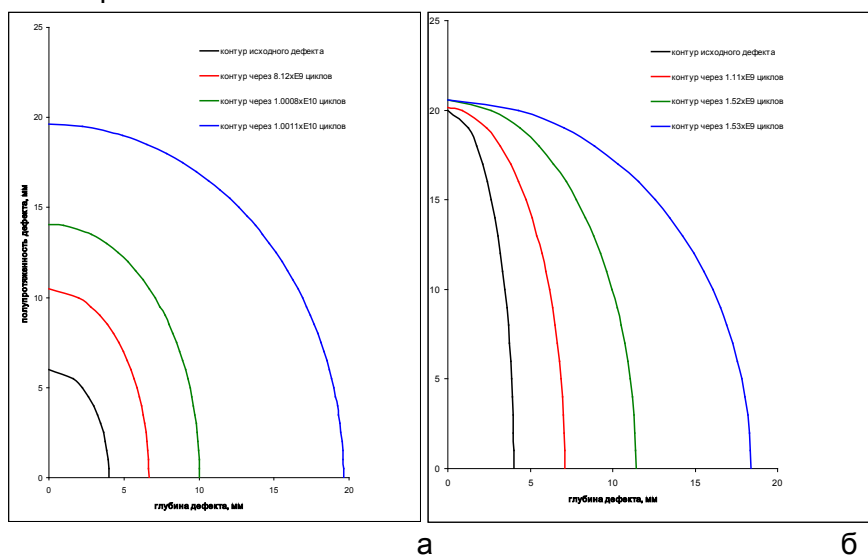


Рисунок 3 - Результаты расчета развития дефекта в галтели шейки (15 мм от торца предподступицы)

Литература

1. СТО РЖД 1.11.001-2005. Контроль неразрушающий приемочный. Оси колесных пар подвижного состава. Методические указания по ультразвуковому контролю. Стандарт ОАО "РЖД" – М.: 2005, 32 с.
2. Расчет основных частей вагонов. - Справочное руководство, М.: Транспорт, 2000, 420 с.
3. ПНАЭ Г-7-002-86 Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок, м., Энергоатомиздат, 1989 г.. 528 с.
4. ГОСТ 25.506-85. Методы механических испытаний материалов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. Госстандарт СССР, Москва, 61с.
5. ASTM E 1921-05. «Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range», in: Annual Book of ASTM Standards, vol.03.01, pp. 1068-10841.
6. .РД ЭО 0330–01. Руководство по расчету на прочность оборудования и трубопроводов реакторных установок РБМК, ВВЭР И ЭГП на стадии эксплуатации. М., Федеральное агентство по атомной энергии. 2004, 136 с.
7. Л.М. Школьник, Ю.Е. Коваленко, Н.И. Мартынов, Л.А. Усова. Полые оси и валы. М.- Машиностроение, 1968,184 с.
8. МР 125-02-95. Правила составления расчетных схем и определение параметров нагруженности элементов конструкций с выявленными дефектами, М., НПО ЦНИИТМАШ, 1995, 52 с.
9. В.А. Гапанович, А.Х. Вopilкин, А.К. Гурвич, А.Г. Казанцев, Д.А. Кононов. Определение остаточного ресурса объектов повышенной опасности. В мире неразрушающего контроля. 2006, №4(34). с.75-77.
10. Gravier et. Al. Revue Generale des Chemins de Fer, 1999, №3, p.33-40. (Прогнозирование срока службы осей колесных пар).

**ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ
ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ
ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ**

**Астафурова Е.Г.¹, Москвина В.А.¹, Майер Г.Г.¹, Астафуров С.В.¹, Мельников Е.В.¹,
Фортуна А.С.^{1,2}, Бурлаченко А.Г.¹, Гальченко Н.К.¹**

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия,
elena.g.astafurova@gmail.com

С использованием методов электронной микроскопии изучена температурная зависимость механизма разрушения и микроструктура высокоазотистых сталей (ВАС) Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N, Fe-19Cr-21Mn-1.5V-0.3C-0.9N и Fe-19Cr-19Mn-2.5V-0.3C-0.8N (мас. %). Закалку горячекатанных при T=1050-1150°C прутков производили в воду после часовой выдержки при T=1200 °C в среде инертного газа. Одноосное растяжение сталей проводили в интервале температур (77-300)K со скоростью деформации $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

В исследуемых ВАС наблюдается сильная температурная зависимость условного предела текучести и величины удлинения. При комнатной температуре величина удлинения слабо зависит от химического состава ВАС – они разрушаются транскристаллитно вязко, за исключением стали с 2,5% V. В последней наблюдали менее 10% хрупкого излома, который связан с хрупким разрушением крупных (6-7-микронных) частиц (V,Cr)(N,C). Аустенитная матрица стали с 2,5% V, несмотря на хрупкое разрушение частиц, имеет вязкий излом с большим количеством ямок на поверхности разрушения и вторичными трещинами вдоль границ крупных частиц.

При понижении температуры деформирования ниже комнатной наряду с ростом прочностных свойств происходит уменьшение пластичности стальных образцов. В стали Fe-23Cr-17Mn-0.1C-0.6N разрушение образца при T=77K происходит без образования шейки, транскристаллитно хрупко по механизму квазискола. Доля хрупкого излома на поверхностях разрушения составляет 80-90%. Легирование 1,5%V приводит к изменению механизма разрушения ВАС от преимущественно хрупкого (квазисколом) к преимущественно вязкому. Доля хрупкого излома на поверхности разрушения образцов составляет менее 15%. Характер хрупкого излома также претерпевает изменения: в отличие от транскристаллитного квазискола в стали без ванадия, в стали с 1,5%V хрупкое разрушение происходит в теле и по границам зерен. На хрупких элементах изломов видны ямки, размер и характер распределения которых говорит о том, что они образуются в результате «выкрашивания» сферических частиц (V,Cr)(N,C). В ВАС с 2,5%V доля хрупкого разрушения, за вычетом доли излома от частиц, близка к данным для стали с 1,5%V. При этом характер хрупкого излома смешанный – преимущественно внутризеренный по механизму квазискола (по аналогии со сталью без ванадия), но встречаются элементы разрушения по границам (как в стали с 1,5% V). Механизм влияния легирования ванадием на закономерности излома при 77K основан на изменении характера микроструктуры ВАС в присутствии дисперсных частиц – торможение дефектов частицами и частичное подавление планарности сдвига.

Таким образом, выявлены закономерности влияния легирования ванадием (дисперсионного твердения) на пластичность и характер разрушения исследуемых сталей в интервале температур (77-300) K, которые заключаются в подавлении вязко-хрупкого перехода в ВАС.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 17-19-01197).

**НОВЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ
СУБСТРУКТУРНЫХ И ОРИЕНТАЦИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ
ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ**

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шуринов Р.В., Дергачева А.В.
*Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина
г. Харьков, Украина, Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua*

Хорошо известно, что механические свойства поликристаллических материалов и закономерность их пластической деформации зависят от структурной, субструктурной и ориентационной неоднородности, которая всегда имеет место в исследуемых образцах. Таким образом, проблема определения характеристик этой неоднородности и определение ее влияния на механические характеристики поликристаллических образцов представляется достаточно важной и актуальной. Известным является и тот факт, что характеристики субструктурной и ориентационной неоднородности меняются в процессе деформирования и это также сказывается, в конечном итоге, на механических характеристиках деформируемых поликристаллов.

Для изучения проблемы самосогласования изменений характеристик субзеренной структуры необходимы методики, позволяющие не только определять параметры субструктуры деформированных образцов, но и их изменения в процессе деформирования в любых областях образца вплоть до его разрушения.

В [1, 2] приведена оптоэлектронная методика регистрации *in situ* цветовых ориентационных карт от всей поверхности исследуемого образца в процессе его деформирования. Основой этой методики является обнаруженный авторами эффект дифракции белого света на квазипериодическом рельефе поверхности образца, возникающем в результате химического травления. Эффект дифракции проявляется в цветовом изображении поверхности образца при его регистрации с помощью WEB - камеры и компьютера.

Экспериментально показано [2], что цветовое изображение в цветовом пространстве RGB различных областей поверхности образца при одних и тех же условиях регистрации находятся в однозначном соответствии с их кристаллографической ориентацией. Это дает возможность по цветовым оттенкам изображения отдельных областей поверхности образца определить их размеры и кристаллографическую ориентацию.

Основным недостатком этого метода является невозможность визуально идентифицировать субзерна по цветовому оттенку их изображения из-за большого числа оттенков в цветовом пространстве RGB.

Ниже приводится описание высокоразрешающей методики выявления субзеренной структуры по цветовым ориентационным картам (ЦОК), исключающей этот недостаток.

Предлагаемая методика позволяет проследить *in situ* за изменением субзеренной и ориентационной неоднородности поликристаллических образцов в процессе их деформирования одновременно в любой области поверхности образца. Линейное разрешение этой методики составляет ≈ 1 мкм, а угловое – не превышает 5 секунд [3].

Методика содержит два этапа. На первом этапе цветовые ориентационные карты, полученные от исследуемой поверхности образца, последовательно регистрируются в оттенках красного (R), зеленого (G), синего (B) или серого цветов, каждый из которых содержит 255 оттенков.

Такое количество оттенков цвета позволяет, во-первых, получить распределение субзерен по размерам и кристаллографической ориентации и, во-вторых, визуализировать субзерна на поверхности образца (зерна).

На рис. 1 в качестве примера приведены цветовая ориентационная карта поверхности одного из зерен поликристаллического образца алюминия, полученная в оттенках серого цвета (а), и распределение областей изображения поверхности с одним и тем же оттенком серого цвета n по их площади S_n и величине n , характеризующей кристаллографическую ориентацию, полученное с помощью специальной компьютерной программы (б).

Другими словами, рис. 1, б представляет собой распределение субзерен по размерам (площади) S_n и условной кристаллографической ориентации n .

На цветовой ориентационной карте (рис. 1, а) визуально не различимы оттенки серого цвета, характеризующие ориентационную неоднородность этого зерна, а рис. 1, б достаточно наглядно иллюстрирует субструктурную и ориентационную неоднородность поверхности зерна. Распределение, приведенное на этом рисунке, позволяет определить минимальный, максимальный и средний размер субзерен. Очень важным является возможность определения спектра условной разориентации Δn . Проведенные экспериментальные исследования закономерностей изменения характеристик субзеренной структуры в отдельных зернах поликристаллических образцах алюминия в процессе его деформирования показали, что спектр разориентаций субзерен оказывается наиболее чувствительным к величине деформации.

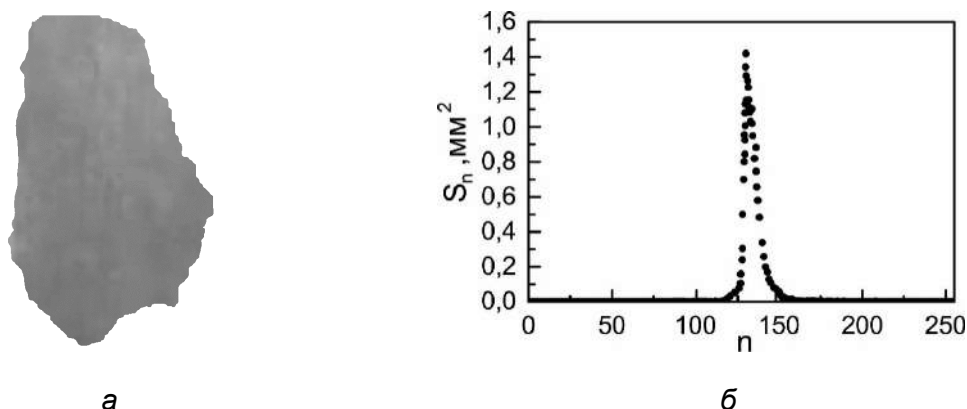


Рисунок 1 - Цветовая ориентационная карта от поверхности одного из зёрен хорошо отожжённого поликристалла алюминия (а) и кривая, характеризующая распределение на поверхности зерна субзерен по размеру (площади) S_n и кристаллографической ориентации n (б).

На рис. 2 приведены кривые распределения $S_n = f(n)$, полученные для одного из зёрен поликристаллического образца алюминия в процессе его деформирования. Из этого рисунка видно, как в процессе деформирования образца изменяются спектр разориентации субзерен и другие характеристики субзеренной структуры.

Для визуализации субзеренной структуры на поверхности зерна и, при необходимости, определения углов условной разориентации соседних субзерен используется второй этап метода визуализации. Он заключается в замене неразличимых оттенков серого цвета на цветовой ориентационной карте (рис. 3, а) на визуально различимые субзерна, подобранные из цветового пространства RGB. На рис. 3, б приведено цветное изображение поверхности исследуемого зерна после такой замены оттенков цвета.

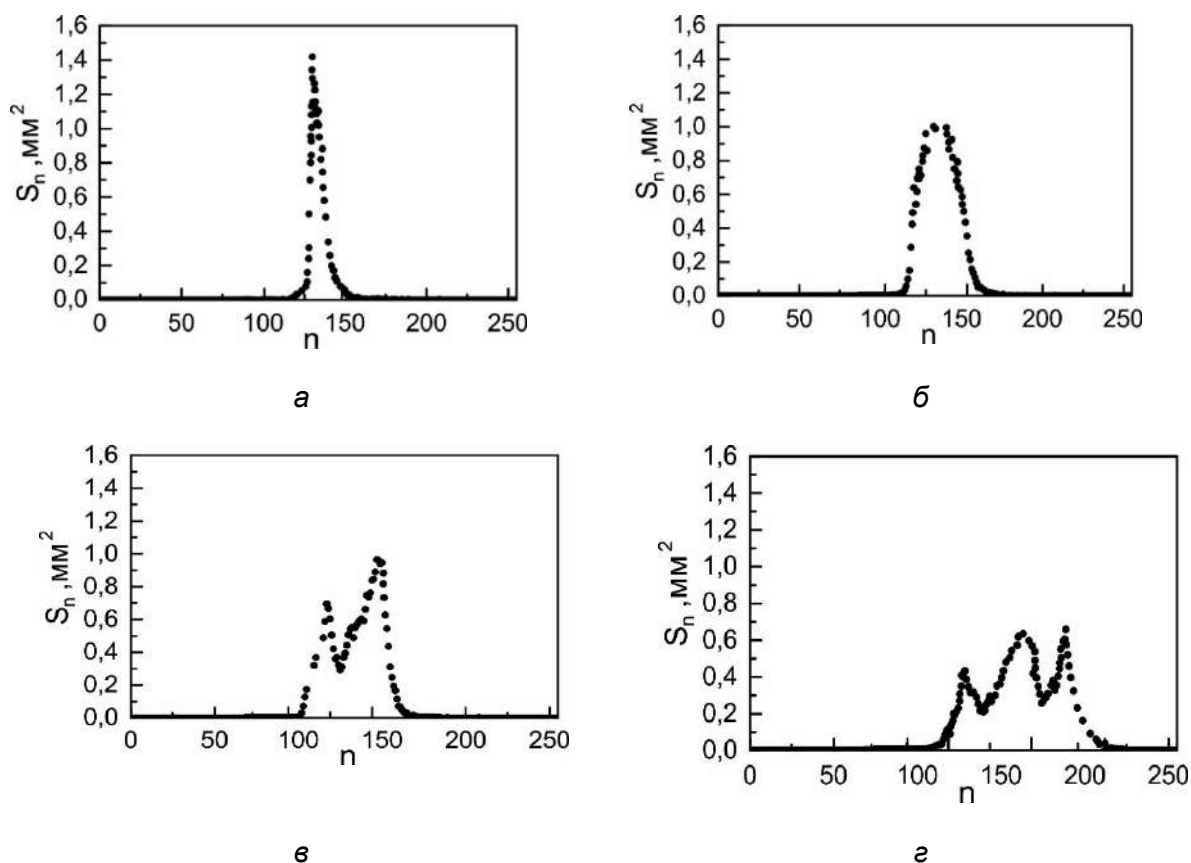


Рисунок 2 - Изменение распределения $S_n = f(n)$ для зерна, представленного на рис. 1, а, в процессе пластического деформирования: $\varepsilon = 0\%$ (а); $\varepsilon = 5\%$ (б); $\varepsilon = 12\%$ (в); $\varepsilon = 20\%$ (г).

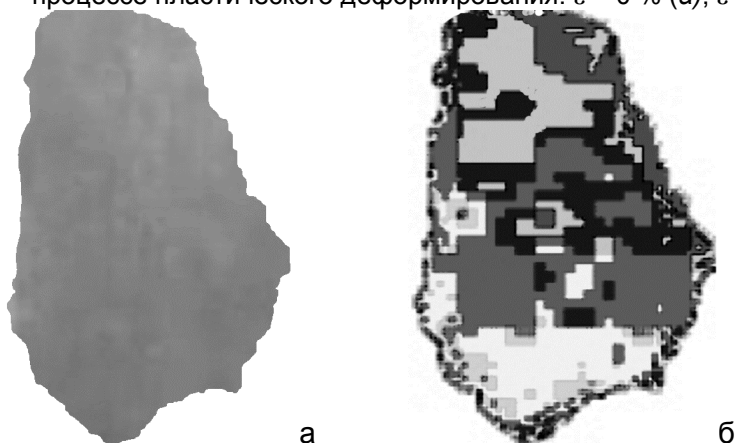


Рисунок 3 - Цветовое изображение поверхности исследуемого зерна до деформирования образца (а) и после визуализации на ней субзеренной структуры (б).

Литература

- 1.Е.Е. Badiyan, A.G. Tonkopryad, O.V. Shehovtsov, R.V. Shorinov, T.R. Zetova. Optical Technique for the In Situ Study of Orientation and Structure Changes Accompanied the Plastic Deformation of Polycrystalline Specimens of Aluminum // Inorganic Materials. – 2011. – №15. – P. 1663 – 1666.
- 2.Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р. Оптическая методика исследования *in situ* ориентационных и структурных изменений, сопровождающих пластическую деформацию поликристаллических образцов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2010. – Т. 76. – № 8. – С. 34 – 38.
- 3.Патент 104249 України, МПК (2013.01), G01N 21/00, G01N 33/20 (2006.1). Спосіб візуалізації орієнтаційної неоднорідності та морфології поверхні монокристала або окремих зерен полікристала / Бадіяні Є.Ю., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Зетова Т.Р., Казачкова К.С.; Заяв. і патентовласник ХНУ імені В.Н. Каразіна. – № а 2012 14845; заявл. 24.12.12.; опубл. 10.01.14, Бюл. №1.

**ОСОБЕННОСТИ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ,
ГЕНЕРИРУЕМОЙ ЭЛЕМЕНТАРНЫМИ МЕХАНИЗМАМИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ
РАСТЯЖЕНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЁТКОЙ**

**Данюк А.В.¹⁾, Мерсон Д.Л.¹⁾, Ясников И.С.¹⁾,
Аглетдинов Э.А.¹⁾, Афанасьев М.А.^{1)*}, Виноградов А.Ю.^{1, 2)}**

¹⁾ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия;

²⁾ Норвежский университет естественных и технических наук, Тронхейм, Норвегия.

* maxwel-i@yandex.ru

В работе рассмотрено поведение акустической эмиссии (АЭ) при растяжении ГЦК металлов на примере алюминия, меди и серебра номинальной чистоты не хуже 99,99%, а также никеля технической чистоты. Выбор указанных элементов обусловлен тем, что они имеют существенно отличающиеся значения энергии дефекта упаковки (ЭДУ) в диапазоне от 300 мДж/м² для никеля до 20 мДж/м² для серебра.

Из пластин чистых металлов (Ni, Al, Cu, Ag) толщиной 2 мм (производства Nilaco Corporation, Япония) с помощью электроискровой вырезки были изготовлены идентичные плоские образцы на растяжение с размером рабочей части 15×7×2 мм и широкими лопатками, предназначенными под установку датчика акустической эмиссии и закрепление в захватах испытательной машины. Перед испытаниями образцы отжигали в вакуумной печи в течение 90 минут при температуре $0.85T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления соответствующего металла. В результате такой обработки для всех элементов были получены образцы со схожим размером зерна (от 90 до 500 мкм), оценка которых выполнялась на электролитически полированных образцах с применением как оптической, так и электронной микроскопии с использованием техники дифракции обратно-рассеянных электронов (electron back scattered diffraction – EBSD). Использовался детектор EBSD Hikari-5 EDAX/TSL установленный в сканирующем электронном микроскопе Zeiss SIGMA с полевым катодом. Растяжение образцов выполнялось на универсальной испытательной машине Tinius Olsen H50KT с датчиком нагрузки до 5000 Н и прецизионным измерением деформации с помощью штатного экстензометра с разрешением 1 мкм. Растяжение образцов выполнялось в режиме постоянной скорости перемещения активного захвата - 2 мм/мин, что соответствовало номинальной скорости деформации $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Сигнал акустической эмиссии регистрировался широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем NF AE-900S WB в полосе частот от 100 до 900 кГц, подключенного через малошумящий усилитель PAC 2/4/6 с усилением +60 дБ. Запись АЭ выполнялась платой PAC (Physical Acoustic Corporation, США) PCI-2, которая была настроена на непрерывную запись сигнала (режим непрерывной беспороговой записи) с дополнительным усилением +6 дБ и полосовой фильтрацией 10÷1000 кГц, частота дискретизации цифровой записи составляла 2 МГц.

Регистрируя непрерывную АЭ, можно оценивать параметры в любой момент эксперимента на интервале произвольной длины, что является бесспорным преимуществом при дальнейшей обработке и получении статистически значимого результата. В качестве примера на рисунке 1 представлены кривая нагружения, коэффициент деформационного упрочнения, мощность сигнала акустической эмиссии и медианная частота, полученные в процессе деформации образца меди.

Мощность P_{AE} акустической эмиссии для всех образцов имеет схожее поведение и повторяет качественно характер поведения амплитуды сигнала. На этапе максимальной скорости упрочнения P_{AE} имеет максимальное значение, а затем монотонно спадает (оставаясь не нулевым) до момента полного разрушения образца, непосредственно перед которым снова наблюдается небольшое увеличение значения

P_{AE} , связанное с существенным увеличением локальной скорости деформации в шейке образца и образованием микротрещин при разрушении. В качестве важной особенности поведения АЭ, необходимо отметить наличие корреляционной связи между коэффициентом деформационного упрочнения, $\theta = d\sigma/d\varepsilon$, и мощностью АЭ для всех выбранных сплавов, которая проявляется в том, что пик мощности АЭ, P_{AEmax} наблюдается на самых ранних стадиях деформации, где происходит наиболее быстрое упрочнение, а затем мощность АЭ спадает одновременно с падением значения θ .

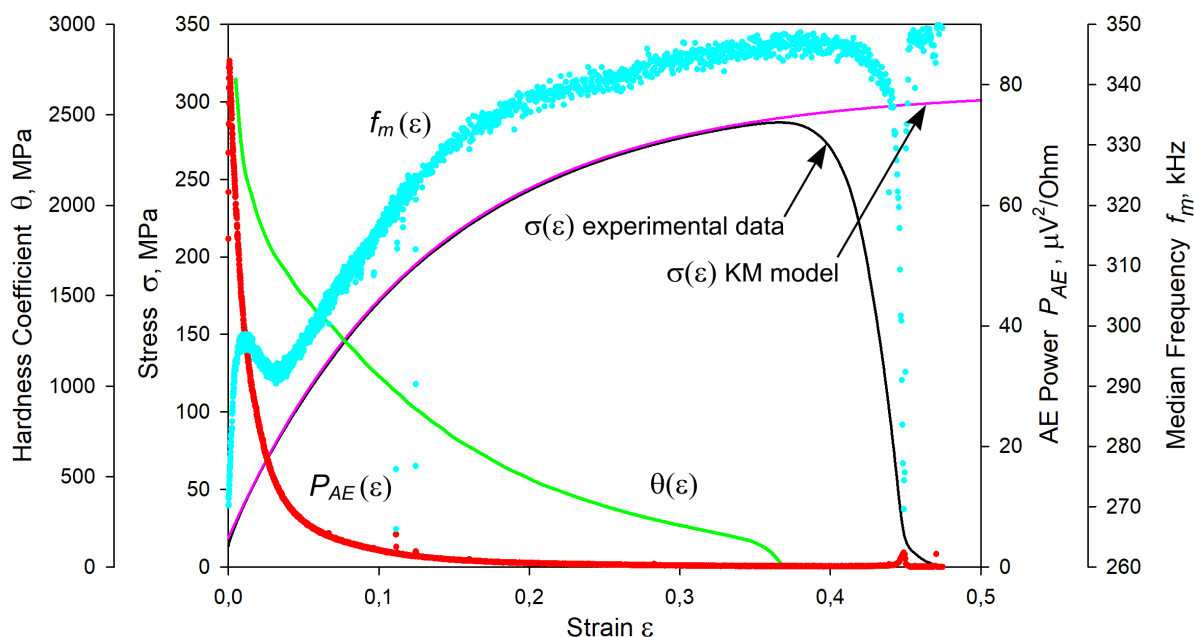


Рисунок 1 - Экспериментальные результаты, полученные в процессе деформации образца меди: кривая нагружения $\sigma(\varepsilon)$, коэффициент деформационного упрочнения $\theta(\varepsilon)$, мощность сигнала акустической эмиссии $P_{AE}(\varepsilon)$ и медианная частота $f_m(\varepsilon)$. Кривая нагружения $\sigma(\varepsilon)$ приближена аналитической зависимостью в рамках модели Кокса-Мекинга (показано стрелками на рисунке).

В таблице 1 представлены параметры исследованных металлов и полученные экспериментальные результаты. В частности рассматривая зависимость пика мощности сигнала АЭ от значения ЭДУ, видно, что величина P_{AE}^{max} явным образом снижается с повышением ЭДУ при прочих схожих микроструктурных и текстурных характеристиках материалов [1]. Следует отметить, что вызывает некоторое сомнение значение P_{AEmax} , найденное для никеля, т.к. он в отличие от других исследуемых металлов имеет техническую, а не особо высокую, чистоту, а примеси, как известно [2], снижают высоту пика АЭ. С другой стороны, величина зерна никеля в нашем случае, выше, чем в других металлов, что должно, при достаточно больших размерах зерен, наоборот приводить к росту энергии АЭ, как наблюдалось, например, в чистом алюминии [3]. Следовательно, тенденция снижения энергии АЭ с повышением ЭДУ, скорее всего, выполняется и для никеля.

Кроме того, в данной работе были определены параметры модели Кокса-Мекинга, отвечающие за эволюцию дислокационного ансамбля. При этом были сопоставлены данные, полученные определением точки начала потери устойчивости пластического течения графическим способом из пересечения зависимостей механического напряжения и коэффициента упрочнения от истинной деформации и по

модели Кокса-Мекинга. Результаты представлены в таблице 1. В частности, рассматривая зависимость деформации в точке потери устойчивости пластического течения, которая как известно обратно пропорциональна скорости дислокационного возврата, $\varepsilon_{NC} \sim 1/k_2$, видно что она снижается с повышением ЭДУ при прочих схожих микроструктурных и текстурных характеристиках материалов.

Таблица 1 - Параметры металлов и полученные экспериментальные результаты

Наименование параметра	Металл			
	Ag	Cu	Al	Ni
Энергия дефекта упаковки, γ , мДж/м ² (литературные данные)	18...25	40...70	150...250	250...350
Средний размер зерна, d , мкм	90 ± 70	100 ± 35	200 ± 100	500 ± 300
Амплитуда пика АЭ сигнала, A_{AE}^{max} , мкВ	57	46	36	31
Пик мощности АЭ, P_{AE}^{max} , мкВ ² /Ом	126	82	43	30
Абсцисса точки Консидера, найденная графическим способом, ε_{NC}^{graph}	0,37	0,30	0,25	0,20
Абсцисса точки Консидера, найденная из КМ-модели, ε_{NC}^{KM}	0,39 ± 0.05	0,30 ± 0.05	0,28 ± 0.05	0,25 ± 0.05

Качественно похожее поведение параметров акустической эмиссии для исследованных различных металлов: Ag, Cu, Al и Ni является следствием работы идентичного деформационного механизма в ГЦК решетке, а именно, скольжения дислокаций. При этом, энергетические параметры АЭ отражают процессы эволюции дислокационных ансамблей и демонстрируют одинаковую стадийность. Однако, количественные характеристики АЭ весьма чувствительны к энергии дефекта упаковки, поскольку последняя оказывает существенное влияние на подвижность дислокаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания высшим учебным заведениям и научным организациям в сфере научной деятельности Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № 11.5281.2017/8.9).

Список литературы

1. A.V. Danyuk, D.L. Merson, I.S. Yasnikov, E.A. Agletdinov, M.A. Afanasiev, A. Vinogradov The effect of stacking fault energy on acoustic emission in pure metals with face-centered crystal lattice // Letters on materials. - 2017. - Vol. 7, N 4 - P. 437-441.
2. A. Vinogradov, D.L. Merson, V. Patlan, S. Hashimoto, Effect of solid solution hardening and stacking fault energy on plastic flow and acoustic emission in Cu-Ge alloys // Materials Science and Engineering A. – 2003. – vol. 341, N 1-2. – P. 57 – 73.
3. C. Scruby, H. Wadley, J.E. Sinclair The Origin of Acoustic-Emission during Deformation of Aluminum and an Aluminum-Magnesium Alloy // Philosophical Magazine A (Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties). – 1981. – vol. 44, N 2. – P. 249 – 274.

КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГАХ, ПОЛУЧЕННЫЕ ТВЕРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ

Коржов В.П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,
korzhov@issp.ac.ru

Представлена микроструктура карбидных покрытий, полученных по твердофазной технологии на лентах ниобия, сплава Nb-2%Zr и Ti-сплава с 10.0%Cr, 7.3%Mo 2.6 мас.%Al. Исследуемые карбидные покрытия относятся к диффузионным покрытиям. Все диффузионные покрытия различаются способом нанесения материала покрытия на поверхность металла. Из известных это – насыщение поверхности металла материалом покрытия из порошковых смесей, из газовых сред (прямоточный и циркуляционный методы), из расплавов металлов или их солей, содержащих диффундирующий элемент, из паст и суспензий (шликерный метод) и диффузионное насыщения поверхности элементом покрытия с использованием вакуума.

В данной работе карбидные покрытия наносились на металлические ленты, чтобы потом использовать их для формирования многослойного пакета, из которого будет получен жаропрочный слоистый композит, упрочненный этими самыми карбидными покрытиями. Другое дело, что используемый способ нанесения покрытия может быть доработан до получения карбида, функционально предназначенного быть покрытием.

Последовательность операций получения отрезков металлических лент с двухсторонним карбидным покрытием такова. Сначала собирался пакет, состоящий из 10–20 лент из ниобия, сплава Nb–Zr или Ti-сплава толщиной несколько десятков микрон, чередующихся с лентами из графита, являющихся продуктом терморасширенного графита (exfoliated graphite) [1]. Пакет подвергался термической обработке (ТО) под давлением до 15 МПа при 1500°C в течение 30–60 мин. После ТО пакет легко разбирался по графитовым слоям и очищался от их остатков.

1. Микроструктура поперечного сечения ленты из Ti-сплава с карбидным металлическим покрытием представлена на рис. 1. Поверхности ленты после ДС оказались достаточно неровными, но само покрытие представляется плотным толщиной от ~3,5 до 6–7 мкм. Исследования с помощью растровой электронной микроскопии и локального рентгено-спектрального анализа дали следующие результаты (рис. 2).

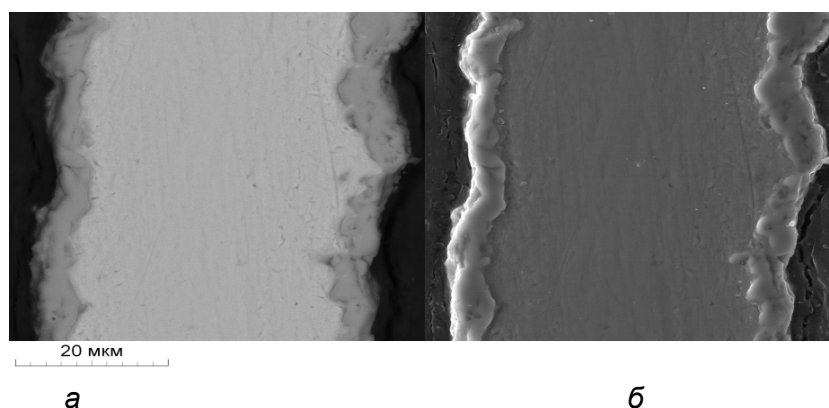


Рисунок 1 - Микроструктура поперечного сечения ленты из Ti-сплава после ТО при 1500°C при съемке во вторичных (а) и отраженных (б) электронах

Составы карбидных покрытий соответствовали монокарбидам на основе титана: $(Ti,Me)C$, где Me – Cr, Al, Mo. Для лент из пакетов, подвергавшихся ТО под давлениями 8 и 15 МПа, состав покрытий изменялся так мало, что, будучи приведенными к химическим индексам, они оказались неразличимыми по составу: $(Ti_{1,18}Me_{0,01})_{1,19}C_{0,81}$.

Согласно двойной диаграммы состояний Ti–C состав лент из Ti-сплава (~72,5Ti, ~21,5Me и ~6 ат.%C) соответствовал эвтектической области α -(Ti,Me) + (Ti,Me)C. Концентрации Me и C были близки к эвтектическому составу.

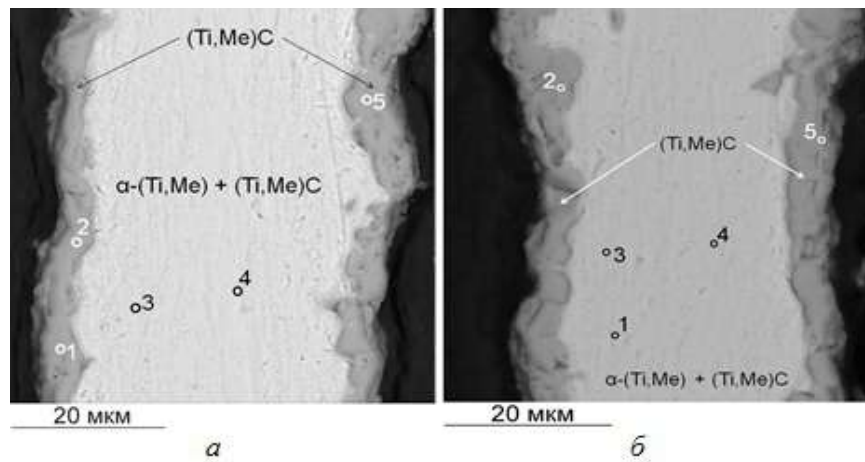


Рисунок 2- Микроструктура поперечного сечения отрезков ленты из Ti-сплава после ТО под давлением при 1500°C: 1–5 – номера спектров, а и б – образцы лент из пакетов после ТО при давлениях соответствен-но 8 и 15 МПа

2. Покрытия на Nb-лентах толщиной 60 и 70 мкм. По структуре и внешнему виду карбидные покрытия на поверхности Nb-лент выглядели удовлетворительно (рис. 3). Толщина покрытия составляла ~9 мкм и, в отличие от покрытий на лентах Ti-сплава, оставалась постоянной по всей длине Nb-лент.

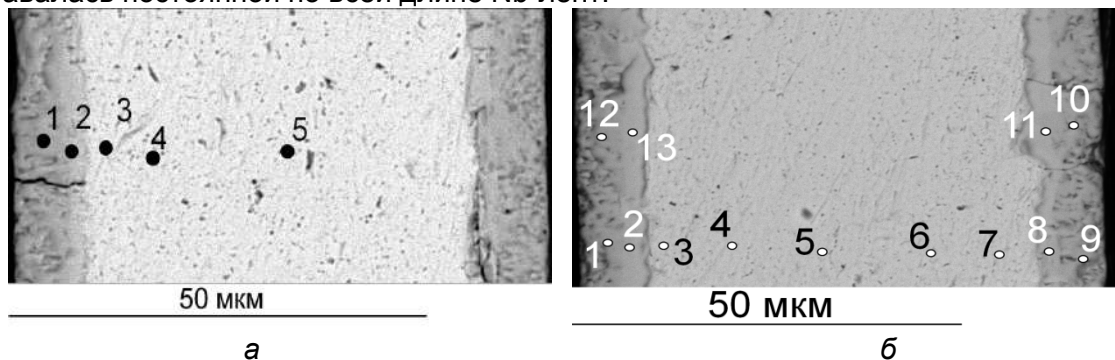


Рисунок 3 - Микроструктура поперечного сечения Nb-лент с двухсторонними карбидными покрытиями. Толщина Nb-лент 60 (а) и 70 мкм (б). Цифрами 1–5 и 1–12 обозначены номера спектров

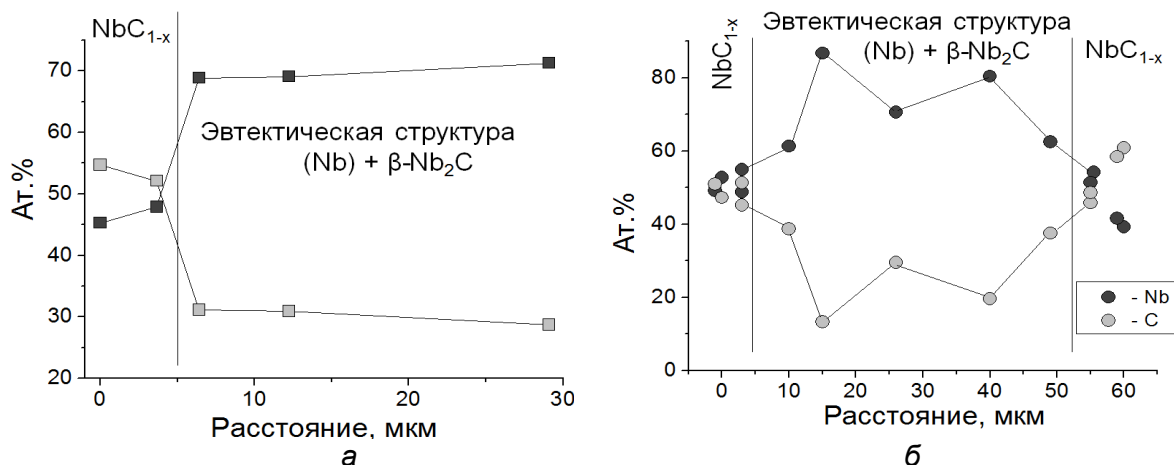
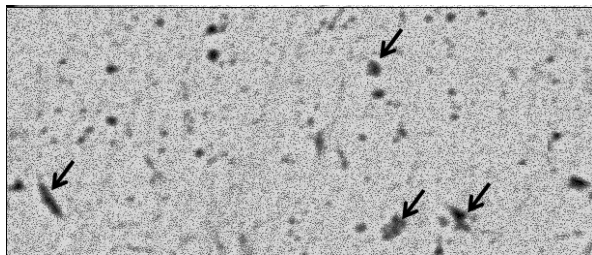


Рисунок 4 - Концентрационные профили по сечениям Nb-лент толщиной 60 и 70 мкм с карбидными покрытиями (см. рис. 3)

Различие Nb-лент по толщине – 60 и 70 мкм – было причиной заметного различия концентрационных составов покрытий и срединных объемов полученных композитов NbC/(Nb)/NbC, где (Nb) – Nb-твердый раствор. Покрытия были из монокарбида ниобия NbC_{1-x}, состав которого в зависимости от толщины Nb-ленты изменялся от Nb_{46,6}C_{53,4} (ат.%) \equiv Nb_{0,93}C_{1,07} на ленте толщиной 60 мкм до Nb_{49,0}C_{51,0} (ат.%) \equiv Nb_{0,98}C_{1,02} на ленте толщиной 70 мкм.

После ТО Nb-лента насыщалась углеродом до состава, который согласно диаграмме Nb–C, соответствовал эвтектической области. Фазовый состав эвтектики – (Nb) + β -Nb₂C. Насыщение углеродом ленты толщиной 60 мкм составило от 31,2 (вблизи покрытия) до 28,7 ат.% (в середине ленты) или ~2,3 мас.%. В ленте толщиной 70 мкм изменение концентрации С по толщине было от 38,7 до 13,3 ат.%. Это нашло отражение на концентрационных профилях ниобия и углерода на рис. 4.



20 мкм

Рисунок 5 - Микроструктура эвтектической области Nb-ленты толщиной 60 мкм после ТО при 1500°C под давлением

Большее, чем в ленте 70-микронной толщины, насыщение Nb-ленты толщиной 60 мкм углеродом привело к значительному отклонению его концентрации от эвтектического состава и выпадению вторичного карбида β -Nb₂C. На рис. 5 его темно-серые выделения отмечены стрелками.

3. Лента сплава Nb–2%Zr. Микроструктура поперечного сечения ленты после ТО пакета из ее отрезков, перемежавшихся с графитовыми лентами, представлена на рис 6.

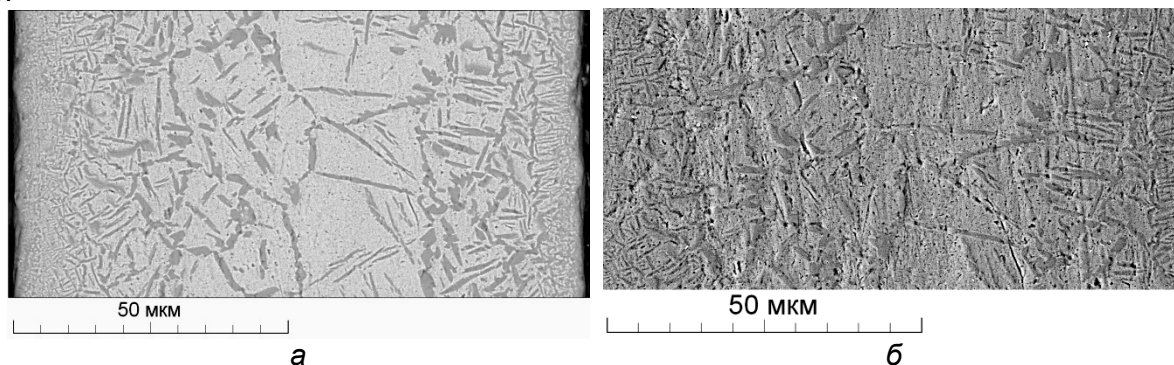


Рисунок 6 - Микроструктура поперечного сечения ленты (Nb–Zr)-сплава после ТО под давлением при 1500°C во вторичных (а) и отраженных электронах (б)

Анализируя оба рисунка можно заключить, что покрытие двухфазное. В непосредственной близости и на глубине до 5–7 мкм оно представляет собой мелкодисперсные выделения карбида на основе циркония в Nb-матрице. По мере продвижения вглубь ленты выделения Zr-карбида увеличивались в размере и вытягивались в иглы. Выделения серого цвета: (Zr_{45,7}Nb_{10,0})C_{44,3} (в ат.%) \equiv (Zr_{0,91}Nb_{0,20})_{1,11}C_{0,89} = (Zr,Nb)C. Матрица: (Nb_{48,6}Zr_{7,6})C_{43,8} (в ат.%) \equiv (Nb_{0,97}Zr_{0,15})_{1,12}C_{0,88} = (Nb,Zr)C_{1-x}.

На деле оказалось, что лента превратилась в композит из двух хрупких, но прочных структурных составляющих – матрицу из карбида на основе ниобия и выделений карбида на основе титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект №17-03-00687-А.

Литература

1. Сорокина, Н.Е. Композиционные наноматериалы на основе интеркалированного графита / Учебное пособие для студентов по специальности «Композиционные наноматериалы» // Н.Е. Сорокина, В.В. Авдеев, А.С. Тихомиров, М.А. Лутфуллин, М.И. Саидаминов – М.: МГУ им. М.В. Ломоносова, 2010. – 50 с.

ANALYSIS OF DEFORMATION PROCESS OF METAL MATERIALS UNDER LOADS OF VARIOUS TYPES BY AMD-METHODS

Kustov A. I.¹, Zelenev V. M.¹, Miguel I. A.²

¹ Voronezh State Pedagogical University, Voronezh., Russia

² Military Educational and Scientific Center of the Air Force Academy named after professor N. E Zhukovsky and Y.A. Gagarin., Voronezh., Russia
akvor@yandex.ru

Metallic materials are commonly used in practical applications objects. Their state plays a leading role in the process of operation. The condition of materials is influenced by various external influences. Such influences manifested in the process of manufacture and in the operation should be attributed primarily to processes of diffusion. They substantially change the physical parameters of the surface layers. Therefore, the actual task of assessment of health products and predicting their behavior. To monitor the status of materials by means of acoustic waves (AW) was proposed for solving this task, i.e., to use AMD-methods [1]. GHz- range was chosen to ensure sufficiently high resolution.

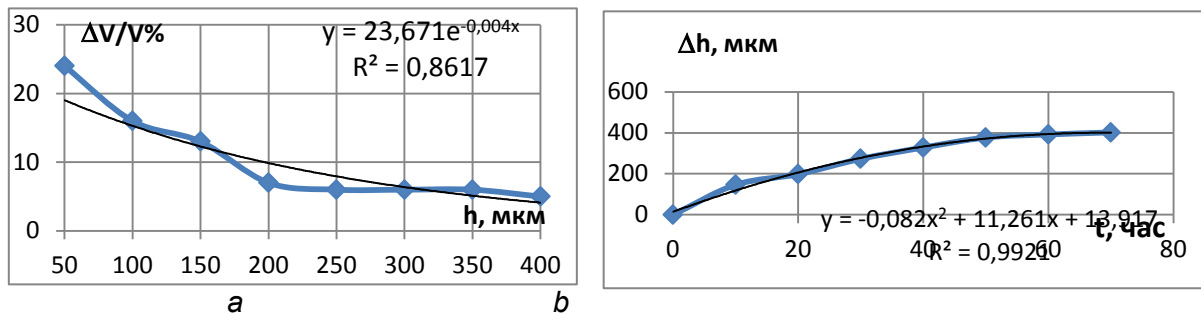


Figure 1 - a) The dependence of the absorption level of AW in the surface layers of steel (38XMЮA) depth of nitriding layer (t^0 process 560°C); b) The dependence of the thickness of the layer with altered properties on the time of nitriding (at $t^0 = 500^{\circ}\text{C}$) obtained by the change of speed v_R of surface acoustic waves in steel (40XHMA).

The essence of the work was to develop methods for studying the state of the materials and in the assessment of the level of exposure of diffusion processes using the AMD methods. The objects of the study - model materials and steel of various types. It is experimentally shown that AMD-methods sensitive to diffusion effects. For example, the processes of carburizing and nitriding of steels demonstrates the dependence of the number of characteristics of acoustic waves (AW) on the parameters of diffusion processes. These settings include, first, the concentration of a substance- diffusion, temperature and time of process. In Fig.1 shows the examples of the dependence of the absorption level of AW in the surface layers of steel on the depth of the nitriding layer and the dependence of the thickness of the layer with altered properties on the time of nitriding obtained by the change of speed v_R of surface acoustic waves in steel. The parameters of the processes of carburizing and nitriding were evaluated using AMD-methods [2] based on the measurements of acoustic characteristics of materials (level of attenuation $\Delta V/V\%$, velocities of acoustic waves, v_R , elastic modulus).

As parameters of the deformation process we have chosen the values of the speed of surfactant v_R the decay rate of these waves $\Delta V/V\%$ obtained based on the thickness of the layer with altered properties from the concentration of the substance - diffusant, the temperature and time of the process, and the strength characteristics. The thickness of the diffusion layer was estimated by the parameter $\Delta V/V\%$. The results of the model experiment are shown in Fig.2. An example model study of the

[4,5]. T

diffusion process AMD methods. In the experiment, we determined the thickness of the SiO₂-films obtained by oxidation of silicon in an atmosphere of water vapor. To change the speed values of the surfactants (and the corresponding dispersion according to [4]) calculates the layer thickness h (μm), which, as follows from the graph was varied from 2 to 9 microns.

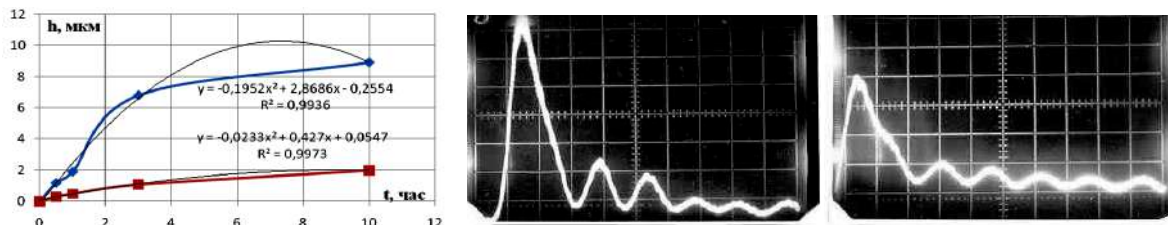


Figure 2 - The dependence of the thickness of the diffusion layer is SiO₂ (on silicon) by oxidation in H₂O at T⁰ annealing 1200 °C (top) and 1000 °C (lower curve)

Figure 3 - The transformation V(Z)- curve in the steel 30XГЦМЛ ((v_R = 3,18 · 10³ m/s, ΔZ_N = 14,68 μm, (ΔV/V%)_{max} = 37%, vertical scale 1 div. = 0.25 V, horizontal – 1 div. = 12,2 μm) after carburizing at 940 °C, 2 hours.

And, changes in the shape of the V(Z) curve during deformation of the sample are shown in Fig. 3. For the studied steels (38XM10A, 40XHMA, for example), at a temperature of carburizing, the diffusion layer consists of austenite, and after slow cooling from its decomposition products of ferrite and cementite. The effective thickness of the cemented layer is usually set to a value of the control parameter hardness (e.g., HRC 60) and varies from a fraction to several millimeters. Cementation was carried out at 940 °C for 2.5 hours (up to 0.8 mm layer). At the end of the process - leave with T⁰C ~ 165-175 °C. The change in time of the ongoing process led to a change in the structure of the surface layers and, consequently, to a change in their acoustic characteristics. Similar results were obtained in measurements using the AMD-methods the characteristics of the materials that have passed the nitriding process. Nitriding is carried out in ammonia atmosphere, which leads to surface saturation with nitrogen and increase its hardness (saved to ~680 °C, i.e. at ~300-330 °C higher than for cemented materials). In order of magnitude, the obtained values of xi showed a good coincidence with the design (was ~100 μm).

The main steps of measurement of the diffusion effects on steel are presented in Fig. 4, 5 and Fig. 6, 7).

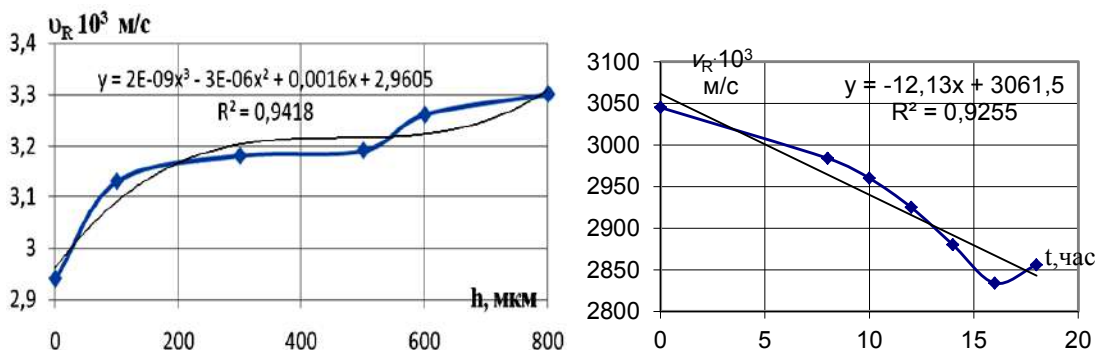


Figure 4 - Dependence v_R on h in the cementation of steel (for example, 18HGT)

Figure 5- Change the speed of surfactants in steel (30XГТ), depending on the time of cementation (for control surface for 16-17 hours speed v_R is reduced by 7% from 3050 to 2840 m/s).

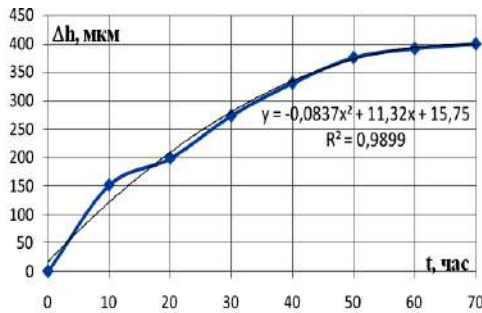


Figure 6 - The dependence of the thickness of the layer with altered properties on the time of nitriding obtained by the change of speed saw in steel (40XHMA), (T^0 of process 500°C ; the optimal time is 60 hours).

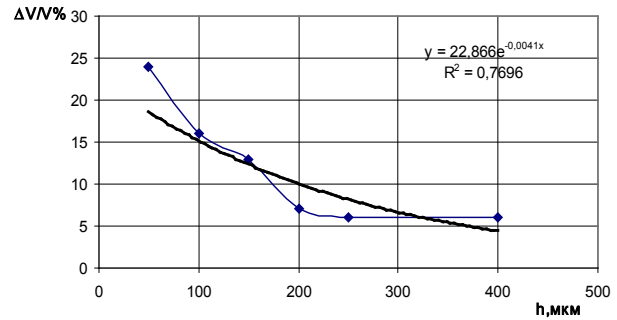


Figure 7 - The dependence of the absorption level of AW in the surface layers of steel (38XMЮA) depth of nitriding layer (T^0 of process 560°C). With the depth of $\sim 250 \mu\text{m}$ steel is not subjected to the nitriding process.

The experiments confirm the high sensitivity of AMD-methods as parameters of the deformation process and their changes [6]. This fact allows one to monitor the processes of deformation, control the structure of materials, identify and characterize system defects and properties of solid materials.

References:

1. Miguel I. A., Kustov A. I. Investigation of structural parameters of metallic materials and their influence on physical-mechanical properties methods of acoustic microscopy // Metallophysics and newest technologies. Intern.scientific.-tech. Sib./, Kiev. 2009. T. 31. No. 3. S. 381-388.
2. Miguel I. A., Kustov A. I. Development acoustic-microscopy methods to assess the impact of external influences on the surface state of materials and their physical properties // Bulletin of Tambov University., ser. "Natural and technical Sciences". – Tambov. 2010. T. 15. vol.3. part I., pp. 1062-1063.
3. Kustov A. I., Miguel, I. A. Analysis of transformation of structure of surface layers of steels and their influence on the process of hardening of AMD-methods // Vestnik PNIPU. MechanicalEngineering, MaterialsScience., volume 18, number 4, 2016. – p. 134 - 146.
4. Kustov, A. I., Miguel, I. A. Analysis of transformation of structure of surface layers of steels and their influence on the process of hardening of AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineering, Materials Science., T. 18., №4, 2016.,205 p. (p. 134-146).
5. Kustov, A. I., Miguel, I. A. calculation of the characteristics of metallic materials using AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineering, Materials Science., T. 19., №1, 2017.,202 p. (p. 78-97).
6. Kustov, A. I., Miguel, I. A. Estimation of anisotropy parameters properties of metallic materials AMD- methods // Fundamental problems of modern materials science, T. 14., №1., 2017., p. 44 - 51.

**IDENTIFICATION OF FEATURES OF DEFECTIVE STRUCTURES IN CONDENSED
MATTER MATERIALS AND MONITORING OF THEIR BEHAVIOR WITH THE
HELP OF ACOUSTIC WAVES**

Kustov A. I.¹, Miguel I. A.²

¹ *Voronezh State Pedagogical University, Voronezh, Russia*

² *Military Educational and Scientific Center of the Air Force Academy
named after professor N. E Zhukovsky and Y.A. Gagarin, Voronezh., Russia
akvor@yandex.ru*

Currently one of the most urgent material problems is the problem of studying the structure and properties of solid materials non-destructive way, the definition of the boundaries of their applicability. In the end, the structure determines the condition of the material actually given by a superposition of the physical parameters of the selected volume. Changing these values allows judging the state of the surface layers of solid materials. Effective methods control the state of these layers are AMD-methods [1,2]. The essence of the work was to develop methods for studying the state of the materials and in the assessment of the level of exposure of diffusion processes. Objects of study – ceramic materials and steels of various types.

In the mode of acoustic imaging has got the image of the grain structure of the steel and grain size was calculated strength characteristics. After the diffusion treatment was varied grain structure, and hence the values of the parameters of the material. To ensure the objectivity and reliability of the measurements experiments were carried out on model objects with known characteristics-sticks (single crystals, glass, pure metals). Developed and applied a method of calculating parameters of the samples by the values of speed and attenuation coefficients of surface acoustic waves (saw) [3]. It is possible to obtain study materials for the correlation of velocities of surfactants on the parameters of the effect on the material (temperature, time).

The essence of acoustic microscopes is that used as a probing signal as the acoustic waves. Excited by the piezoelectric transducer in the acoustic line plane acoustic wave incident on the surface of a spherical acoustic lenses (curvature radius R), refracted, converted to spherical and focuses at the focal point. In the presence of the object, the acoustic wave (AW) is reflected and contains information about its properties. The piezoelectric transducer is both the source of radiation, and the receiver. He, like all electronic highway works in pulsed mode, the mechanical scanning of the object allows point-by-point to generate an acoustic image. Thus, if the sample is mechanically scanned in the x-y-plane perpendicular to the axis of the acoustic lens (Z) to form an image. The scan mode of the acoustic lens along the Z axis, allows to obtain a set of interference dependences of the output signal V of the piezoelectric transducer from the distance lens-object ($V(Z)$ curves) [4].

Measuring values of ΔZ_N for $V(Z)$ -curves based on geometric representations [5] expected velocity values of surface acoustic waves in the object (v_R). In the above expressions λ_R is the length of the surface acoustic wave, θ_R – angle Rayleigh, v_l – the speed of longitudinal waves in an immersion fluid, λ_l – length of longitudinal wave in immersion liquid; f is the frequency SAM; N is the number of maxima on $V(Z)$ -curve. Value v_R , and the height of the main maximum of $V(Z)$ -curves are informative characteristics of the object, allowing to calculate its physical-mechanical parameters (e.g. elastic modulus E and G , porosity, density, level of defects, etc.). [6].

In the present work for the analysis of the materials was used as a method of acoustic imaging (in combination with optical images), and method $V(Z)$ -curves to determine the thickness of layers of materials with altered properties, obtained by the diffusion treatment, assess the level of homogeneity and density of the materials. For experiments was chosen such common materials as steel, the surface layers of which were subjected to diffusion effects. In particular, these steel grades 30XГТ, 40XH, 40XHMA, 38XMHOA, etc.

In Fig. 1-4 presents obtained with AMD-methods based on physical parameters of the surface layers of the grain size of the microstructure of the material.

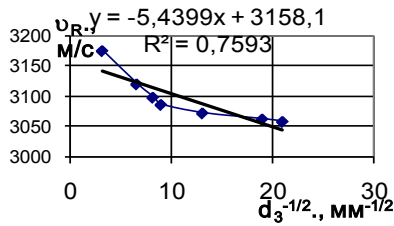


Figure 1- The dependence of the velocities of surface acoustic waves (v_R) on the grain size of steel 18XГТ

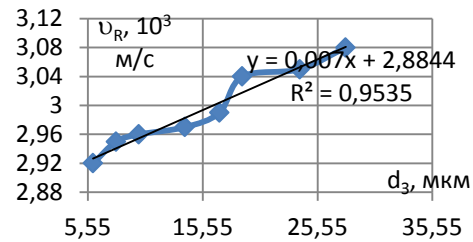


Figure 2 - The dependence of the rate of SAW in the sample steel (38XMЮA) on grain size (v_R determined by the method of V(Z)- curves, as d_3 from acoustic images).

The experiments have evaluated strength characteristics of steels. As the strength criterion was chosen yield strength $\sigma_{0,2}$. Experiments have shown that for the investigated steel (08X18H10T, ст.70, 15X2HMΦA, 06X14H8MД2T etc.) of such strength as $\sigma_{0,2}$ subject to the law of Hall-Petch: $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + kd_3^{-1/2}$, where σ_0 and k are constants for a given material. In this case, the analysis of the dependence $\sigma_{0,2} d_3$ was simplified as made the calculation test results for the two grain size constants σ_0 and k , and their use – define $\sigma_{0,2}$ for any d_3 . The obtained experimental curves (st. 18XГТ and 38XMЮA) is shown in Fig.3 and 4. Calculation $\sigma_{0,2}$ enabled a comparison of the values obtained by the traditional, destructive method and with AMD- methods. Practically, the results coincided within the error of measurements.

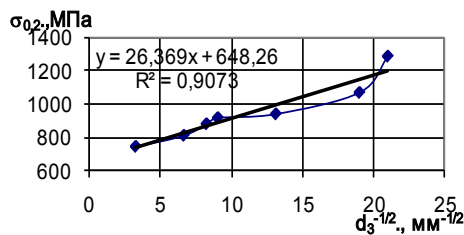


Figure 3 - The dependence of the yield stress on grain size steel 18HGT

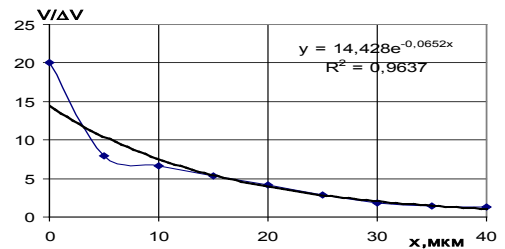


Figure 4- The experimental dependence of the inverse absorption coefficient AW ($V/V\%$) for steel 18HGT by distance to the center of the cracks.

The next stage of research was devoted to determining the sensitivity of the SAM to the micro-defects in crystalline materials. It is experimentally shown that AMD-methods ensure the detection of micro-defects (with sizes of 0.2-0.4 μm) in the surface layers of a thickness of several hundred micrometers. The change in height of the main peak in the region of the defect size of 200-250 nm and can reach more than 50-70% (Fig.4).

The next stage of research was devoted to the study of corrosion damages with AMD-methods. For research were selected samples of steels subjected to pitting corrosion. It is this type of corrosion is the most dangerous, as its lesions are stress concentrators. This files most often on the material surface pitting is not shown, and in the manufacture of thin sections for studies of the surface layer often not visible. Experiments to assess the possibility of detection and characterization of microdefects of the type of pitting AMD-methods were conducted on samples of steel 08X21H6M2T and 06X14H6MД2T.

According to the series of acoustic images of own structure based on the number (N) of detected pitting depth imaging (Fig.5). These relationships allow us to estimate a non-destructive way as the maximum depth of the microdefects, and the speed of their origin. When scanning the sample surface in the V(Z) along the X axis with a step of 10-20 μm can to get a set of topographical curves representing the information about the coordinates and sizes of pitting. In Fig.6 shows the results of the analysis subsurface layer with SAM, confirming the depth of the pitting 40-60 microns.

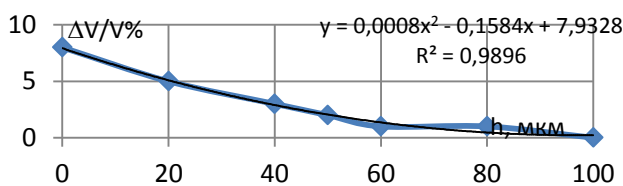
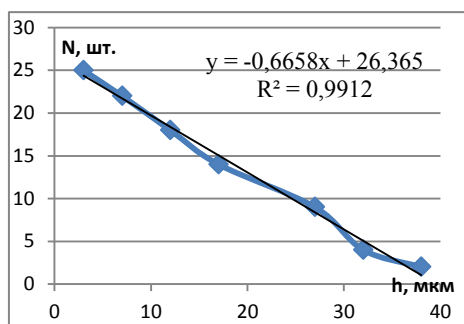


Figure 5 - The dependence of the number of identified pitting on depth imaging
 Figure 6 - Changing the level of attenuation of AB in the sample probing depth.

The next stage of experimental studies devoted to the study of piezoceramic obtained by sintering technology. Based on images of the size and shape of the grains has allowed to identify some of the strength characteristics of PZT- ceramics. The method of analysis obtained by using the images of SAM is quite promising, as is compatible with the computer technologies, allowing to express to calculate structure parameters (porosity and so on.). However, even more informative AMD-methods based on the use of V(Z)-curves [5] are demonstrated in Fig.7,8.

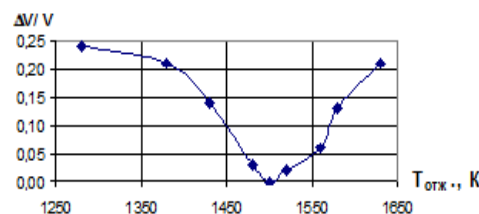
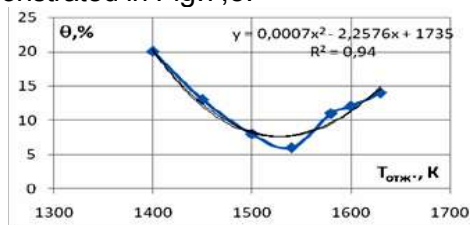


Figure 7- Change curve of porosity depending on the annealing temperature for PZT-22
 Figure 8 - The change in the level of absorption in samples of the piezoelectric ceramics, St-02, depending on the annealing temperature.

Based on the method of V(Z) - curves studied according to v_R (and θ_n) from $T_{отж.}$. Fig.8 shows the results of measurements of acoustic characteristics of the samples ($\Delta V/V\%$) for the piezoelectric ceramics and the curve of the porosity of the same samples obtained using a number of comparative methods (Fig.7). All these curves have extremum in the temperature range of annealing 1510-1530 K.

The obtained results demonstrate the effectiveness of the use of AMD-methods for identification of features of defective structures in condensed matter materials and monitoring of their behavior.

References:

1. Kustov A. I., Miguel, I. A. Identification and characterization of defects in solid materials using acoustic waves // Materials Science., 2011., No. 8., S. 31-42.
2. Miguel I. A., Kustov A. I. The study of metal layers and polymer composites by using acoustic waves // Fundamental problems of modern materials science., volume 12, No. 2., 2015. p. 241 -247.
3. Kustov A.I., Miguel I. A. Analysis of the behavior of defect structures that occur in solid materials with AMD-methods // Fundam. probl. of mod. mater. scien., vol.13, No. 4, 2016. p. 490 - 496.
4. KustovA. I., Miguel, I. A. Analysis of transformation of structure of surface layers of steels and their influence on the process of hardening of AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineer., Materials Science., T. 18., №4, 2016.,205 p. (p. 134-146).
5. KustovA. I., Miguel, I. A. calculation of the characteristics of metallic materials using AMD-methods // Bulletin of Perm national research Polytechnic University., Mechanical Engineering, Materials Science., T. 19., №1, 2017.,202 p. (p. 78-97).
6. KustovA. I., Miguel, I. A. Estimation of parameters of anisotropy properties of metal-symbolic materials AMD methods // Fundam. probl. of modern materials science., T. 14., №1., 2017., p. 44 - 51.

**ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ИХ ДЛИТЕЛЬНОМ
НАГРУЖЕНИИ**

Бетехтин В.И.¹, Нарыкова М.В.¹, Кадомцев А.Г.¹, Sklenicka V.²

¹ ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

²Institute of Physics of Materials, Brno, Czech Republic

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Исследование особенностей структуры и механических свойств субмикрокристаллических металлических материалов, полученных различными методами интенсивной пластической деформации (ИПД), является актуальным направлением в современном материаловедении. Известно, что полученные методами ИПД металлы и сплавы находятся в нестабильном, неравновесном состоянии. Поэтому для их практического применения важно изучить эволюцию структуры при испытаниях в условиях длительного нагружения.

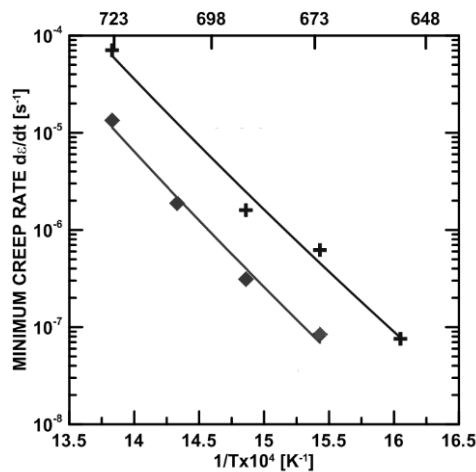


Рисунок 1 - Зависимость минимальной скорости ползучести ds/dt от температуры T для Ti (state 1) и Ti_{cryo}.

В настоящей работе анализируются данные, в основном, по долговечности при растяжении в режиме ползучести некоторых субмикро-кристаллических металлов и сплавов (Ti, Al, Cu и сплавы на их основе) с учетом эволюции их структуры.

Испытания на долговечность в режиме ползучести проводились в широком интервале температур и напряжений. Определялась долговечность, минимальная скорость ползучести и активационные параметры ползучести (рис. 1). При исследовании структуры основное внимание было уделено измерению размера зерна и параметров нано- и микропористости. Для определения их характеристик был использован комплекс методик – микроскопические и дилатометрические исследования, а также малоугловое рентгеновское рассеяние (МРР). С

помощью методов МРР и дилатометрии в [1] впервые было обнаружено образование при ИПД нанопор размером ~20-30 нм.

На рис. 2а приведены кривые ползучести для титана в исходном крупнозернистом состоянии и после различного числа проходов равноканального углового прессования (РКУП), а на рис. 2б – после криопробатки (T_{cryo}) и поперечно-винтовой прокатки (state 1 и state 2). Как видно из рисунков, формирование субмикрокристаллической структуры ведет к существенному уменьшению долговечности относительно исходного крупнозернистого состояния. Так, после двух проходов РКУП долговечность титана уменьшается от 170 до 75 часов. Сравнение кривых ползучести, приведенных на рис. 2б, показало, что наименьшей долговечностью обладают образцы, полученные методом криопробатки.

Основные результаты сводятся к следующему:

1. В процессе ползучести происходит разуплотнение материалов ($\Delta\rho/\rho \sim 10^{-2} \div 10^{-3}$) и появляются поры с характерным размером ~1 μm (рис.3).
2. В процессе ползучести происходит увеличение среднего размера зерна.

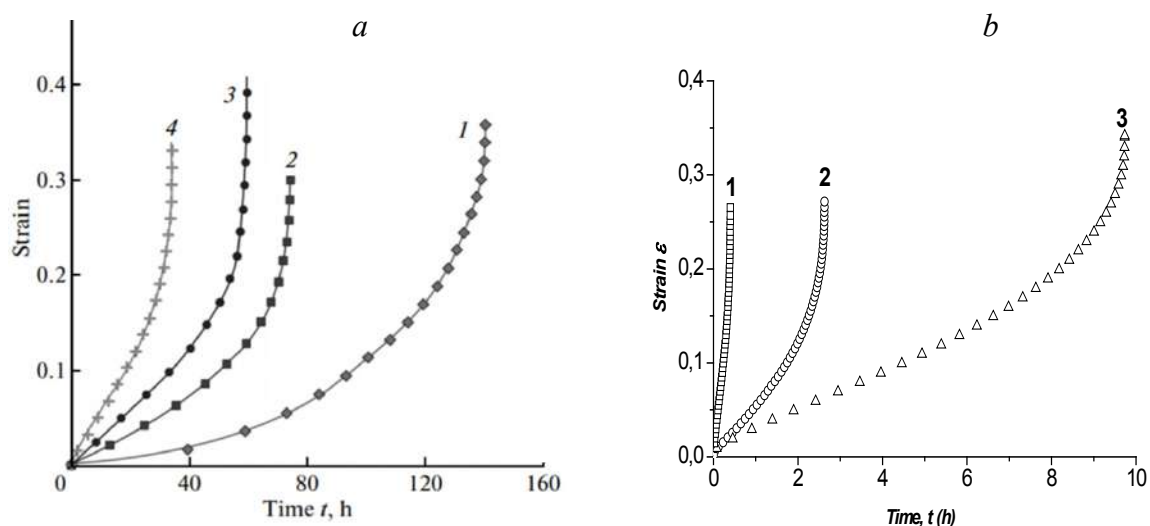


Рисунок 2 - Кривые ползучести для титана:
 а – в исходном крупнозернистом состоянии (кривая 1) и после 2 (кривая 2), 4 (кривая 3) и 8 (кривая 4) проходов РКУП. $T=673\text{ K}$, $\sigma=150\text{ MPa}$.
 б – 1 – криопрокатка T_{cryo} , 2 – state 1, 3 - state 2. $T=673\text{ K}$, $\sigma=270\text{ MPa}$

В частности, для титана ВТ1-0, субмикроструктурная структура которого была получена методов поперечно-винтовой и продольной прокаток [2], средний размер зерна составил $\sim 200\text{ nm}$. После испытаний на долговечность при $T=673\text{ K}$ и $\sigma=200\text{ MPa}$ размер зерна увеличился до $\sim 1.5\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 4).

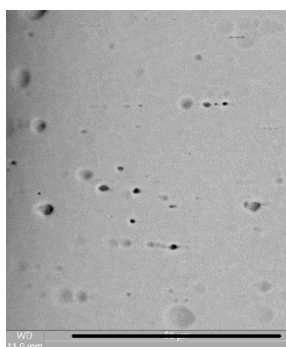


Рисунок 3- Микропоры, образовавшиеся в образце СМК ВТ1-0 после испытания на ползучесть.

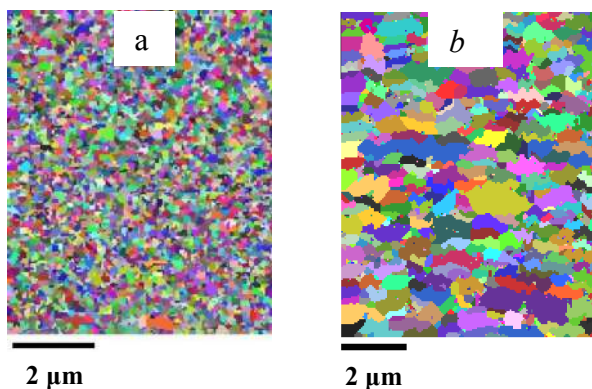


Рисунок 4 - Данные EBSD для ВТ1-0 (state 1) в СМК-состоянии (а) и после испытания на ползучесть (б) при $T=673\text{ K}$ и $\sigma=200\text{ MPa}$.

Анализ полученных данных показал, что наблюдаемая микропористость (рис. 3) возникла как следствие развития нанопор, которые возникают в материале в результате интенсивной пластической деформации. Действительно, как было показано в [2,3], после РКУП и комбинированных прокаток, в материале образуются нанопоры. Так конкретно для титана после поперечно-винтовой и продольной прокаток средний размер зерна (D), нанопор (d_n) и концентрация (N) составляют соответственно $\sim 200\text{ nm}$, $20\text{-}30\text{ nm}$ и 10^{11} cm^{-3} . После испытаний на долговечность при растяжении в режиме ползучести при $T=673$ и напряжении $\sigma=200\text{ MPa}$ средний размер зерна, микропор и концентрация составляют соответственно $\sim 1.5\text{ }\mu\text{m}$, $1\text{ }\mu\text{m}$ и 10^{10} cm^{-3} . Оценки показали, что площадь границ зерен S после ползучести уменьшилась в 10 раз, а концентрация микропор стала примерно в 10 раз меньше, чем концентрация исходных нанопор. В связи с этим можно предположить, что нанопоры превратились в микропоры только в том случае, если они находились на границах.

Существенно, что во всех случаях макроразрушение образцов происходит при достижении величины разуплотнения порядка 10^{-2} . Дилатометрические и

микроскопические измерения показали, что $V=N \cdot d^3$, где V – объем пор, определенный денситометрическим методом, а их концентрация N и размер d – микроскопическим.

В пользу такой трактовки говорят данные о влиянии высокого гидростатического давления (~ 1.5 GPa) на образцы после интенсивной пластической деформации и последующей ползучести. На рис. 5 для примера приведены кривые ползучести для образцов Al (99.99%) и Cu-0.2% Zr, полученных после двух проходов РКУП и испытанных при $T=673$ К и $\sigma=150$ МПа. Видно, что приложение давления приводит к увеличению долговечности и понижению скорости ползучести. Данные МРР и дилатометрии показали, что действительно давление, как было показано и ранее [4], уменьшает величину нанопористости, что соответственно приводит к замедлению процесса роста микропор.

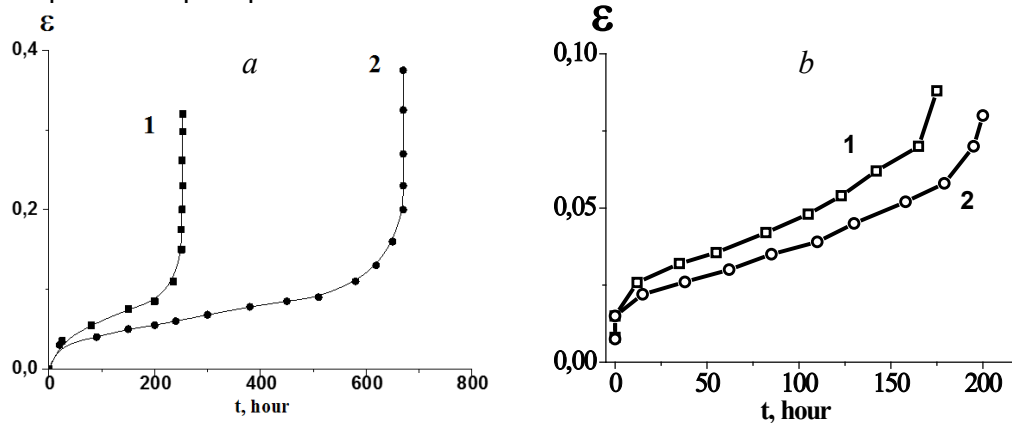


Рисунок 5 - Кривые ползучести Al (99.99%) – а и Cu-0.2% Zr – b после 2 проходов РКУП (кривая 1) и после обработки образцов высоким гидростатическим давлением (кривая 2).

Таким образом показано, что при ползучести микрокристаллических металлов, полученных ИПД, происходит развитие исходных нанопор, причем это относится только к тем нанопорам, которые находятся на границах зерен. Точнее, по-видимому, все нанопоры в исходном состоянии находятся на границах, но в процессе ползучести происходит частичная рекристаллизация материала и большая часть нанопор окажется внутри зерна.

Получены предварительные данные по особенностям кинетики разрушения при длительном нагружении в условиях усталости [2], включая гигацикловую усталость [5]. Проанализирована роль нанопористости при длительном нагружении в режиме усталости и ползучести.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-08-00360.

Список литературы.

1. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sclenicka V. И др. // ФТТ. 2007. Т. 49. Вып. 10. С. 1787-1790.
2. Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Sklenicka V. И др. // ЖТФ. 2015. Т.85. Вып. 1. С. 66-75
3. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В и др. // ПЖТФ. 2017. Т.43. Вып. 1. С. 38-44.
4. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Sclenicka V. И др. //ПЖТФ. 2011. Т.37. Вып. 20. С. 75-76.
5. Плехов О.А., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г. и др. // В сб. XXII Петербургские чтения по проблемам прочности. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. С. 32-35.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ С СОДЕРЖАНИЕМ CU БОЛЕЕ 30 АТ.%

Ситников Н.Н.¹, Шеляков А.В.², Хабибуллина И.А.¹

¹ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Российская Федерация

² НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Российская Федерация

Особенностью сплавов системы TiNi–TiCu, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), с высоким содержанием Cu является то, что с помощью технологии сверхбыстрой закалки из жидкого состояния при высоких скоростях охлаждения (около 10^6 К/с) они могут быть получены в аморфном состоянии, а при определенных режимах термообработки в них может быть сформирована гомогенная структура [1, 2]. Однако при содержании меди более 30 ат.% в таких сплавах при стандартных методах кристаллизации происходит формирование хрупких фаз Ti-Cu, препятствующих протеканию мартенситных превращений (МП) $B2 \leftrightarrow B19$ и проявлению ЭПФ [2]. В данной работе для решения проблемы формирования хрупких фаз Ti-Cu в процессе кристаллизации из аморфного состояния в сплавах системы TiNi–TiCu с содержанием меди более 30 ат.% предложено применить электроимпульсную (ЭИ) кристаллизацию – динамический разогрев образца пропусканием через него импульса электрического тока.

Исходные аморфные образцы сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30; 32; 34; 36; 38$ ат.%) в виде тонких лент были получены методом сверхбыстрой закалки из расплава со скоростью охлаждения около 10^6 К/с. Процессы кристаллизации исходных образцов изучаемых сплавов были проведены с помощью ДСК. На основе полученных данных для проведения ЭИ и изотермической термообработки (для сравнения) сплавов была выбрана температура 500 °С. ЭИ кристаллизация проводилась на воздухе при комнатной температуре с длительностью воздействия импульса электрического тока 100, 10 или 1 мс. Амплитуда импульса электрического тока рассчитывалась из необходимости разогрева обрабатываемого образца до 500 °С за время его воздействия. При изотермической кристаллизации сплавы выдерживались при температуре 500 °С в муфельной печи в течение 300 секунд с последующей закалкой в воде [3].

В результате проведённой термообработки во всех образцах была сформирована кристаллическая структура, о чём свидетельствуют рентгеноструктурные исследования, проведённые со «свободной» стороны лент при комнатной температуре (рис. 1).

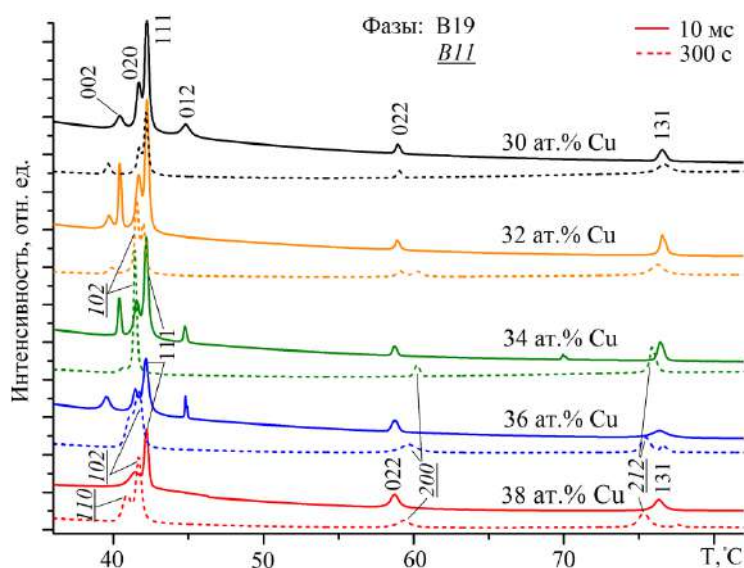


Рисунок 1 – Рентгенограммы «свободной» поверхности быстрозакалённых лент сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 32, 34, 36, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

Рентгеноструктурный анализ показал, что в изучаемых сплавах после изотермической термообработки наблюдается мартенситная фаза B19, а также структура типа B11 (фаза Ti-Cu) [3]. В сплавах, подвергнутых электроимпульсной термообработке по сравнению с изотермической обработкой, уже при времени воздействия 100 мс заметны изменения механизма кристаллизации, главным результатом которых является то, что сплавы с содержанием меди 34, 36 и 38 ат. % перестают быть хрупкими и в них наблюдается ЭПФ. Рентгеноструктурный анализ показал, что все динамически кристаллизованные со временем обработки 10 мс исследуемые сплавы системы TiNi-TiCu при комнатной температуре имеют преимущественно мартенситную структуру B19.

На рисунке 2 представлены результаты исследования температурных интервалов МП методом ДСК. Как видно, в сплавах с содержанием меди 36 и 38 ат. % после ЭИ кристаллизации с временем импульса 10 мс наблюдаются ярко выраженные пики выделения и поглощения тепла, сопровождающие МП, в то время как после изотермической термообработки они полностью отсутствовали. Следует отметить, что в сплавах с 30, 32 и 34 ат.% Cu критические температуры МП возрастают на 20-30 °С.

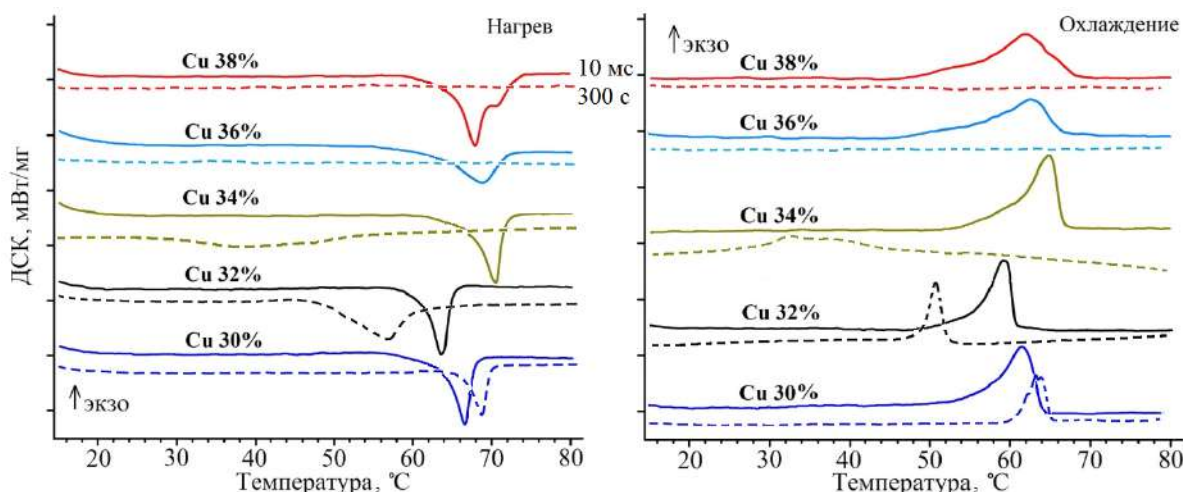


Рисунок 2 – Кривые ДСК сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 32, 34, 36, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

Микроструктура сплавов после ЭИ и изотермической кристаллизации, наблюдаемая в поперечном сечении с помощью СЭМ, имеет кардинальные отличия (рис. 2). Главное из них заключается в том, что в динамически кристаллизованных сплавах присутствует неоднородное распределение кристаллов по толщине ленты: вблизи поверхностей ленты наблюдается столбчатая структура кристаллов с характерными поперечными размерами 400-700 нм, в то время как в объеме ленты сформировалась однородная более крупнозернистая микроструктура с размером зерна от 5 до 12 мкм.

Термоциклирование кристаллизованных образцов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ проводили под постоянной нагрузкой 100 МПа. По величине возвращаемой псевдопластической деформации определялось формовосстановление образца за счет ЭПФ, т.е. фактически измерялась величина ЭПФ. Как видно из данных (рис. 4), в динамически кристаллизованных образцах с содержанием меди 28, 30 и 32 ат.% наблюдается увеличение величины ЭПФ (до 25 % для сплава с $x=32$) по сравнению с образцами, кристаллизованными изотермически. В динамически кристаллизованных сплавах с 34, 36 и 38 ат.%, в которых после изотермической кристаллизации ЭПФ полностью отсутствовал, выявлено обратимое изменение формы с деформацией 1,5-2 %.

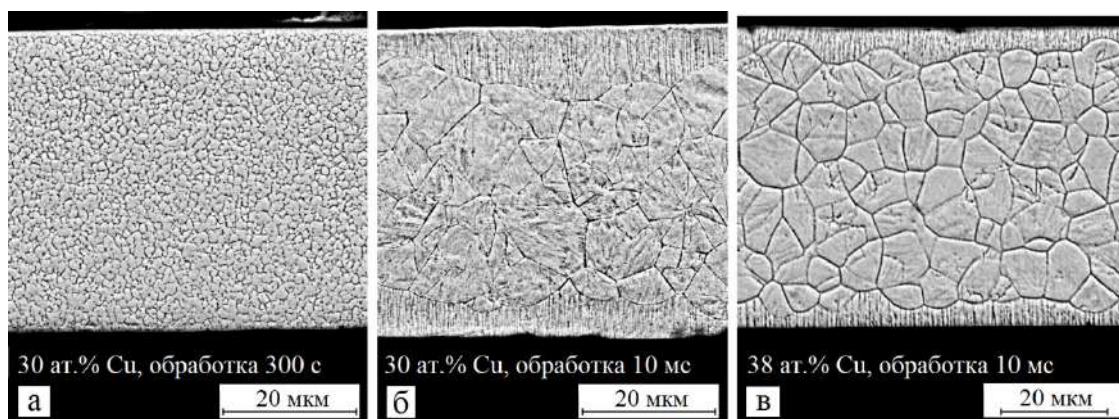


Рисунок 3 – РЭМ-изображения микроструктуры поперечного сечения лент сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 38$ ат.%) после изотермической кристаллизации со временем 300 с и ЭИ кристаллизации с длительностью воздействия 10 мс

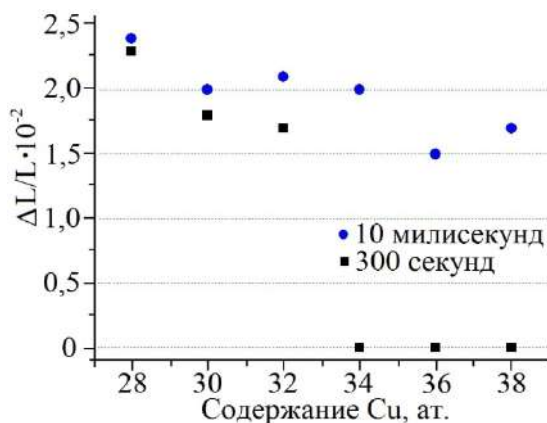


Рисунок 4 – Обратимое изменение относительной длины образцов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ при термоциклировании под постоянной нагрузкой 100 МПа после изотермической (300 с) и динамической (10 мс) кристаллизации

Таким образом, в сплавах квазибинарной системы TiNi–TiCu с содержанием меди от 30 до 38 ат.% с помощью комбинированного экстремального воздействия (сверхбыстрая закалка из расплава и динамическая кристаллизация аморфного состояния импульсом электрического тока) получены новые структурные состояния, которые обеспечили проявление необычных физико-механических свойств, в частности, впервые реализован эффект памяти формы в сплавах с 36 и 38 ат.% меди.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 31 16-32-60105.

Литература.

1. Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П., Ризаханов Р.Н., Ашмарин А.А. // Изв. РАН. Сер. физ. 2015. Т. 79. № 9. С. 1281–1287.
2. Матвеева Н.М., Пушин В.Г., Быковский Ю.А. и др // ФММ. 1997. Т 83. №6. С. 82-92.
3. Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Хабибуллина И.А., Митина Н.А., Реснина Н.Н. // Перспективные материалы. 2017. №10. С. 52-61.

ЛИНЕЙНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУРАХ ЦИРКОНАТ-ТИТАНАТ СВИНЦА – КОБАЛЬТ

Поддубная Н.Н., Лалетин В.М.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь

Магнитоэлектрический (МЭ) эффект в композиционных материалах является следствием стрикционных эффектов. Его механизм можно представить в виде следующей схемы: магнитное поле → деформация магнитной фазы → деформация пьезоэлектрической фазы → генерирование электрического заряда. При исследовании МЭ эффекта применяют методику, основанную на измерении напряжения, возникающего на образце при наложении на него переменного и постоянного магнитных полей. МЭ коэффициент по напряжению (α_E) определяют исходя из толщины пьезоэлектрика (h), величины напряжения (dV) и напряженности переменного магнитного поля $\alpha_E = dV/(h \cdot dH)$.

В работе представлены результаты исследования МЭ свойств пленочных структур Со – цирконат - титанат свинца (ЦТС) – Со. Толщина ЦТС составляла 280 мкм. Покрывают кобальта наносили в НПЦ НАН Беларуси по материаловедению по собственной технологии ионно-лучевого распыления-осаждения [1]. Процесс проходил в несколько этапов для снижения напряженности структур и увеличения адгезии. Толщина металлических пленок определялась с помощью интерференционного микроскопа Линника–Номарски МИИ 4 и РЭМ поперечных сечений и составила 3 мкм металла с каждой стороны. Поляризация образцов осуществлялась в постоянном электрическом поле 4 кВ/мм в течение 2 ч при температуре 150°C с последующим охлаждением в этом же поле до комнатных температур [2]. Полевая зависимость МЭ коэффициента по напряжению получена в переменном магнитном поле напряженностью 80 А/м и медленно меняющемся магнитном поле от 0 до 150 кА/м. Исследования проведены при продольной поляризации образца, когда электрическая поляризация и магнитные поля сонаправлены (рис.1).

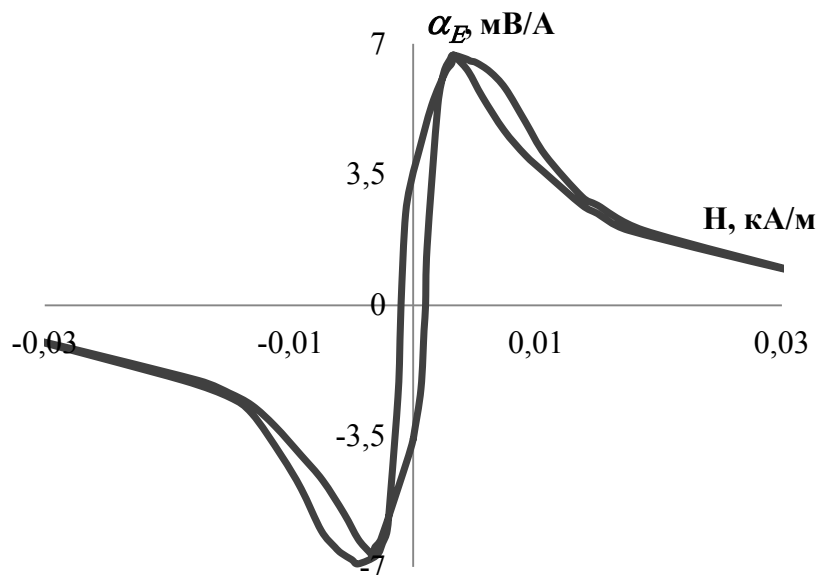


Рисунок 1- Полевая зависимость МЭ коэффициента по напряжению структур Со (2 мкм) /ЦТС(280 мкм) /Со (2 мкм), полученных методом ионно-лучевого распыления-осаждения.

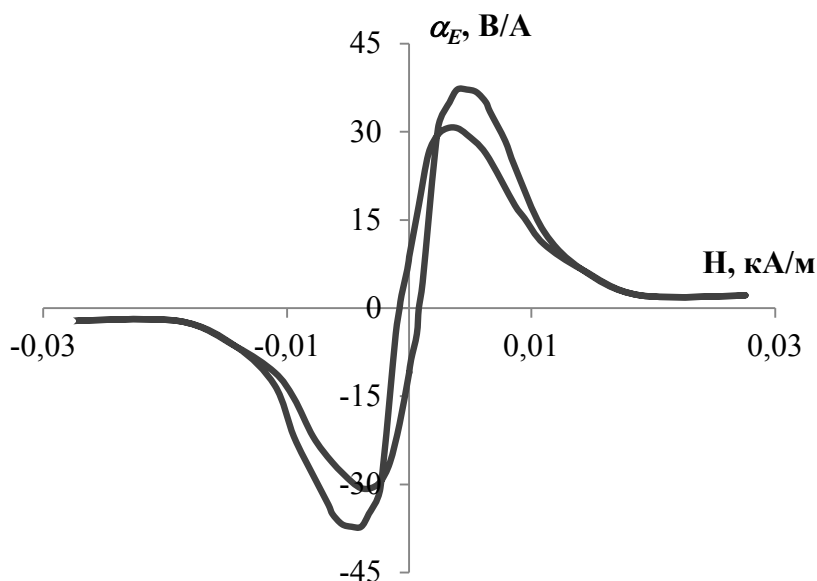


Рисунок 2 - Резонансная зависимость МЭ коэффициента по напряжению структур Со (2 мкм) /ЦТС(280 мкм) /Со (2 мкм), полученных методом ионно-лучевого распыления-осаждения.

В полученных ранее структурах Со – ЦТС методом ионно-лучевого распыления не удавалось добиться толщины покрытий свыше 1 мкм [2]. Величина эффекта в них не превышала 10 мВ/А в резонансе и не различалась на фоне шума при исследованиях линейном эффекте. Зависимость МЭ коэффициента от магнитного поля отличалась существенным гистерезисом.

Увеличение значений МЭ коэффициента объясняется увеличением толщины пленок кобальта, снижением толщины пьезокомпоненты и достаточно высокой добротностью (свыше 1000) полученных структур. В свою очередь увеличение толщины пленок кобальта стало возможным благодаря снижению напряжения в покрытии, приводящему к увеличению адгезии и росту добротности. Полученное значение относится к гигантским МЭ эффектам (рис.2).

Литература

1. А.И. Стогний, Н.Н. Новицкий, В.А. Кецко, С.А. Шарко, Н.Н. Поддубная, В.М. Лалетин, А.В. Беспалов, О.Л. Голикова, М.Н. Смирнова, Л.Ю. Фетисов, А.О. Титова /Влияние состояния межфазных границ на величину магнитоэлектрического эффекта в пленках Со(Ni) на подложках $PbZr_{0.45}Ti_{0.55}O_3$ и GaAs // Неорганические материалы – 2016 г. – Т. 52, №10, С. 1–7.
2. В.М. Лалетин, Н.Н. Поддубная / Линейный и нелинейный магнитоэлектрический эффект в объемных композитах цирконат-титанат свинца – феррит никеля // ПЖТФ. – 2017 г. – Т. 43, №2, С. 60-67.
3. Лалетин, В.М. Магнитоэлектрический отклик в различных типах слоистых структур. / В.М. Лалетин, Н.Н. Поддубная // Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии», Витебск, 25 – 29 мая, 2009 г.: сборник тезисов / под ред. В.В. Рубаника – УО «ВГТУ». – Витебск, 2009. – С. 148.

EFFECT OF NANOPOWDERS MORPHOLOGY ON THE ZnO CERAMICS STRUCTURE AND PROPERTIES

Muktepavela F.¹, Maniks J.¹, Grigorjeva L.¹, Gorokhova E.I.², Eronjko S.B.², Oreschenko E.A.², Sandulenko A.V.²

¹*Institute of Solid State Physics, University of Latvia, Riga LV1063, Latvia*

²*Scientific and Production Association S.I.Vavilov State Optical Institute. St. Petersburg 192171, Russia, Famuk@latnet.lv*

Introduction. Investigation of ZnO crystals is of special interest because of their potential for applications in optoelectronics, sensors, spintronic etc. Recently, the attention of research community has increasingly turned to ZnO ceramics from nanopowders [1,2]. The authors in [2], obtained for the first time transparent ZnO ceramics, have shown that these ceramics are of interest for use as high-efficiency fast scintillators. This requires high intensity of X-ray or photoluminescence (PL) exciton peak, negligible defect-associated ("green") PL, subnanosecond decay time and high hardness without grain-boundary (GB) brittleness. These requirements should correlate with the high quality microstructure. However, sintering of ZnO ceramics largely is determined by the powder interactions at the initial state, tendency of nanopowders to faceting and to quick agglomeration. The fast agglomeration is due to high surface (S)-to-volume (V) ratio (S/V). However, it is known that ZnO has the variety of 2D and 3D ZnO nanocrystals forms such as nanowires, nanocombs, tetrapods etc. Such nanostructures as tetrapods have large free surfaces with minimal energy in the direction of growth and low (S/V).parameter. For these shaped particles other sintering processes may take place in all sintering stages. On the other side, the problems of ZnO powders agglomeration can be solved using hot pressing and by impurities doping.

In this work the role of the ZnO nanopowders morphology in structural, mechanical and optical properties of ZnO ceramics obtained by high temperature (1200⁰C) sintering (HTS) and by uniaxial hot pressing (UHP, 1150⁰C) was investigated. Experimental ZnO nanopowders for HTS were obtained by a method of Zn evaporation, oxidation and condensation in a tube furnace at 950⁰C [3]. By varying conditions of oxygen flow and temperature gradient we obtained tetrapods ($d=50-100$ nm, $l=3-10$ μ m) (Fig1,a,b) and grained ($d=100-200$ nm) faceted powders (Fig1,c).

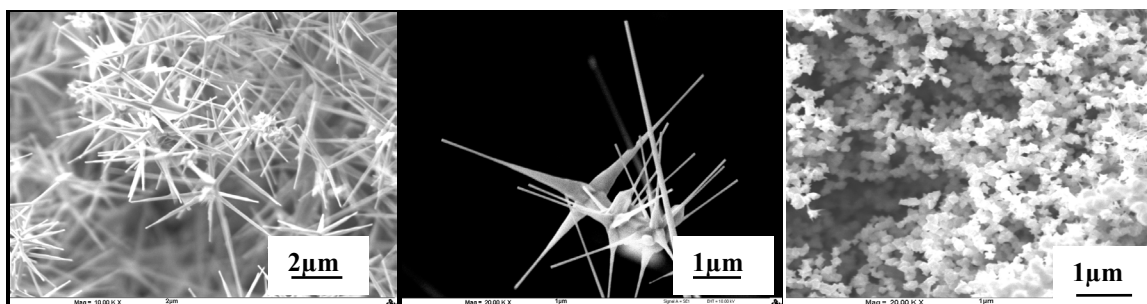


Figure 1 - SEM images of ZnO powders morphology: tetrapods-like (a,b) and grained powders (c)

For UHP sintering nanopowders were obtained by chemical methods, indium as dopant (0.13wt%) was introduced in the form of indium oxide by mechanical mixing with ZnO [2]. Powders and ceramics structural state have been investigated using SEM, TEM, XRD, EDS and photoluminescence (PL) methods. Mechanical properties (hardness H,GPa, elastic modulus E,GPa and plasticity) of ceramics were characterized by the nanoindentation.

Results and discussion. As can be seen from Fig.1, structural elements of tetrapods (long rods) remain straight during process of obtaining (a,b). In contrast with tetrapods grained powders, are faceted and strongly agglomerated (c). Comparative analysis of HTS ceramics microstructures showed that all ceramics have recrystallized grains. However, ceramics obtained from grained powders had quite large, inhomogeneous grains ($d=6-10$ μ m) and high (10-8%) porosity both at the grain boundaries (GBs) and inside grains. Fracture is characterized as brittle intragranular and intergranular that reflects the positions of previous

low-angle GBs in conglomerate as locations of micropores [3]. Ceramics from tetrapods had fine-grained structure ($d=1-4\mu\text{m}$) without signs of grain boundary brittleness. During sintering tetrapod-like particles transformed into grains with randomly misorientated large-angle GBs which are efficient paths for atomic transport and densification. Such GBs are instrumental in eliminating residual porosity and point defect. Values of hardness (3.8GPa), modulus ($E=120\text{GPa}$) and data for PL spectra are comparable to properties of fine-grained ZnO films. The calculated value of PL parameter $\alpha = I_{\text{def}}/I_{\text{exc}}$ is very small $\alpha = 0.025$ and thus it indicates a high quality of this ceramics. However, HTS ceramics even based on tetrapods are not transparent, but allow in perspective use as gas sensors.

Investigated hot pressing ceramics (UHP) based on grained powders were optically transparent due active plastic deformation at high temperature leading to the close and dissolution of initial micropores, but have GBs brittleness. Moreover, decreased values of elastic modulus within a grains and a wide defect-associated ("green") PL band at 2.2-2.8 eV in conjunction with a weak excitonic band (Fig.2) indicate on a high concentration of residual point defects. Stability of these defects is attributed to slow volume and low-angle GBs diffusion as well as to large distance to probable sinks at coarse grains ($d=10-20\mu\text{m}$).

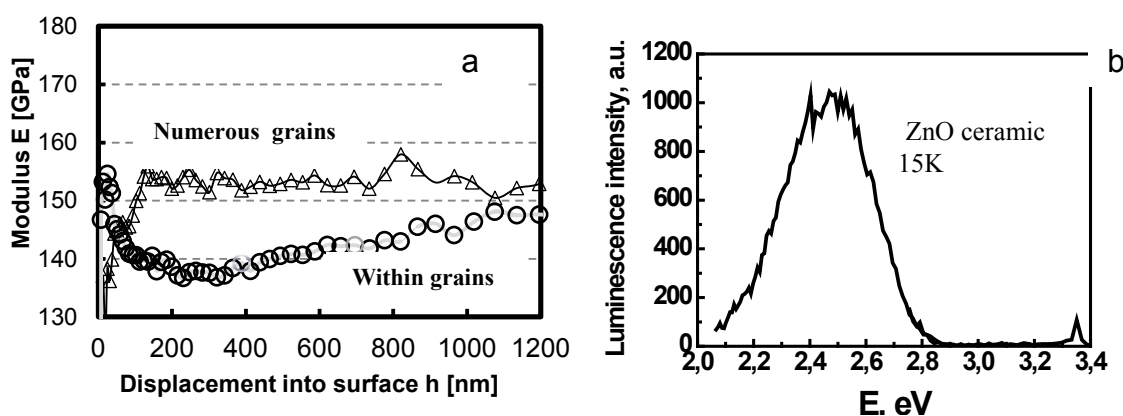


Figure 2 - Modulus vs displacement in to surface (a) and PL intensity (b) for hot pressing ZnO ceramics.

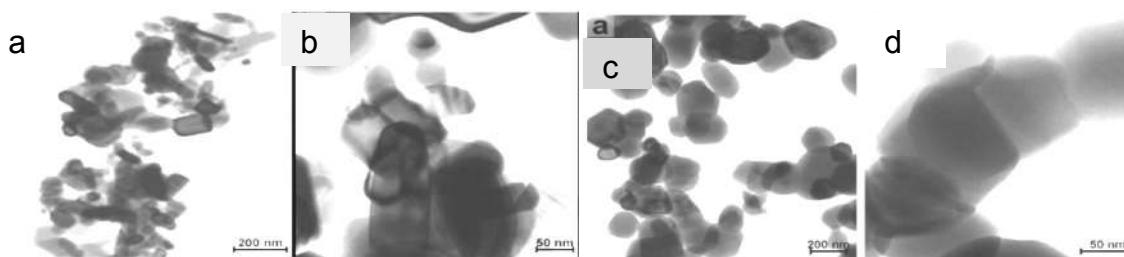


Figure 3 - TEM images of initial ZnO (a,b) and doped ZnO :In (c,d) powders.

It was found, that indium doping (0.13%wt) changes all properties of ZnO ceramics. Already during the mixing of powders indium induces a transition of initially faceted ZnO particles to rounded (Fig.3) that facilitates the formation of diffusion mobility high-angle GBs. It was shown [2] that the introduction of the optimal concentration (0.13 wt.%) of indium leads to the increase of the intensity of X-ray luminescence excitonic band and ensures photonic response with a subnanosecond decay time. Indeed, our data of PL confirm this as is seen from Fig.4,a. In ZnO:In ceramics the main excitonic band at 15K is at 3.35 eV and its origin is exciton bound at neutral donor (ExD^0), whereas the (defect associated) "green" luminescence is negligible. The calculated values of PL parameter $\alpha = I_{\text{def}}/I_{\text{exc}}$ at 293K for undoped ZnO ceramics was $\alpha = 1.2$, for indium doped $\alpha = 0.08$ is decreased in 15 time compared with undoped. Thus, the indium doping facilitates the elimination of points defects.

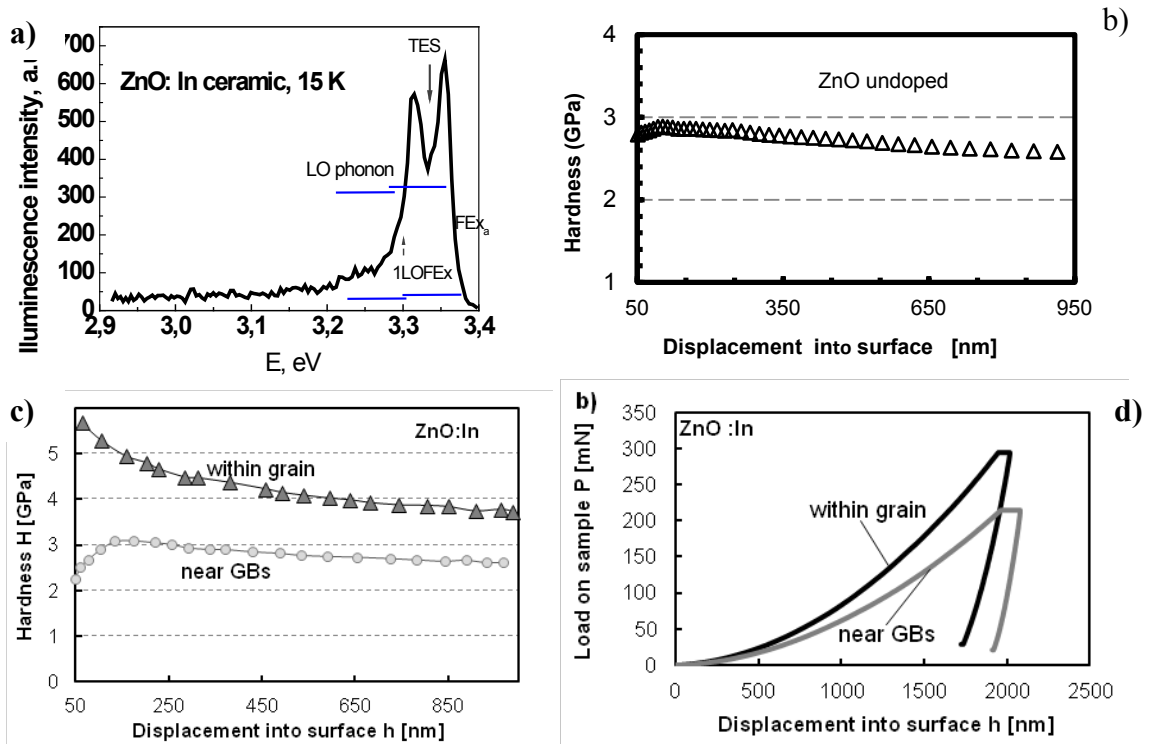


Figure 4 - The photoluminescence spectra measured with time gate 125ns at T= 15K (a), and nanoindentation data (b),(c) ,(d) for ZnO:In ceramics.

The hardness results are presented in Fig.4.,b,c,d. The nanoindentation was carried out both at the center of the coarse grains and near the GBs using the technique of topographic indentation "in situ" in nanoindenter tester. In comparison to the undoped ZnO ceramics the hardness in the volume of doped ceramics is 1.4 times higher. At the same time the plasticity of GBs layers has been revealed from analysis of loading curves (Fig.4,d). Calculation of the work of plastic deformation shows greater plasticity for the "GBs group" in comparison to the "within grain" (90.5 % vs 81 % which consequently) that determined the absence of grain-boundary brittleness in ZnO:In ceramics.

Conclusion The results affirm the major influence of powders morphology on the structure, mechanical and optical properties of ZnO ceramics. A comparative analysis showed that doping with indium lead to the faceting-rounding transition of initially ZnO particles which promotes the formation of diffusion-active high-angle (GBs) and good properties of ceramics. Results characterize ZnO:In ceramics as a prospective material for fast scintillators.

This work has been supported by the Project ERA.Net RUS_ST2017-051.

References

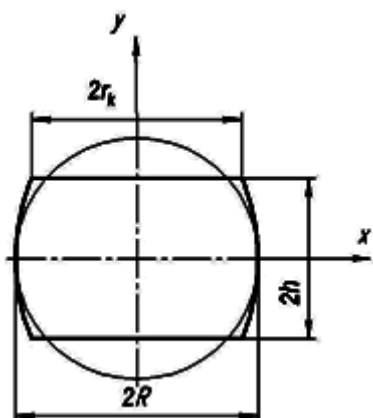
[1] Lu K. Sintering of nanoceramics. *Intern.Mater.Rev.* 53 (2008) 21-38
 [2] Gorokhova E.I., Eron"ko S.B et al J. Opt. Technol.. (2015) 82, 12. pp. 837- 45
 [3] Muktepavela F, Grigorjeva L, Sursajeva V. (2012) *Mater.Sci.Eng.* 38 012016

ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗОГНУТЫХ НА РЕБРО ПОЛОСОВЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРОКАТКОЙ ЗАГОТОВОК ИЗ ПРУТКА

Исаевич Л.А., Иваницкий Д.М., Ленкевич С.А., Иваницкий С.В.

Белорусский национальный технический университет, Республика Беларусь,
Denisrodman@tut.by

Технологии изготовления приспособлений для лечения ортопедотравматологических больных, например полуколец к аппарату Илизарова, требуют использования заготовок в виде полос с заданными геометрическими и механическими параметрами. Для обеспечения требуемых свойств, особенно по точности и шероховатости поверхности, повышенным требованиям к форме боковых кромок такие полосы целесообразнее получать плющением круглого прутка.



При анализе процесса осадки примем, что в момент начала пластического течения в указанном участке исходное круговое сечение приобретает форму усеченной части эллипса. Уравнение эллипса $(x^2/a^2) + (y^2/b^2) = 1$ в обозначениях, принятых на рис. 2, можно представить как [1]

$$\left(\frac{r_k^2}{R^2}\right) + \left(\frac{h^2}{b^2}\right) = 1, \quad (1)$$

где h и r_k - новые переменные; b - большая полуось эллипса.

Поскольку при $y = 0$, $a = R$, при $y = h$, $x = r_k$.

Полуось эллипса h , с учетом выражения (1) [1]

$$h = \pi R / 2 \left(\left(1 / \sqrt{1 - (r_k^2 / R^2)} \right) \arcsin \sqrt{1 - (r_k^2 / R^2)} + (r_k / b^2) \right)$$

Уравнение для расчета зависимости ширины

прокатной из прутка полосы от ее толщины [1]

$$B_1 = B_H + \left(\frac{1}{f_y} + \frac{f_x 2l}{f_y \Delta h} \right) \left(h_1 \ln \frac{h_1}{h_H} + h_H - h_1 \right) \quad (2)$$

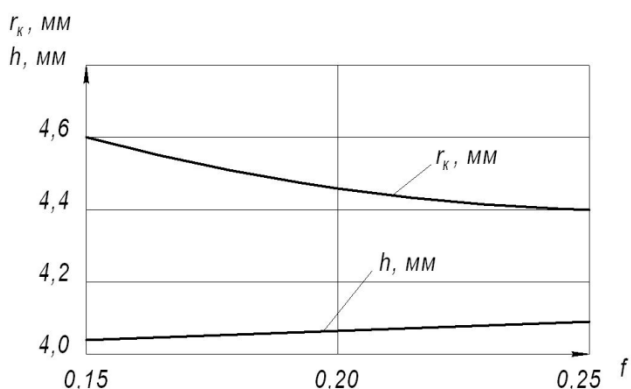


Рисунок 2 - Зависимость значений r_k и h от коэффициента контактного трения

Расчеты изменения конечной ширины прокатных из прутка полос проводили для диаметра 10 мм. Для упрощения расчетов принимали $f_x = f_y$. При этом в отсутствии смазки согласно [1] $f = 0,15$.

Расчетные значения величин h и r_k в зависимости от коэффициента контактного трения при поперечной осадке прутка диаметром 10 мм представлены на рис. 2. Поскольку в этом случае вытяжки прутка еще не происходит, можно определить эквивалентное по площади данному

усеченному эллипсу прямоугольное сечение с заданным значением высоты $h_0 = 2h$ и шириной $B_0 = \pi R^2 / h_0$ [1].

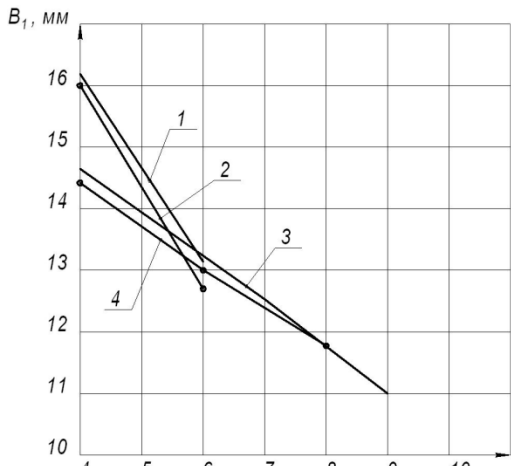
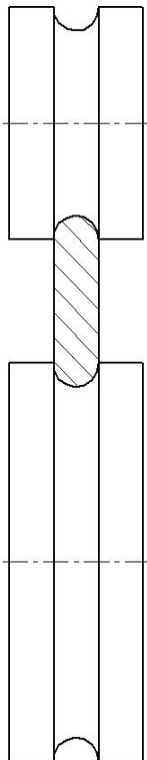


Рисунок 3 - Зависимость ширины прокатанной из прутка полосы от ее конечной толщины: 1 – расчетные значения, 2 – экспериментальные данные для прутка, прокатанного за 2 прохода, 3, 4 – соответственно теоретические и экспериментальные данные за 3 прохода

Расчетные и экспериментальные зависимости изменения конечной ширины прокатанных из прутка диаметром 10 мм полос от единичных обжатий представлены на рис. 3. Для упрощения расчетов принимали $f_x = f_y$. При этом в отсутствии смазки, согласно [1], $f = 0,15$.

Эксперименты проводили прокаткой без смазки прутка диаметром 10 мм в гладких валках радиусом 100 мм. По результатам экспериментов видно, что для получения требуемых размеров поперечного сечения полосы (Рис. 3) круглый пруток диаметром 10 мм обжимается за 2 прохода. При прокатке прутка за 3 и 4 прохода снижается величина уширения и не достигается требуемая ширина полосы при заданной ее толщине. За 1-й проход пруток обжимали до толщины 6,2 мм шириной 12,9 мм, затем за 2-й проход получали полосу толщиной 4

мм, достигая требуемой ширины 16 мм. Как видно из графиков 1 и 2 (Рис. 3), экспериментальные значения несколько ниже расчетных. Это связано с тем, что в расчетах не учитывалось влияние жестких концов на снижение величины уширения [1].



При деформировании полосы на ребро в валках (Рис. 4) путем поперечного изгиба с одновременным перемещением заготовки между валками, имеющими возможность изменения параметра гибки, не обеспечивается равная кривизна по всей длине изгибаемой заготовки. В связи с этим интерес представляет процесс прокатки с верхним или нижним давлением. В практике прокатного производства хорошо известно появление изгиба полосы при неравенстве диаметров рабочих валков. Полоса в таких случаях обычно изгибается в сторону вала меньшего диаметра. Изгиб полосы наблюдается также при прокатке в валках одинакового диаметра, но вращающихся с разными окружными скоростями [2].

Рассчитаем радиус изгиба полосы при обжатии в валках. Существует точка зрения, что наряду с фактором разности окружных скоростей валков необходимо принимать во внимание также различие в обжатии полосы валками неодинакового диаметра [2]. Расчет значения r можно произвести по формуле

Рисунок 4 - Схема обжатия полосы в валках на ребро

$$r = \frac{1 + k \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) / \left(1 + \left(\frac{R_1}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_1^2 \right) h_1}{1 - k \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) / \left(1 + \left(\frac{R_1}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_1^2 \right)^2} \quad (3)$$

где $r = r_2 + (h_1/2)$; r_2 - внутренний радиус полосы; $k = V_2/V_1 < 1$; S_1 и S_2 - величины опережения соответственно на валках радиусом R_1 и R_2 соответственно; h_1 - толщина полосы на выходе из валков; V_1 и V_2 - окружные скорости валков радиусом R_1 и R_2 соответственно; γ_1 и γ_2 - нейтральный угол.

В случае использования критического рассогласования окружных скоростей валков $\gamma_1 < 1$ и выражение (3) принимает более простой вид

$$r = \left[\left(1 + k_{кр} \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) \right) \right] / \left[\left(1 - k_{кр} \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) \right) \right] \frac{h_1}{2}. \quad (4)$$

Однако следует отметить, что величина коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков в формуле (4) получена из условия равенства объема металла, проходящего через каждое сечение очага деформации в единицу времени, и поэтому не позволяет описать возможный изгиб полосы на выходе из валков. Решая уравнение (4) относительно коэффициента рассогласования окружных скоростей валков, получаем

$$k = (2r - h_1) / \left((2r + h_1) \left(1 + \left(\frac{R_2}{h_1} - 0,5 \right) \gamma_2^2 \right) \right). \quad (5)$$

Уравнение (5) позволяет рассчитать требуемый коэффициент рассогласования окружных скоростей валков по заданному радиусу изгиба полосы и величине ее обжатия. Расчет проводили для полос из нержавеющей стали. Величину обжатия изменяли от 1 до 5 мм. Результаты расчета представлены на рис. 5. Из рисунка видно, что с увеличением требуемого радиуса изгиба полосы растет и коэффициент

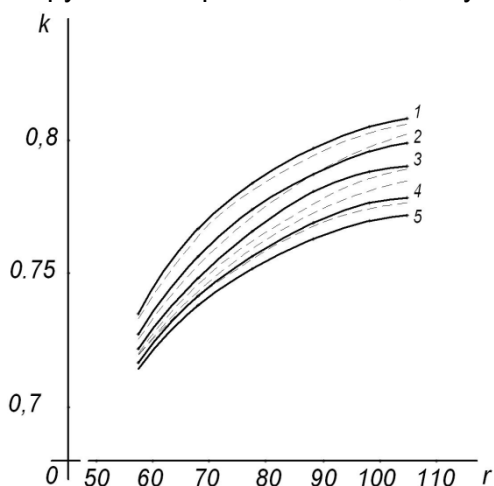


Рисунок 5 - Зависимость радиуса изгиба полосы от коэффициента критического рассогласования окружных скоростей валков и величины обжатия: (—) – расчетные данные, (- - -) – экспериментальные данные

критического рассогласования окружных скоростей валков, в то же время его значение тем меньше, чем больше величина обжатия полосы.

Для подтверждения полученных расчетных данных были проведены эксперименты по изгибу на ребро полос из нержавеющей стали. Использовали полосы толщиной 4 мм различной ширины (от 17 до 22 мм) и прокатывали на ребро до ширины 16 мм, тем самым обеспечивая разную величину обжатия. Достигали необходимый радиус изгиба полосы изменяя коэффициент критического рассогласования окружных скоростей валков и величину обжатия. Результаты экспериментов представлены на рис. 5 из которого видно, что расчетные и экспериментальные данные хорошо согласуются.

Литература

1. Исаевич, Л.А. Особенности формообразования прямоугольных полос из круглого прутка / Л.А.Исаевич, А.И.Гордиенко, Д.М.Иваницкий, С.А.Ленкевич // «Перспективные направления развития технологии машиностроения и металлообработки»: тезисы докл. межд. научн.-техн. конф. (Минск, 7-8 апреля 2016 г.) редкол.: В.К.Шелег (отв. ред.) [и др.]. – Минск: Бизнесофсет, 2016. – С. 75-78.
2. Здор, Г.Н. Особенности формообразования полосы из прутка / Г.Н.Здор, Л.А.Исаевич, С.В.Иваницкий // Вестник БНТУ: научно-технический журнал. - 2010. - № 6. - С. 38-41.

ПРОЕКТНЫЙ РАСЧЕТ БАНДАЖИРОВАННОГО ВАЛКА ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ

Исаевич Л.А., Сидоренко М.И., Иваницкий Д.М., Крицкий А.Д.

Белорусский национальный технический университет, Республика Беларусь,
Denisrodman@tut.by

С целью обеспечения ремонтпригодности валков предложена их конструкция в виде бандажированного валка. Как видно из рис. 1, в бандаже 2 выполнено центральное коническое отверстие с углом конусности β , а бандаж 2 фиксируется на валу 1 двумя гайками 4 посредством шайбы стопорной 3 [1].

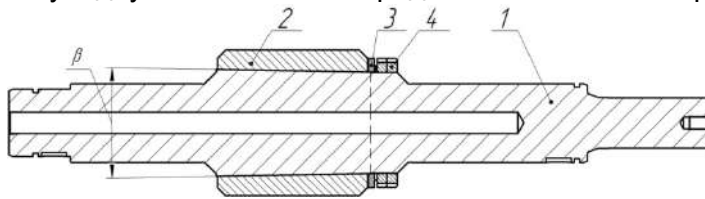


Рисунок 1- Эскиз бандажированного валка

Для передачи крутящего момента от вала к бандажу необходимо определить максимальное усилие поджатия самого бандажа в коническом соединении к валу гайками посредством стопорной шайбы, обеспечивающее надежную фиксацию бандажа на поверхности вала при максимальном крутящем моменте.

Сдвиг бандажа относительно оси вдоль дуги касания (Рис. 2) может произойти под действием касательных

напряжений τ_k , величину которых для элемента единичной длины e можно определить из выражения

$$\tau_k = f_1 \sigma, \quad (1)$$

где σ - нормальные напряжения; f_1 - коэффициент контактного трения между бандажом и валом.

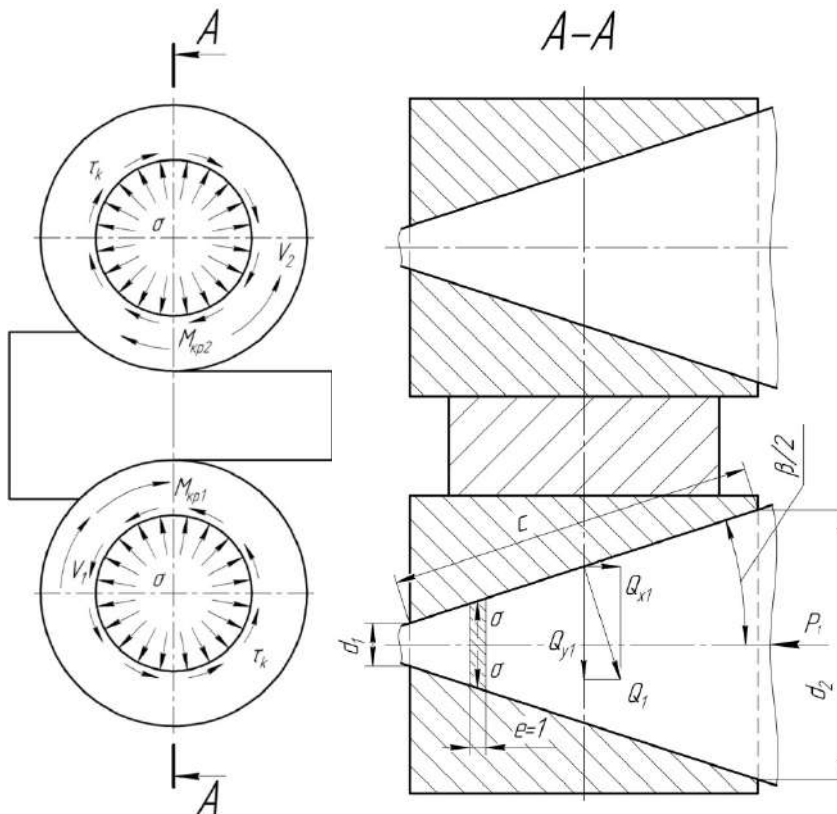


Рисунок 2- Расчетная схема бандажированного валка

В свою очередь нормальные напряжения находим по формуле

$$\sigma = Q_1 / F, \quad (2)$$

где Q_1 - усилие, возникающее на поверхности контакта бандажа и оси; F - площадь контакта бандажа и оси.

Усилие на поверхности контакта бандажа и оси определим из выражения

$$Q_1 = 2M_{kp1} / d_1, \quad (3)$$

где d_1 - минимальное значение диаметра посадочной поверхности.

Усилие сдвига бандажа относительно вала вдоль дуги касания определяем из зависимости

$$T = \tau_k F. \quad (4)$$

Окончательно получим

$$T = f_1 2M_{kp1} / d_1. \quad (5)$$

Далее определим минимальное усилие прижима бандажа к оси, обеспечивающее прочность соединения при $T = Q_1$ по формуле

$$Q_{x1} = f_1 (2M_{kp1} / d_1) \cdot \sin(\beta/2). \quad (6)$$

Исходные данные для расчетов: $f_1 = 0,15$; $M_{kp1} = 37018 \text{ Нм}$; $d_1 = 181 \text{ мм}$; $\beta = 3^\circ$.

Подставив исходные данные в выражение (6), получим

$$Q_{x1} = 0,15(2 \cdot 37018000 / 181) \cdot \sin(3/2) = 1606 \text{ Н}.$$

Условие работоспособности составного вала при рабочих моментах асимметричной прокатки будет обеспечено при усиллии поджатия бандажа $Q_{x1} \geq 1606 \text{ Н}$. Усилие обеспечивается посредством стопорной шайбы [1], конструкция которой представлена на рис. 3.

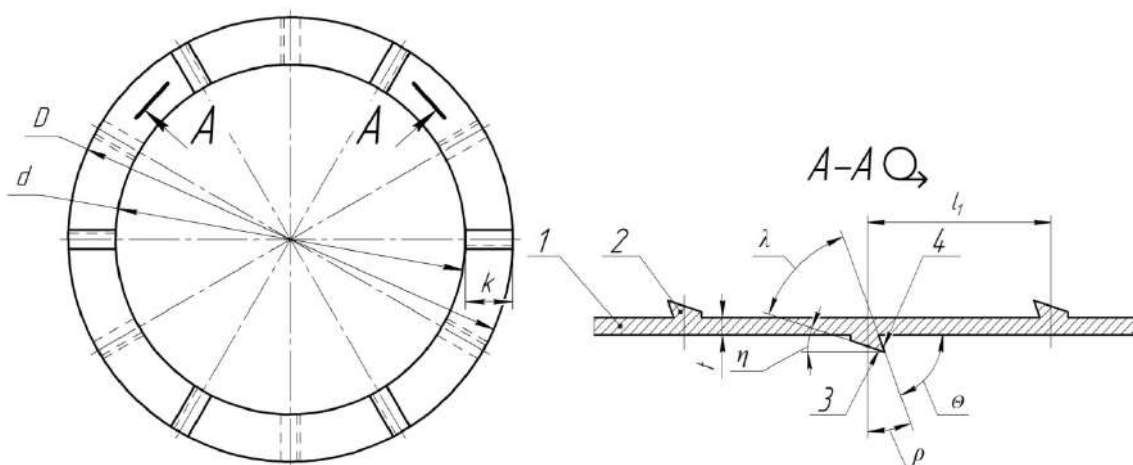


Рисунок 3 - Эскиз стопорной шайбы

Предложенная стопорная шайба с выступами имеет основание 1 на котором выполнены выступы 2, причем опорные грани 3 выступов 2 наклонены к основанию 1 шайбы под углом $\eta = 5 - 10^\circ$, где η - задний угол резца, а боковые грани 4 выступов 2 наклонены к основанию 1 под углом $\theta = 90^\circ - \rho = 70 - 80^\circ$, где $\rho = 10 - 20^\circ$ - передний угол резца. Угол заострения λ между опорными гранями 3 и боковыми гранями 4 находится в пределах $60 - 75^\circ$ и его острие совпадает с направлением завинчивания резьбового соединения. Углы выбираются в соответствии с рекомендациями для резцов, используемых для резания металлов [2].

Стопорение гайки и поджимаемой детали будет обеспечено тогда, когда угол заострения по аналогии с резцом позволяет внедрятся выступу в тело поджимаемой детали и гайки. Материалом контактных поверхностей (гайки, стопорной шайбы, поджимаемой детали) может быть, например, холоднокатанная сталь марки 60С2А.

Максимально допустимое усилие, действующее на опорную грань выступа, рассчитываем исходя из прочности материала, рассматривая его как упругую балку с заземленным концом. Максимально допустимое усилие определяем из выражения [3]

$$P_1 = \sigma_g kt^2 / 6l_1, \quad (7)$$

где σ_g – предел прочности материала, МПа; k – ширина основания стопорной шайбы, мм; t – толщина основания стопорной шайбы, мм; l_1 – длина дуги основания стопорной шайбы, мм.

Длина дуги основания стопорной шайбы равна

$$l_1 = \pi(D + d) / 2n, \quad (8)$$

где D – наружный диаметр стопорной шайбы, мм; d – внутренний диаметр стопорной шайбы, мм; n – количество выступов.

Исходные размеры стопорной шайбы: ширина основания $k = 24$ мм, толщина основания $t = 7$ мм, наружный диаметр $D = 230$ мм, внутренний диаметр $d = 182$ мм, количество выступов $n = 12$, материал – сталь 60С2А ($\sigma_g = 1570$ МПа [4]).

Для заданных условий максимально допустимое усилие на опорной поверхности выступа $P_1 = 5706$ Н, что превышает минимальное необходимое усилие поджатия бандажа $Q_{x1} = 1606$ Н.

Определим величину деформации шайбы при закручивании гайки при котором будет обеспечено усилие поджатия бандажа. Относительную степень деформации при посадке бандажа на вал определим из выражения

$$\sigma_g = \varepsilon E, \quad (9)$$

где σ_g - предел прочности материала; E - модуль упругости материала шайбы.

Подставим выражение (9) в формулу (7) с учетом (8), принимая во внимание, что в данном случае $P = Q_{x1}$, после преобразований получим

$$\varepsilon = (3\pi \cdot Q_{x1} (D + d)) / Ekt^2 n. \quad (10)$$

Исходные данные для расчетов $E = 2,1 \cdot 10^5$ [4]. В результате получим

$$\varepsilon = 3\pi \cdot 1606(230 + 182) / 2,1 \cdot 10^5 \cdot 24 \cdot 7^2 \cdot 12 = 0,0021.$$

Относительная степень деформации также может быть определена из выражения

$$\varepsilon = (z_0 - z_1) / z_0, \quad (11)$$

где z_0 - исходная толщина шайбы, равная 21 мм; z_1 - толщина шайбы после поджатия гайки.

Из выражения (11) определим толщину шайбы после поджатия $z_1 = z_0(1 - \varepsilon) = 21(1 - 0,0021) = 20,9$ мм. Следовательно, при поджатии шайбы не менее чем на 0,1 мм работоспособность предлагаемой конструкции инструмента будет обеспечена.

Литература

1. Стопорная шайба: заявка на выдачу пат. Респ. Беларусь, МПК7 F16 B39/24 / А.А.Гранковский, Л.А.Исаевич, Д.М.Иваницкий, М.И.Сидоренко, А.Д.Крицкий; заявитель ОАО «МАЗ» - управляющая компания холдинга «БЕЛАВТОМАЗ». – 2017.
2. Аршинов В. А. Резание металлов и режущий инструмент. Изд. 3-е, перераб. и доп. Учебник для машиностроительных техникумов / В.А.Аршинов, Г.А.Алексеев; М. – Машиностроение, 1975. – 440 с.

3. Водопьянов В. И. Курс сопротивления материалов с примерами и задачами: учеб. пособие/ В.И.Водопьянов, А.Н.Савкин, О.В.Кондратьев; ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – 136 с.

4. Анурьев В. И. Справочник конструктора–машиностроителя: в 3 т. / В.И. Анурьев.–5-е изд., перераб. и доп.–М.: Машиностроение, 1980. – Т.1. – 730 с.

ДВИГАТЕЛИ И ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu-Al-Ni

Пульнев С.А.¹, Прядко А.И.^{1,2}, Николаев В.И.¹

¹ФТИ им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия

²ЦНИИ Робототехники и Технической Кибернетики, г. Санкт-Петербург, Россия
pulnev@mail.ioffe.ru

Монокристаллы сплавов на основе Cu–Al–Ni обладают ярко выраженными эффектами памяти формы и сверхупругости, демонстрируя большие обратимые деформации в широком диапазоне температур [1-4]. Так, например, максимальная обратимая деформация при эффекте сверхупругости реализуется для кристаллографической ориентации $\langle 001 \rangle$ и достигает 10% для превращения $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$ и 16% в случае двух последовательных мартенситных превращений $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ [2,5].

Для использования данного материала в качестве силовых элементов циклических двигателей необходимо знание ряда его специальных свойств, таких как:

- обратимая деформация эффекта памяти формы $\varepsilon_{\text{эф}}$;
- генерируемые напряжения $\sigma_{\text{ген}}$ при восстановлении формы в процессе нагревания;
- напряжение $\sigma_{\text{деф}}$, необходимое для достижения максимальной деформации при охлаждении под нагрузкой;
- зависимости характеристических температур мартенситных превращений от приложенного напряжения;
- предельная температура нагрева $T_{\text{пред}}$, до которой материал сохраняет работоспособность без потери функциональных свойств.

Знание этих параметров необходимо для расчета характеристик создаваемых циклических двигателей.

Для определения вышеуказанных свойств материала были проведены исследования силовых элементов в условиях, имитирующих работу циклического двигателя, в котором силовые элементы функционируют в режиме одноосного растяжения. Исследования проводились на монокристаллах сплава Cu–13.5%Al–5.0%Ni, выращенных вдоль направления $\langle 100 \rangle$. Образцы имели по данным дифференциального сканирующего калориметрического анализа следующие характеристические температуры мартенситных превращений: $M_n = 52^\circ\text{C}$, $M_k = 39^\circ\text{C}$, $A_n = 49^\circ\text{C}$, $A_k = 60^\circ\text{C}$.

На основании результатов проведенных экспериментальных исследований для расчетов характеристик двигателей на монокристаллах Cu–Al–Ni установлены следующие значения вышеприведенных параметров:

- максимальная обратимая деформация памяти формы $\varepsilon_{\text{эф}} = 8\%$;
- напряжение, необходимое для деформирования охлаждаемого силового элемента до максимальной деформации $\sigma_{\text{деф}} = 60$ МПа;
- максимальная температура нагрева силового элемента $T = 200\text{--}220^\circ\text{C}$;
- максимальные генерируемые напряжения при восстановлении формы силового элемента при нагреве $\sigma_{\text{ген}} = 180\text{--}200$ МПа.

Существенной особенностью монокристаллов Cu–Al–Ni является полное восстановление деформации памяти формы при нагреве. В изученном диапазоне температур до 220°C и напряжений до 200 МПа исследуемый материал демонстрирует

полное отсутствие остаточных деформаций и проявляет «совершенный эффект памяти формы».

Рассмотрены принципы построения двигателей и приводов, в которых материалы с эффектом памяти формы выполняют роль силовых элементов, а цикличность работы обеспечивается за счет обратимого мартенситного превращения. Для создания циклического двигателя, который преобразует подводимую энергию в механическую работу необходимо ввести в состав двигателя два силовых элемента, работающих друг против друга по принципу мышц–антагонистов “сгибатель–разгибатель”. Требуется также организовать соответствующие временные индивидуальные тепловые режимы нагрев – охлаждение для каждого силового элемента, которые должны быть механически связаны между собой так, чтобы при срабатывании одного из них, деформировался другой с приведением его тем самым в состояние готовности к следующему срабатыванию. Таким образом, организуется циклическая работа двигателя [6,7]. Необходимым условием, определяющим принципиальную возможность создания двигателя, работающего в циклическом режиме, является отсутствие в материале силовых элементов необратимых остаточных пластических деформаций при их работе в термоцикле под нагрузкой. В противном случае в каждом цикле работы двигателя будет происходить накопление пластических деформаций, что приведет к необратимому удлинению силовых элементов с последовательным сокращением амплитуды их движения в процессе работы двигателя вплоть до полной потери его работоспособности. Именно этим свойством, как отмечено выше, и обладают монокристаллы Cu–Al–Ni.

Разработана математическая модель, которая описывает поведение линейного двигателя с изгибным силовым элементом с эффектом памяти формы и позволяет рассчитать развиваемую силу как функцию перемещения штока, а также выполняемую двигателем полезную работу и его эффективность в зависимости от свойств материала. Таким образом, данная модель может использоваться при создании прототипов компактных двигателей на основе монокристаллов Cu – Al – Ni с эффектом памяти формы.

В качестве примера применения двигателей на основе монокристаллических элементов с эффектом памяти формы представлен мини-робот, в котором используются линейный и вращательный приводы с изгибными силовыми элементами. Вращательный привод поднимает манипулятор, а линейный привод обеспечивает работу захватного устройства. Благодаря высокому соотношению совершаемой работы к собственному весу приводов на основе материалов с эффектом памяти формы мини робот способен манипулировать предметами, вес которых в несколько раз больше его собственного веса.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РФФ № 16-19-00129).

Список литературы:

1. К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. – 223 с.
2. H. Horikawa, S. Ichinose, K. Moorii, S. Miyazaki, K. Otsuka. Orientation dependence of $\beta \rightarrow \beta'$ stress-induced martensitic transformation in a Cu-Al-Ni alloy // Metallurgical Transactions A. Vol. 19A, April 1988, pp. 915-923.
3. M.A. Qidwai, A. Bhattacharyya, I. Vahhi, S. Pulnev. Initial investigation in actuator design using high-temperature shape memory alloy // Smart Structures and Materials 2003: Active Materials: Behavior and Mechanics Proc. SPIE, v.5053, 1, pp. 81-91, 2003.
4. G.K. Kannarpady, A. Bhattacharyya, S. Pulnev, I. Vahhi. The effect of isothermal mechanical cycling on Cu–13.3Al–4.0Ni (wt.%) shape memory alloy single crystal wires // Journal of alloys and compounds 425 (1), 2006, pp. 112-122.
5. K. Otsuka, H. Sakamoto, K. Shimizu. Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in CuAlNi Alloys Acta Metall., 27 (1979), 585.

6. С.А. Пульнев, А.И. Прядко, С.Г. Ястребов, В.И. Николаев. Эффект памяти формыв монокристаллах Cu – Al – Ni, линейные и вращательные двигатели на их основе // ЖТФ, Т. 88, №6, 2018, с. 843-849.
7. J. Jani, M. Leary, A. Subic. Designing shape memory alloy linear actuators: A review // Journal of Intelligent Material Systems and Structures Vol. 28(13), 2017, pp. 1699–1718.

СТРУКТУРА И ТРАНСПОРТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Табачкова Н. Ю., Милович Ф. О., Числов А. С., Курицына И. Е., Ломонова Е. Е., Мызина В. А., Борик М. А., Кулебякин А. В., Войцицкий В. П.

¹*Черноголовка, Россия, Институт физики твердого тела РАН*

²*Москва, Россия, Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН*

³*Москва, Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»*

Chislov.artem@bk.ru

Материалы на основе ZrO_2 , совместно стабилизированные Sc_2O_3 и Y_2O_3 , используемые в твердооксидных топливных элементах, вызывают большой интерес, поскольку они обладают наивысшей ионной проводимостью среди твердых электролитов на основе ZrO_2 . Применение таких материалов позволяет понизить рабочую температуру топливного элемента до $800^\circ C$, что весьма важно для увеличения стабильности, ресурса эксплуатации и надежности электрохимических устройств. На практике твердые электролиты используются, в основном, в виде газоплотных керамических мембран, получаемых различными методами керамической технологии. Структурные, механические и электрические свойства таких керамических материалов в значительной степени зависят от их микроструктуры (размеров зерен, характера распределения компонентов твердого раствора по объему и границам зерен, наличия пор и т.д.), которые в свою очередь определяются технологическими условиями синтеза. В отличие от керамики, при получении материалов в виде монокристаллов, влияние этих факторов можно исключить.

Все исследования в данной работе выполнены на монокристаллических образцах. Методом направленной кристаллизации расплава были выращены монокристаллы твердых растворов на основе ZrO_2 , солегированные Sc_2O_3 и Y_2O_3 в широком диапазоне составов $(ZrO_2)_{1-x-y}(Sc_2O_3)_x(Y_2O_3)_y$ ($x = 0.003 - 0.12$; $y = 0.005 - 0.045$). Проведено исследование структуры и фазового состава полученных кристаллов методами рентгенодифракционного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и комбинационного рассеяния света. Транспортные характеристики кристаллов измеряли методом импедансной спектроскопии.

В работе показано, что получение однородных монокристаллов как полностью стабилизированного, так и частично стабилизированного диоксида циркония возможно при определенных концентрациях стабилизирующих оксидов. Так для получения монокристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония суммарная концентрация стабилизирующих оксидов скандия и иттрия находится в интервале концентраций 10 - 12 мол.%, а для получения кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония в интервале 2.8 - 4 мол.%. Кристаллы с

концентрациями вне указанных пределов содержали дефекты в объеме в виде трещин и включений и не представляли интереса для практического использования.

Рентгенодифрактометрические исследования полученных кристаллов показали, что однородные, прозрачные кристаллы полностью стабилизированного диоксида циркония были однофазными с кубической флюоритовой структурой. Параметр решетки кубических твердых растворов при постоянной концентрации Y_2O_3 уменьшался с увеличением концентрации Sc_2O_3 . Для оценки фазовой устойчивости твердых растворов к механическим воздействиям кристаллы истирали в порошок и контролировали изменение фазового состава. Из однородных прозрачных полностью кубических кристаллов изменение фазового состава при истирании установлено только для образца содержащего 10 мол.% Sc_2O_3 и 2 мол.% Y_2O_3 . Для кристаллов этого состава после приготовления порошков наблюдали частичный переход кубической фазы в ромбоэдрическую.

Кристаллы полностью стабилизированного диоксида циркония обладали высокой микротвердостью и низкой трещиностойкостью. При увеличении содержания суммарной концентрации стабилизирующих оксидов и содержания оксида иттрия значение микротвердости кристаллов увеличивается. Но увеличение содержания Y_2O_3 в твердых растворах приводило к необходимости уменьшения максимальных нагрузок на индентор, которые выдерживает образец без появления трещин.

По данным комбинационного рассеяния света все кристаллы полностью стабилизированного диоксида циркония являются тетрагональными (t'' -фаза), а не кубическими как это следовало из данных рентгеновской дифрактометрии. В литературе t'' -фаза описана как имеющая степень тетрагональности $c/a=1$, но принадлежащая к пространственной группе симметрии $R42/nmc$ вследствие смещения атомов кислорода в анионной подрешетке.

Сопоставление данных о фазовом составе кристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония, полученных разными методами исследования показало, что кристаллы, которые идентифицируются по данным рентгеновской дифрактометрии как кубические, на самом деле имеют тетрагональную структуру t'' -фазы, которая возникает из-за небольшого смещения атомов кислорода в анионной подрешетке вдоль оси c .

Исследование транспортных характеристик кристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония показало, что солегирование Y_2O_3 влияет на проводимость кристаллов различным образом и зависит от содержания Sc_2O_3 в исходном составе. При фиксированных значениях Sc_2O_3 в солегированных кристаллах максимальной проводимостью обладают составы с суммарной концентрацией стабилизирующих оксидов 10 мол.%: 10 мол. Sc_2O_3 ; 9 мол.% Sc_2O_3 и 1 мол.% Y_2O_3 ; 8 мол.% Sc_2O_3 и 2 мол.% Y_2O_3 , 7 мол.% Sc_2O_3 и 3 мол.% Y_2O_3 .

В литературе есть мнение, что добавление Y_2O_3 к скандиевым системам приводит к уменьшению проводимости. Как следует из приведенных нами результатов исследований эта закономерность, по-видимому, не является универсальной. Мы полагаем, что на величину проводимости оказывает влияние не только концентрация вакансий, возможная ассоциация вакансий, но и степень тетрагональности структуры, влияющая на подвижность ионов кислорода. Возможно, положение кислорода, как в кубической структуре, так и в явно выраженной тетрагональной структуре снижает подвижность кислорода по сравнению с неустойчивым его положением в решетке t'' -фазы.

Фазовый анализ кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония показал, что во всех исследуемых кристаллах присутствовали две тетрагональные

фазы диоксида циркония t и t' , принадлежащие к пространственной группе симметрии $R42/mnc$. Для всех полученных кристаллов степень тетрагональности изменялась незначительно и составляла для t -фазы $c/\sqrt{2}a = 1,014-1,015$, а для t' -фазы $c/\sqrt{2}a = 1,004-1,005$. Судя по данным о степени тетрагональности t -фаза является трансформируемой, и при воздействии механических напряжений может подвергаться мартенситному переходу в моноклинную форму. А t' - фаза с соотношением $c/a = 1,004-1,005$ не будет испытывать тетрагонально-моноклинного перехода. При увеличении суммарной концентрации стабилизирующей примеси незначительно увеличивается количество t' -фазы и уменьшается количество t -фазы. Исследование методом ПЭМ показало, что структура всех частично стабилизированных кристаллов двойниковая, областей свободных от двойникования нет. Плоскостью двойникования является плоскость $\{110\}$. С увеличением суммарной концентрации стабилизирующих оксидов размеры двойников незначительно уменьшаются. Исследование механических свойств кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония показало высокие значения микротвердости и трещиностойкости. Значения трещиностойкости для кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония превышают значения трещиностойкости кристаллов полностью стабилизированного диоксида циркония в 4-5 раз. Высокие значения трещиностойкости кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония обусловлены наличием двойников и механизмом трансформационного упрочнения, за который ответственна трансформируемая t -фаза.

Значения проводимости кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония для всех исследуемых составов довольно близки. Для кристаллов содержащих суммарную концентрацию стабилизирующих оксидов иттрия и скандия от 3,2 до 4 мол.% значения проводимости при температуре 1173 К составляют порядка $0,03 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$. Несмотря на то, что значения проводимости кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония меньше значений проводимости для полностью стабилизированного диоксида циркония в 3-5 раз, кристаллы исследованных составов имеют значения проводимости в 1,5-2 раза выше по сравнению с проводимостью кристаллов стабилизированных только оксидом иттрия, при сопоставимых концентрациях. Высокие значения микротвердости и трещиностойкости полученные для кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония могут позволить использовать данные составы для электролитических мембран, позволяя существенно уменьшить их толщину и тем самым снизить сопротивление.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ №16-13-00056.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

¹Белявин К.Е., ¹Минько Д.В., ¹Пономарев Т.С.,
²Угурчиев У.Х., ²Столяров В.В.

¹Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь, timofeus@tut.by, dminko@tyt.by

²Институт машиноведения РАН, Москва, Россия, vlstol@mail.ru

Электропластический эффект (ЭПЭ) в металлах и сплавах можно использовать в процессах обработки металлов давлением (ОМД) [1]. Как правило, ЭПЭ проявляется в повышении деформируемости металла. Для многих чистых металлов и технических сплавов данный эффект хорошо известен, однако роль вида тока и его режимов изучена мало. Практический интерес представляют длинномерные полуфабрикаты тонкого сечения, в которых ЭПЭ может быть в наибольшей степени востребован для снижения количества технологических переходов и исключения промежуточных отжигов. В этой связи целью исследования было оценить особенности ЭПЭ в сварочной проволоке и установить связь между видом тока и химическим составом проволоки ПСГ 0301 (углеродистая сталь) и ER 308LSi (нержавеющая сталь) диаметром 0.8 и 1.0 мм, соответственно. В технологии получения обоих материалов применяется множество этапов нагрева, прокатки, волочения и промежуточных отжигов.

ЭПЭ исследовали при комнатной температуре на горизонтальной разрывной машине ИР 5047-50-10 при растяжении со скоростью 0.5 мм/мин по режимам: без приложения тока; одиночные импульсы (максимальная плотность тока $j=280\text{A}/\text{мм}^2$, длительность импульса $\tau=100\text{мкс}$ продолжительность воздействия током = 1с); многоимпульсный ток ($j = 280\text{A}/\text{мм}^2$ $\tau = 100\text{мкс}$); постоянный ток ($j = 5\text{ A}/\text{мм}^2$). Температуру образца в процессе растяжения измеряли с помощью термопары, закрепленной в центре расчетной длины ($l_p=40\text{ мм}$). Она составляла 25°C (без тока), 50°C (одиночные импульсы), 280°C (многоимпульсный ток), 250°C (постоянный ток).

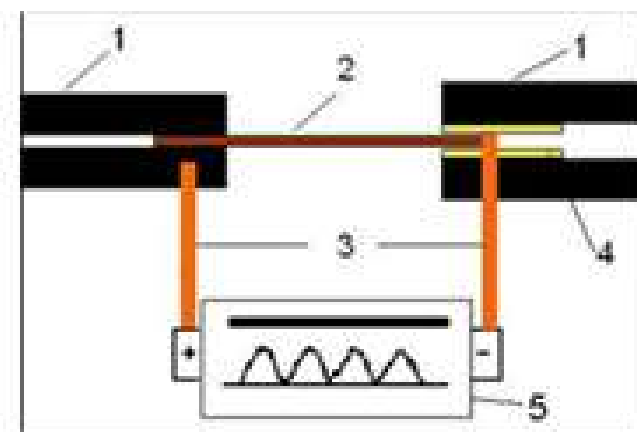


Рисунок 1 - Схема подвода тока к образцу: 1. Захваты; 2. Образец; 3. Медные шины для подвода тока; 4. Изоляционный материал; 5. Генератор импульсного тока (ГИТ).

Образцы из сварочной проволоки перед растяжением отожгли при температуре 1000°C и охлаждены в печи, чтобы создать равновесную структуру феррит + перлит (стальная проволока) и аустенит (нержавеющая проволока). Схема подвода тока к захватам показана на рис. 1. ЭПЭ исследовали путем сравнения кривых растяжения для образцов сварочной проволоки, деформируемых с приложением тока и без приложения тока.

На рис.2 и 3 приведены кривые растяжения «напряжение-деформация»

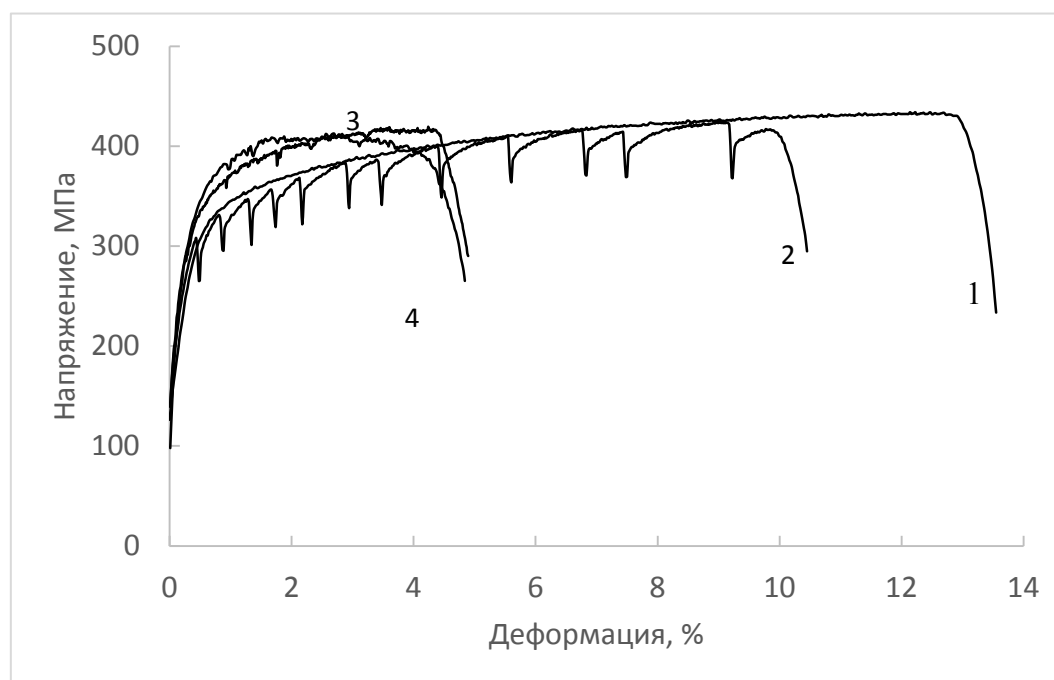


Рисунок 2 - Деформационные кривые проволоки ПСГ-0301: без тока (1); с импульсным током (2); многоимпульсный ток (3); постоянный ток (4).

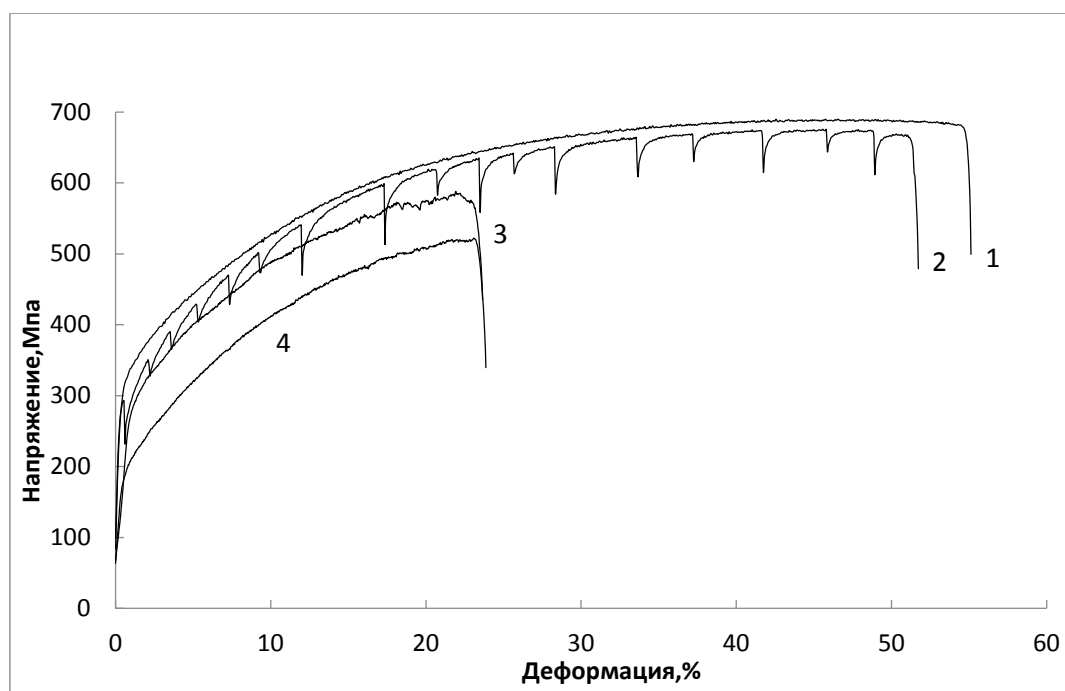


Рисунок 3 - Деформационные кривые проволоки ER 308LSi: без тока (1); с импульсным током (2); многоимпульсный ток (3); постоянный ток (4).

Результаты показывают, что прочность и пластичность проволок, деформируемых без тока и с током, зависят от материала. Прочность и относительное удлинение нержавеющей проволоки при всех режимах тока на 100-300 МПа и на 15-40%, соответственно, выше этих же характеристик для углеродистой проволоки. Этот факт объясняется различием в структурно-фазовом составе проволок и не зависит от вида тока. К особенностям непосредственно ЭПЭ в обоих материалах можно отнести то, что одновременно прочность и пластичность резко уменьшаются при введении тока, особенно сильно для постоянного и многоимпульсного тока. Анализ показывает, что причиной является образование шейки при растяжении образцов проволоки, в результате чего резко повышается плотность тока и, соответственно температура. Одиночные импульсы тока практически повторяют форму кривой без тока, не влияют на прочность проволоки и в меньшей степени снижают пластичность до разрушения. Сравнивая поведение кривых для разных режимов тока и максимальные температуры в процессе растяжения можно предположить, что влияние тока в первую очередь связано с тепловым эффектом, который максимален для постоянного тока и минимален для одиночных импульсов.

Отметим, что ЭПЭ, наблюдаемый в виде скачков напряжения вниз с амплитудой около 50 МПа при введении одиночных импульсов, является типичным для многих материалов без фазовых превращений [1].

Таким образом, подтверждено, что ЭПЭ является зависимым от химического состава стали и режимов вводимого тока. Вклад ЭПЭ увеличивается с уменьшением интенсивности тока (одноимпульсный ток) и практически замещается тепловым эффектом при повышении энергии тока (многоимпульсный ток и постоянный ток).

Литература

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д., Физические основы и технологии обработки современных материалов, Т. 1, 2004.

2. Stolyarov V.V., Deformability and nanostructuring of shape memory TiNi alloys during the electroplastic rolling, Mater. Sci. Eng. A, 503 (2009), 18-20.

3. Misochenko A.A., Fedotkin A.A., Stolyarov V.V., Influence of grain size and electric current regimes on deformation behavior under tension of shape memory alloy $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$, Materials Today Proceedings, 4 (2017) 4753-4757.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Ф.С. Беляев, А.Е. Волков, М.Е. Евард, А.А. Хворов

*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия,
E-mail: belyaev_fs@mail.ru*

Сплавы с памятью формы (СПФ) в приложениях часто применяются в условиях циклически изменяющихся температур, деформаций и напряжений, что может привести к их усталостному разрушению. В связи с этим возникает задача расчета усталостной прочности и прогнозирования срока службы элементов из СПФ. В данной работе предлагается метод описания усталостного разрушения с помощью разработанного критерия разрушения, встроенного в ранее разработанную микроструктурную модель деформационного поведения СПФ [1]. Данная модель описывает механизмы деформации СПФ с использованием физических закономерностей этих процессов на микроуровне и с учетом влияния структурных уровней деформации. Построение условий превращения и микропластического течения производится в терминах обобщенных термодинамических сил. Модель учитывает энергию взаимодействия вариантов мартенсита и их рост в виде согласованных пар, что позволяет более точно описать обратимую фазовую деформацию. Расчет необратимой микропластической деформации, обусловленной аккомодацией мартенсита, производится совместно с расчетом плотностей ориентированных и рассеянных деформационных дефектов, ответственных за трансляционное и изотропное упрочнение.

Для описания разрушения предложен новый критерий разрушения на микроуровне, учитывающий влияние гидростатического давления, касательных напряжений, их концентрацию, создаваемую ориентированными дефектами, а также снижение предела прочности из-за поврежденности материала:

$$k_1 \frac{tr(\sigma)}{3} + \left(1 + k_2 \frac{b_n}{\beta^*}\right) T_\sigma = \frac{\tau_F}{(1+p)},$$

где $T_\sigma = (1/2 dev \sigma_{ij} dev \sigma_{ij})^{1/2}$ интенсивность тензора напряжений, b_n плотность ориентированных дефектов, τ_F предел прочности материала, k_1 , k_2 и β^* материальные постоянные, p поврежденность материала. В модели принимается что параметр p пропорционален суммарной микропластической деформации в этом зерне:

$$\dot{p} = B \sum_{m=1}^N |\dot{\epsilon}_n^{mp}|,$$

где B материальная постоянная; ϵ_n^{mp} микропластическая деформация, вызванная ростом n -го варианта мартенсита; N количество мартенситных вариантов.

В основе этого критерия лежит критерий разрушения Мизеса $T_\sigma = \tau_F$. Этот критерий был дополнен и усовершенствован для описания разрушения на микроуровне. Для учета того факта что всестороннее сжатие препятствует разрушению, было введено слагаемое определяющее влияние гидростатического давления на разрушение, коэффициент k_1 определяет силу этого влияния. Скопления ориентированных дефектов создают поля внутренних напряжений, которые локально суммируются с внешним напряжением. Для их учета в формуле был введен коэффициент $(1+k_2 b_n/\beta^*)$ перед T_σ , который увеличивается с ростом плотности дефектов b_n . Постоянная k_2 определяет максимальный вклад внутренних напряжений от ориентированных дефектов в локальную интенсивность напряжений. В процессе деформирования в материале образуются микроповреждения, снижающие его прочность. В критерии это учитывается путем введения эффективного предела прочности $\tau_F/(1+p)$, при этом с ростом параметра поврежденности p снижается предел, который надо преодолеть напряжению для разрушения.

Для верификации модели и проверки ее предсказательной способности были проведены численные эксперименты по термоциклированию и механоциклированию до разрушения и рассчитанные значения числа циклов до разрушения были сопоставлены с результатами реальных экспериментов. На рис. 1(а) приведены расчетная и экспериментальная [2] зависимости числа циклов до разрушения от величины действующего напряжения при термоциклировании через интервал мартенситных превращений под постоянным напряжением от 100 до 300 МПа. Также был проведен расчет усталостного разрушения никелида титана в двух различных режимах изотермического деформирования при температуре начально аустенитного состояния (450 К). На рис. 1(б) представлены расчетные зависимости числа циклов до разрушения от амплитуды деформации, варьировавшейся в интервале 1.5 – 3.5 %, при двустороннем деформировании (растяжение-сжатие) в сравнении с экспериментальными результатами [3]. На рис. 1(в) представлены аналогичные расчетные зависимости для цикла растяжение-разгрузка в сравнении экспериментом [4]. Из рис. 1(а-в) видно, что результаты расчетов, полученные с помощью разработанного критерия разрушения, имеют хорошее соответствие с экспериментальными данными по усталостному разрушению сплава TiNi.

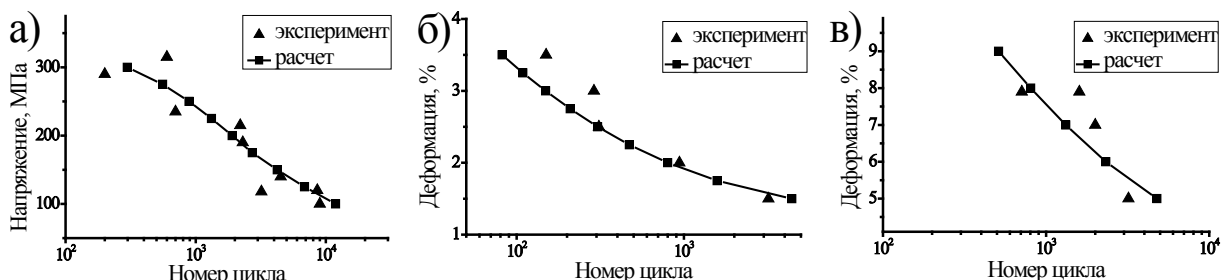


Рисунок 1 - Число циклов до разрушения расчет и эксперимент для термоциклирования (а), для двустороннего деформирования (б), для цикла деформация-разгрузка (в).

Элементы из СПФ часто используются в качестве рабочих элементов приводов и мартенситных двигателей. При этом обычно реализуется мягкий (управляемый

напряжением) или жесткий (управляемый деформацией) рабочий цикл. Проведено моделирование усталостного разрушения рабочего элемента из никелида титана в условиях жесткого (управляемого деформацией) и мягкого (управляемого напряжением) циклов мартенситного двигателя. Изучено влияние параметров циклов на долговечность рабочего элемента. На рис. 2(а) представлена схема мягкого цикла в координатах температура-деформация. На рис. 2(б) представлены расчетные зависимости числа циклов до разрушения от максимального напряжения в мягком цикле для фиксированных значений напряжения при охлаждении.



Рисунок 2 - Схема мягкого рабочего цикла (а), число циклов до разрушения в зависимости от напряжения при нагреве в мягком цикле (б).

На рис. 3(а) представлена схема жесткого цикла в координатах деформация-напряжение. На рис. 3(б) представлена расчетная зависимость числа циклов до разрушения от максимальной деформации в жестком цикле. На рис. 3(в) представлены расчетные зависимости числа циклов до разрушения от жесткости устройства для двух фиксированных амплитуд деформации.

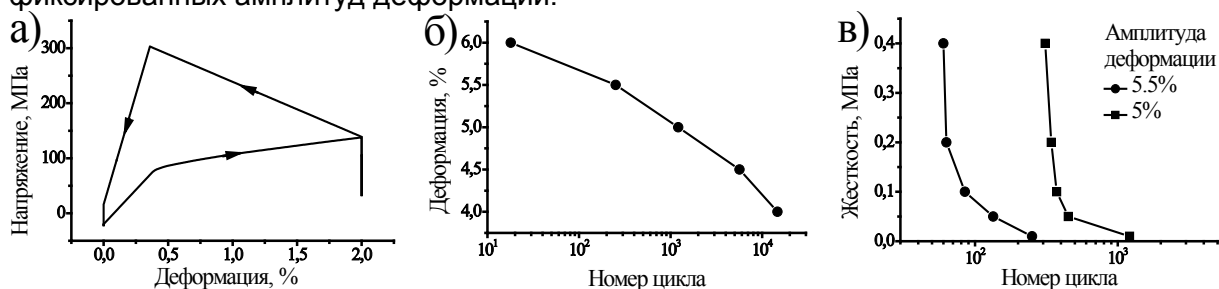


Рисунок 3- Схема жесткого рабочего цикла (а), число циклов до разрушения в зависимости от максимальной деформации (б) и от жесткости устройства (в).

Достаточно интересным для исследований является режим циклического деформирования между верхним и нижним плато псевдоупругости (см. рис 4(а)). Такой режим считается наилучшим для работы эндоваскулярных стентов. В работе [5] проведены исследования долговечности сплава при циклическом двустороннем деформировании относительно некоторого среднего значения (ϵ_m) после предварительного тренировочного деформирования (ρ_s). Расчетные значения числа циклов до разрушения для данных режимов в сравнении с экспериментальными данными представлены на рис. 4(б). Как видно из этого рисунка, результаты, полученные с помощью разработанного критерия, неплохо соотносятся с результатами эксперимента.

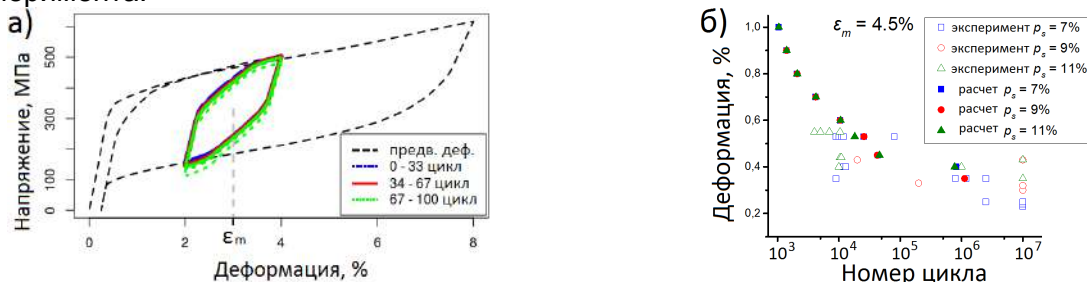


Рисунок 4 - Механоциклирование в режиме стента после предварительного деформирования (а), число циклов до разрушения в зависимости от амплитуды деформации

(б).

Таким образом показано что разработанный критерий разрушения в рамках микроструктурной модели способен описывать усталостное разрушение СПФ при различных режимах термоциклирования и механоциклирования. Данный критерий может быть использован при расчетах усталостной прочности СПФ и прогнозирования срока службы элементов из этих сплавов, а также для выбора оптимальных параметров рабочего цикла и предварительной тренировки сплава, обеспечивающих требуемый срок службы рабочих элементов из СПФ в различных устройствах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 18-01-00594.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Volkov A.E., Belyaev F.S., Evard M.E., Volkova N.A. MATEC Web of Conf. 2015. V. 33. Art. 03013 (5 pages).
2. Беляев С.П., Кузьмин С.Л., Лихачев В.А., Ковалев С.М. Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 63. Вып. 5. С. 1017–1023.
3. Miyazaki S., Mizukoshi K., Ueki T., Sakuma T., Liu Y. Mater. Sci. Eng. 1999. V. A273–275. P. 658–663.
4. Андреев В.А., Евард М.Е., Бондарев А.Б., Хусаинов М.А. Вестник Новгородского государственного университета. 2007. № 44. С. 4–8.
5. P. Junker, S. Jaeger et al., Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2015. V. 80, P. 86–102.

ОСЦИЛЛЯЦИИ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР

Макаров С.В., Плотников В.А.

*Алтайский государственный университет, Барнаул
makarov@phys.asu.ru*

Введение.

Эффект прерывистой текучести есть характерный отклик алюминидо-магниевого сплава на механическое нагружение, являющийся следствием эффекта Портевена – Ле Шателье [1], реализующийся на микроструктурном уровне в виде формирования деформационных полос, которые представляют собой области локализации пластической деформации [2]. Прерывистая текучесть на зависимости напряжение - деформация представляет собой скачки (зубцы) напряжения, причем полоса деформации, ответственная за акты прерывистой текучести, является макроскопическим объектом и развивается из критического зародыша полосы. Другим проявлением прерывистой текучести является прерывистая ползучесть (или эффект Савара-Массона [3]), проявляющаяся сплавах на кривых ползучести в виде последовательности скачков деформации величиной до $1 \mu\text{m}$ [4]. Прерывистая ползучесть при комнатной температуре развивается как спонтанное, потеря механической устойчивости путем зарождения и распространения по поверхности образца полос макролокализации деформации, сопровождающейся формированием деформационного скачка. Структурно локализация деформации – это последовательное зарождение и рост деформационных полос и деформационный скачек представляет собой пространственное и временную организацию, характеризующую пластическую неустойчивость нагруженного материала [4]. Эстафетная передача деформации от одной полосы к другой является главным структурным признаком прерывистой текучести, распространяющаяся по образцу в виде области локализации деформации [5]. Характерным является осциллирующий вид силового отклика системы машина-образец в ответ на скачкообразный прирост

деформации нагруженного образца величиной 1 – 4 %. Анализ области локализации деформации свидетельствует, что она представляет собой пространственно-временную структуру. Рост одной полосы сопровождается одной силовой осцилляцией, продолжительностью 1 – 3 мс, осциллирующий силовой отклик является отображением пространственно-временной структуры деформационных полос, спонтанное зарождение которых создает макроскопический скачкообразный прирост деформации [4,5].

Целью данной работы является исследование закономерностей осциллирующего характера механического напряжения при деформировании алюминий-магниевого сплава в условиях высоких температур.

Экспериментальные результаты.

Накопление деформации при нагреве до 500 °С и нагрузке 100 МПа осуществляется монотонно в области I (рис. 1) и квазискачкообразно в области II (рис. 1).

Такой характер накопления деформации сопровождается монотонным нарастанием среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии и осциллирующим механическим напряжением при переходе к квазискачкообразной области II. При достижении некоторой деформации (критической температуры перехода от области I к области II) механическое напряжение начинает осциллировать, причем по мере повышения температуры амплитуда осцилляций растет, переход к осцилляции механического напряжения может свидетельствовать о существенном изменении микромеханизма накопления деформации, а увеличение амплитуды акустических импульсов по мере повышения температуры характеризует увеличение колебательной энергии акустической эмиссии в объеме деформируемого материала.

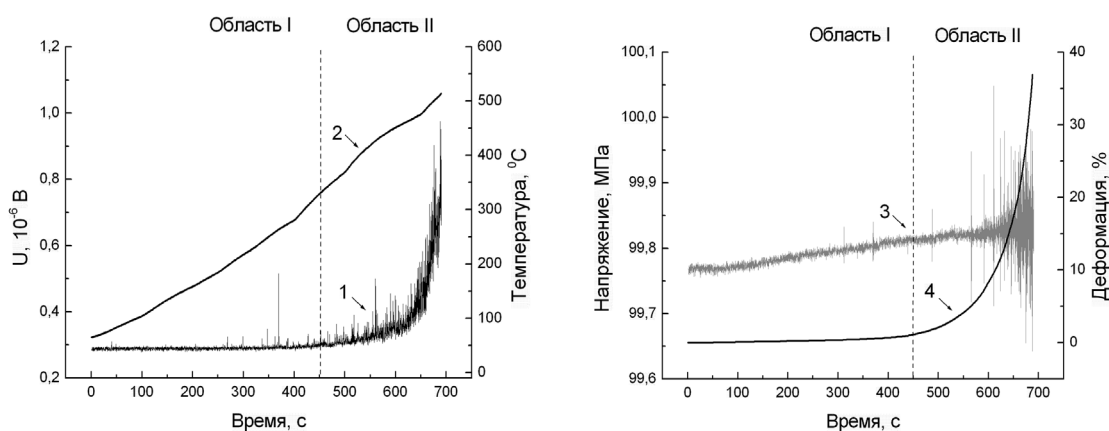


Рисунок 1 - Акустическая эмиссия (1), температура (2), накопление деформации (3), механическое напряжение (4) при нагрузке 100 МПа и нагреве образца.

Обсуждение. Как было показано ранее [6,7] двоякий характер накопления деформации обусловлен деформационным структурным переходом кристаллической среды образца, находящегося в условиях термомеханического нагружения. Деформационный структурный переход представляет собой переход от накопления деформации, контролируемой термически активируемым переползанием дислокаций [8], к накоплению деформации, контролируемым зернограничными процессами производства полных (решеточных) дислокаций на тройных зернограничных стыках [9] и происходит при достижении механическим напряжением, температурой и энергией акустической эмиссии некоторых критических значений. Макроскопическим проявлением деформационного структурного перехода является величина накапливаемой деформации и, главное, скорости накопления деформации в разных структурных состояниях, поэтому накопление деформации в высокотемпературной области было определено как квазискачкообразное. Сопоставляя накопление

деформации в высокотемпературной области и осциллирующий характер напряжения, можем утверждать, что термин квазискачкообразный действительно отображает реальный скачкообразный процесс накопления деформации. Процесс деформирования структурно неоднородных материалов сопровождается скачками напряжений [10,11], обусловленные релаксацией напряжений при преодолении (прорыве) стопоров дислокационными скоплениями. Структурно релаксация напряжений проявляется в формировании деформационных полос. Каждый релаксационный акт сопровождается появлением одной деформационной полосы [11].

Осциллирующий вид силового отклика свидетельствует о макроскопической корреляции элементарных деформационных актов, однако фактором корреляции выступают не только механические напряжения, но и тепловые флуктуации и акустическая эмиссия, колебательная энергия которой накапливается в объеме деформируемого материала в виде акустических стоячих волн. Накопление деформации в области II после деформационного структурного перехода представляет собой квазипериодический процесс скачкообразной деформации, сопровождаемый снижением и восстановлением приложенного механического напряжения, управляемого одновременным действием тепловых флуктуаций, механических напряжений и акустической эмиссией, формирующей акустические стоячие волны в области локализации деформации. Периодичность процесса обусловлено протекающими с высокой скоростью при температурах выше критической процессами упрочнения-разупрочнения структуры деформируемого материала. Этот процесс упрочнения-разупрочнения принципиально различается от трактовки, связанной с прорывом дислокационными ансамблями стопоров различной природы [5], так как обеспечивается включением квазипериодического механизма генерации дислокаций.

Заключение.

Анализ осциллирующего характера силового отклика после деформационного структурного перехода, то есть при достижении температурно-силовых параметров и колебательной энергии акустической эмиссии критических значений, свидетельствует о скачкообразном процессе накопления деформации в высокотемпературной области. Периодичность (квазипериодичность) процесса накопления обусловлено быстрыми процессами упрочнения разупрочнения структуры деформируемого материала. Эффект корреляции элементарных деформационных актов (зарождение и расширение деформационных полос) связан с совместным действием тепловых флуктуаций, статических смещений поля механических напряжений и динамических смещений стоячих акустических волн в объеме деформируемого материала.

Библиографический список

1. Portevin A., Le Chatelier F. Effect of geometrical stress concentrators on the band formation and the serrated deformation in aluminum–magnesium alloys // Acad Sci Paris. 1923. Vol. 176.
2. Кристал М.М. Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести // ФММ. 1993, т. 75, №5.
3. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Лебедкин М.А. Динамика спонтанной делокализации пластической деформации при неустойчивом пластическом течении сплавов // Известия РАН. Серия физ. 2006. Т. 20. № 9.
4. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Гасанов М.Ф., Денисов А.А. Макролокализация пластической деформации при прерывистой ползучести алюминий-магниевого сплава АМг6 // ЖТФ. 2014, т. 84. №4.
5. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф. Прерывистая ползучесть и пространственно-временные структуры макролокализованной пластической деформации // ФТТ. 2014, Т. 58. № 5.

6. Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В. Деформационный структурный переход и акустическая эмиссия в алюминий-магниево-магний сплавах в условиях термомеханического нагружения // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2016. № 3.

7. Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.Ю., Колубаев Е.А. Накопление деформации и акустическая эмиссия в алюминий-магний образце, полученном сваркой трением с перемешиванием // *Известия АлтГУ*. 2016, №1. DOI 10.14258/izvasu(2016)1-05

8. Мышляев М.М. Ползучесть полигонизованных структур. – Несовершенства кристаллического строения и мартенситные превращения. // М: Наука. 1972.

9. Гудкин М.Ю., Овидько И.А., Скиба Н.В. Зернограничное скольжение и эмиссия решеточных дислокаций в нанокристаллических материалах при сверхпластической деформации // *ФТТ*. 2005, т. 47, № 9.

10. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. Взаимосвязь макролокализации деформации, прерывистой текучести и особенностей акустической эмиссии при деформировании алюминий-магний сплавов // *ФММ*. 1996, т. 81, № 1.

11. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. Влияние геометрических параметров образца на механические свойства и акустическую эмиссию при прерывистой текучести в Al-Mg сплавах // *ФММ*. 1991, № 10.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЛГОРИТМОВ УПРАВЛЕНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ АДАПТИВНОЙ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Сараев Ю.Н., Лунев А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,
E-mail: litsin@ispms.tsc.ru;

Гладковский С.В.

Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
E-mail: gcv@imach.uran.ru;

Голиков Н.И.

Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, г. Якутск, Республика Саха (Якутия), Россия,
E-mail: n.i.golikov@mail.ru

Актуальность.

Повышение требований к эксплуатационным характеристикам сварных конструкций в машиностроении, строительной промышленности, судостроении, трубопроводном транспорте вызвало необходимость применения высокопрочных низколегированных сталей [1]. Основным способом, применяемым при монтаже металлоконструкций, является дуговая сварка, оказывающая существенное влияние на свойства зоны сварного соединения, её структуру и механические характеристики. При этом всегда существует риск возникновения в зоне сварного соединения различных дефектов, природа появления которых разнообразна и труднопредсказуема [2].

Анализ научно-технической литературы, посвященной вопросам прочности и надежности металлоконструкций ответственного назначения [3,4 и др.], позволяет выделить несколько перспективных направлений исследований, в ходе которых изучаются различные стадии формирования неразъемных соединений, в том числе

стадий возможного поглощения расплавленным металлом водорода из атмосферы дуги [5-6], стадий плавления электрода, учитывающих температуру металла, наличие слоя шлака, характер переноса электродного металла в сварочную ванну и другие технологические особенности [7].

Цель исследований: изыскание путей повышения эксплуатационных характеристик в конструкциях ответственного назначения путем установления взаимосвязи влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения, со структурой металла шва и зоны термического влияния, а также характеристиками ударной вязкости и трещиностойкости получаемых сварных соединений.

Методика экспериментального исследования: для проведения испытаний были изготовлены образцы из стали 09Г2С, полученных ручной дуговой сваркой на режимах постоянного тока (СПТ) и низкочастотной модуляции тока (СМТ). Для изучения структуры сварных швов (СШ), зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла (ОМ) стали 09Г2С использовали оптическую микроскопию, совмещенную с анализатором изображений. В ходе исследований определяли средний размер зерна. Фрактографический анализ изломов различных участков проводили с применением растровой электронной микроскопии.

Результаты и их обсуждение.

Основной задачей при выполнении исследований, требующей решения при исследовании тепломассопереноса при дуговой сварке, является обоснование условий, при которых происходит формирование неразъемного соединения. Нагрев и охлаждение обрабатываемого изделия вызывают разнообразные физические и химические процессы в самом материале: плавление, перенос электродного металла, кристаллизация расплава, напряжения и деформации, возникающие в зоне неразъемного соединения, неразрывно связаны с энергетическими параметрами процесса сварки, и, в итоге определяют эксплуатационные показатели изделия [8].

Основными показателями тепломассопереноса при дуговой сварке плавящимся электродом являются: частота перехода электродного металла в сварочную ванну в виде отдельных капель, их теплосодержание, длительность их нагрева до момента отрыва от электрода. Для случая сварки с короткими замыканиями дугового промежутка, важным показателем стабильности тепломассопереноса является коэффициент вариации длительностей коротких замыканий. Кроме того, одним из основных показателей, отражающих изменение во времени нагрев и остывание обрабатываемого металла, может быть термический цикл сварки. Как правило, весь процесс сварки может характеризоваться семейством кривых термических циклов, которые можно получить обработкой результатов тепловизионной съемки.

Ранее было установлено, что на характеристики тепломассопереноса оказывают влияние, не только энергетические характеристики процесса сварки и способ сварки (СПТ или СМТ), но и тип сварочных электродов, включая их химический состав и качество изготовления [9]. Поэтому в рамках настоящей работы изучались микроструктура зон неразъемных соединений, определялись размеры отдельных зерен, как в металле шва, так и в зоне термического влияния. Производилась оценка влияния энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами на характеристики ударной вязкости и трещиностойкости сварных соединений, как основных показателей эксплуатационных характеристик конструкций ответственного назначения.

В ходе испытаний была установлена взаимосвязь энергетических параметров режимов дуговой сварки покрытыми электродами и управляющих алгоритмов их изменения, со структурой металла шва и зоны термического влияния. Показано, что импульсный характер изменения энергетических параметров режима сварки оказывает благоприятное воздействие на теплосодержание расплава сварочной ванны и условия её кристаллизации.

Испытания металла ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С на статическую трещиностойкость показали, что все исследуемые соединения имеют высокие показатели во всем диапазоне температур: начиная от +20°C, и заканчивая -60°C, даже при наличии дефектов в виде усталостных трещин. В целом проведенные испытания подтвердили эффективное влияние режимов и способа сварки на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений из низкоуглеродистых сталей при пониженных климатических температурах.

Выводы.

1. Выполненные исследования подтвердили предварительную гипотезу о влиянии на структуру и свойства неразъемных соединений из низкоуглеродистых сталей энергетических параметров режимов их формирования различными способами дуговой сварки.

2. Характеристики ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединений, полученных с применением режимов СМТ по сравнению со сварными соединениями полученными в режиме СПТ, выше для всех диапазонов температур испытаний от +20°C до - 60°C

3. Выявлена взаимосвязь между макро- и микростроением изломов ударных образцов сварных соединений и уровнем их ударной вязкости, проявляющаяся в существенном снижении значений KCV при смене доминирующего механизма разрушения от вязкого ямочного к квазисколу и хрупкому сколу в условиях понижения температуры испытаний от комнатной до – 60 °С.

4. Испытания металла ЗТВ изученных сварных соединений стали 09Г2С на статическую трещиностойкость выявили возможность их использования при комнатной и пониженной температурах в изделиях и элементах конструкций ответственного назначения при наличии дефектов в виде усталостных трещин.

5. Установлено эффективное влияние сварки с модуляцией тока по сравнению со сваркой на постоянном токе на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений из низкоуглеродистых сталей при пониженных климатических температурах.

Работа выполнена в 2017 году за счет средств гранта РФФИ по проекту №16-19-10010.

Список литературы

1. Физико-технические проблемы современного материаловедения. В 2 томах. - Т. 1. / Ред. кол.: И.К. Походня (предс.) и др.; НАН Украины. — К.: Академперіодика, 2013. — 583 с., 4 с. ил. ISBN 978-966-360-235-6. ISBN 978-966-360-236-3 (Т. 1).
2. Сараев Ю.Н. Обоснование концепции повышения безопасности и живучести технических систем, эксплуатируемых в регионах Сибири и Крайнего Севера, на основе применения адаптивных импульсных технологий сварки // Тяжелое машиностроение. – 2010. – № 8. – с. 14 – 19.
3. Shiga C.: Problems in welded joints and systematic approach to their solution in STX21 project Science and Technology of Welding and Joining, 2000, vol. 5, no. 6, pp. 356-364.
4. Zenitani S., Hayakawa N., Yamamoto J., Hiraoka K., Morikage Y., Kubo T., Yasuda K., Amano T.: Development of new Low Transformation-Temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds, Proceedings of 2002 Symposium for Welded Structures of the Japan Welding Society, Osaka, 2002, pp. 346-353.
5. Yosuke Ogino & Yoshinori Hirata Numerical simulation of metal transfer in argon gas-shielded GMAW. Doc. IIW-2533, recommended for publication by Study Group SG-212 "The

Physics of Welding”. Welding in the World. Published online: 25 January 2015. DOI 10.1007/s40194-015-0221-8.

6. Th. Kannengiesser, Th. Lausch, A. Kromm. Effects of heat control on the stress build-up during high-strength steel welding under defined restraint conditions // Welding in the World, N^o 07/08. – 2011. Vol. 55/ - pp. 58-65.

7. Сараев Ю.Н. и др. Поисковые исследования повышения надежности металлоконструкций ответственного назначения, работающих в условиях экстремальных нагрузок и низких климатических температур / Глава 5 в книге: Научные технологии в проектах РФ. Сибирь / Под редакцией С.Г. Псахье и Ю.П. Шаркеева. – Томск: Издательство НТЛ, 2017. – 428 с. ISBN 978-5-89503-607-5. С. 134-202.

8. Сараев Ю.Н. Исследование влияния энергетических параметров режима дуговой сварки покрытыми электродами на стабильность тепломассопереноса / Сараев Ю.Н., Лунев А.Г., Киселев А.С., Гордынец А.С., Нестерук Д.А., Хайдарова А.А., Чинахов Д.А., Семенчук В. М. // Сварочное производство. – 2018. - №2. – с. 3-13.

9. Сараев Ю.Н. Исследование влияния энергетических параметров режима дуговой сварки покрытыми электродами на стабильность тепломассопереноса / Сараев Ю.Н., Лунев А.Г., Киселев А.С., Гордынец А.С., Нестерук Д.А., Хайдарова А.А., Чинахов Д.А., Семенчук В. М. // Сварочное производство. – 2018. - №2. – с. 3-13.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ В БЕРИЛЛИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА

¹Папиров И.И., ¹Николаенко А.А., ²Тузов Ю.В.

¹Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», Харьков, Украина, nikolaenko@kipt.kharkov.ua

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

Ячеистые структуры, образующиеся в результате пластической деформации металла, влияют на многие их свойства. Они способствуют одновременному повышению прочностных и пластических характеристик, а также снижению температуры перехода в хрупкое состояние [1]. Основные закономерности образования ячеистых структур:

- 1) ячейки образуются при пластической деформации металлов с ГЦК структурой при условии, что они имеют высокую энергию дефекта упаковки;
- 2) ячеистые структуры начинают формироваться после 10-25% деформации [2];
- 3) при увеличении температуры деформации и уменьшении ее скорости происходит постепенный переход от хаотического расположения дислокаций ($T < 0,2T_{пл}$) к образованию совершенных ячеек ($0,2 < T < 0,5T_{пл}$);
- 4) размеры ячеек определяются плотностью дислокаций;
- 5) величина исходного зерна d влияет на размер образующихся при деформации ячеек;
- 6) при отжиге деформированных металлов стенки ячеек становятся более узкими, и размеры увеличиваются;
- 7) характер субструктуры зависит от способа деформации;
- 8) образование ячеек приводит к значительному упрочнению металлов;
- 9) механизм образования ячеек при деформации проанализирован во многих работах, и во всех существующих моделях образования стенок ячеек связывается с неконсервативным движением дислокаций (переползанием). При низких температурах значительную роль может играть также и упругое взаимодействие дислокаций.

Из приведенного перечня факторов образования ячеистых структур следует заключить, что их образование способствует увеличению температуры и степени деформации, чистоты металла, энергии дефекта упаковки, а также уменьшению скорости деформации [3].

Список литературы:

1. И.И. Папиров, А.А. Николаенко, П.И. Стоев, Ю.В. Тузов, В.С. Шокуров. Пластичность и сверхпластичность бериллия. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. – 208 с.
2. Л.А. Корниенко, А.П. Николаенко, И.И. Папиров, П.И. Стоев, Ю.В. Тузов, А.М. Хомутов. Атлас структур бериллия. – Дубна: ОИЯИ, 2009. – 209 с.
3. И.И. Папиров, А.А. Николаенко, Ю.В. Тузов. Физика бериллия. – М.: НИЯУ МИФИ, 2015. – 368 с.

**ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ
СЛОЕВ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ
С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

Бледнова Ж.М., Русинов П.О.

*ФГБОУ ВО «Кубанский государственный технологический университет»
Краснодар, Российская Федерация
blednova@mail.ru*

Среди огромного разнообразия широко используемых сплавов особое место занимают до конца не изученные высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), обладающие рядом уникальных свойств, среди которых термически, деформационно- и магнитно-управляемый эффект памяти формы (ЭПФ) [1,2]. Анализ современного состояния разработок в области ВЭС-ов показал, что в настоящее время информация о достаточно изученных ВЭС-ах с ЭПФ ограничена и связана, в основном, с присущим этим материалами высокотемпературным ЭПФ. Так, для сплава $Ti_{16.66}Zr_{16.67}Hf_{16.66}Co_{10}Ni_{25}Cu_{15}$ эффект полного восстановления составляет 1-2 %, что значительно ниже, чем для $TiNi$ при нормальных температурах. Установлено, что мартенситные превращения ВЭС-ов системы $TiZrHfCoNiCu$ сопровождаются ЭПФ с полным восстановлением при повышенных температурах, что дает основание рассматривать ВЭС $TiZrHfCoNiCu$ перспективными для высокотемпературных технических применений и в качестве покрытий. Несмотря на незначительную обратимую деформацию, привлекательность использование ВЭС-ов для поверхностного модифицирования объясняется их многофункциональностью, как при нормальных, так и повышенных температурах: высокой демпфирующей способностью, сверхэластичностью даже в условиях низких температур.

В настоящее время использование ВЭС-ов в качестве покрытий ограничено из-за слабой изученности. Имеются сведения об использовании в качестве покрытий высоко-энтропийных керамических материалов, полученных магнетронным напылением, лазерной и плазменной наплавкой. Наиболее перспективны комплексные высокоэнергетические методы. Использование высокоскоростных методов напыления в защищенной среде позволяет обеспечить более однородную структуру, что благоприятно сказывается на свойствах покрытий. Учитывая уникальную возможность ВЭС-ов типа $CrMnFeCoNi$ в повышении характеристик прочности при сохранении повышенной пластичности, замедленного процесса накопления повреждений и разрушения, даже в условиях криогенных температур, можно рекомендовать эти сплавы в качестве поверхностных слоев и композиций для повышения надежности и живучести изделий за счет торможения развивающихся трещин.

Для ВЭС-ов с ЭПФ слабо изученными остается влияние технологии получения сплавов, особенностей структуры, зернистости и последующей обработки как на ЭПФ, так и на весь комплекс функциональных и механических свойств. Для расширения области практического использования ВЭС-ов с ЭПФ с учетом, как многофункциональных возможностей этих материалов, так и экономической целесообразности, необходимо разработать модели механических и функциональных свойств с целью решения задач оптимизации. Нами выполнены рентгеноструктурные и электронномикроскопические исследования пяти вариантов поверхностных слоев из ВЭС-ов $CoCuTiZrHf$, $NiCoTiZrHf$, $NiCuTiZrHf$, $ZrCuNiCoTi$, $TiNiZrHfCoCu$ (табл. 1), сформированных высокоскоростным газопламенным напылением (ВГН) (рис. 1). Все покрытия содержат в различных комбинациях 5-6 металлов Ti , Ni , Zr , Hf , Co , Cu , которые исследованы нами ранее в составе трехкомпонентных и четырехкомпонентных ($TiNiCu$, $TiNiCo$, $TiNiZr$, $TiNiHf$, $TiNiHfCu$) [3]. Оценка размера зерна показала, что структура покрытий, в основном, ультрамелкозернистая 100-400 нм, в некоторых слоях наноразмерная, менее 100 нм, фазовый состав характерный для материалов с ЭПФ, содержит фазы B2, B19.

Таблица 1– Химический состав поверхностных слоев из высокоэнтропийных материалов с термоупругими фазовыми превращениями, размер зерна после ВГН (вес.%)

Материал	Co	Cu	Ti	Ni	Zr	Hf	Размер зерна,
Co-Cu-Ti-Zr-Hf	17,6	18,8	9,6		18,3	35,7	110-350
Ni-Co-Ti-Zr-Hf	17,7		9,8	17,8	18,6	36,1	80-360
Ni-Cu-Ti-Zr-Hf	17,7		9,8	17,8	18,6	36,1	110-240
Zr-Cu-Ni-Co-Ti		18,8	9,6	17,6	18,3	35,7	180-400
Ti-Ni-Zr-Hf-Co-Cu	11,7	12,6	9,7	11,9	18,3	35,8	120-230

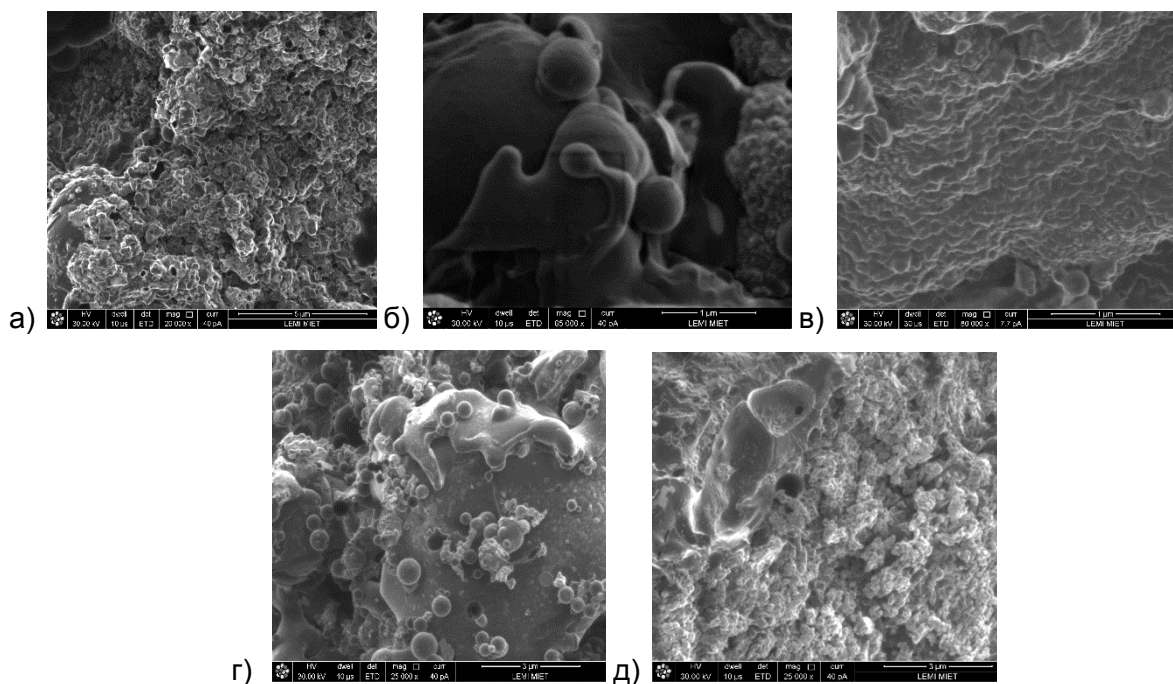


Рисунок 1 - Микроструктура покрытий из ВЭС-ов, полученных ВГН в защитной атмосфере: а) Co-Cu-Ti-Zr-Hf - $\times 80\ 000$; б) Ni-Co-Ti-Zr-Hf - $\times 65\ 000$; в) Ni-Cu-Ti-Zr-Hf - $\times 80\ 000$; г) Zr-Cu-Ni-Co-Ti - $\times 25\ 000$; д) Ti-Ni-Zr-Hf-Co-Cu - $\times 80\ 000$

Прогнозирование циклической долговечности стальных образцов с поверхностным слоем из ВЭС-ов с ЭПФ осуществлялось на основе ранее предложенного энергетического критерия (1) [4].

$$W \cdot N^p = \alpha \cdot Q,$$

где W – энергия, затраченная на постепенное образование микроповерхности разрушения; N – число циклов до разрушения локального объема; p – эмпирический коэффициент; Q – энергоемкость сплава, определяемая по термодинамическим характеристикам, диаграмме состояния и результатам рентгенофазового анализа; α – структурный фактор сплава - коэффициент термомеханической активности, определяемый с использованием мультифрактального анализа. Результаты расчета термодинамических характеристики исследованных ВЭС-ов (энтропия, энтальпия, энергоемкость) выполненного по результатам рентгенофазового анализа приведены в табл. 2. Величина энергоемкости, входящая в энергетический критерий оценки долговечности [4] для всех исследованных сплавов изменяется в пределах 600-700 кДж/моль.

Таблица 2 - Термодинамические характеристики поверхностных слоев из ВЭС-ов с ЭПФ

Фазы	$\Delta S_{пл}$, Дж/моль□ К	C_p , Дж/кг□К	$L_{пл}$, кДж/моль	Q , кДж/моль	H , кДж/кг
Co17.6Cu18.8Ti9.6Zr18.3Hf35.7	34,713	365,060	65,686	649,27	583,68
Ni17.8Co17.7Ti9.8Zr18.6Hf36.1	33,594	387,397	65,646	705,02	639,34
Ni17.6Cu18.8Ti9.6Zr18.3Hf35.7	34,591	375,59	64,331	651,24	586,92
Zr52.8Cu26Ni8.8Co8.4Ti4	34,777	362,98	62,697	610,62	547,93
Ti9.7Ni11.9Zr18.3Hf35.8Co11.7Cu1	34,538	367,05	64165,71	641,358	577,19

Выполненный анализ современного состояния разработок в области исследования сложнолегированных ВЭС-ов с ЭПФ позволил обосновать выбор химического состава композиции с интервалом фазовых превращений, обеспечивающих эффективную работу в экстремальных условиях эксплуатации (высоких и низких температур, сложных нагрузений, устойчивых к износу и коррозии). Для формирования наноразмерной структуры при ВГН оптимизирован гранулометрический состав, структура и фазовое состояние шихты и ее активационные характеристики. Для пяти исследованных материалов размер частиц порошка после диспергирования и механоактивации составил от 4,2 до 6,3 мкм. Расчет контактных температур при ВГН показал, что температуры в момент касания с подложкой достигают минимальных значений 1180 –1608К, достаточных для формирования структуры с низкой пористостью и повышенной адгезионной прочностью.

На примере сложнолегированного высокоэнтропийного материала сBN-Co-NiAlY показаны все этапы формирования поверхностной композиции от подготовки поверхности и МА напыляемого материала, от формирования композиции ВГН до ТМО, обеспечивающей функциональные свойства материала с ЭПФ [4]. Выполненный электронномикроскопический анализ эволюции структуры и описанный на основе мультифрактальных представлений позволил оптимизировать параметры обработки, обеспечивающие комплекс функциональных свойств. После отработки технологии ВГН и последующей ТО и ТМО в едином вакуумном цикле на основе комплекса выполненных металлофизических и электронномикроскопических исследований и оценки функциональных свойств материала с ЭПФ (интервала температур фазовых превращений, величины обратимой деформации) можно сделать вывод о технологической эффективности, функциональной надежности и экономической целесообразности использования разрабатываемой технологии формирования поверхностной композиции для повышения надежности и ресурса изделий в экстремальных условиях эксплуатации и области их использования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда по гранту № 15-19-00202.

Литература

1. Firstov G.S., Kosorukova T.A., Koval Y.N., Odnosum V.V. High entropy shape memory alloys. In: Mater Today: Proceedings Materials Today: Proceedings 2S (2015) S.499–504.
2. Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N. Высокоэнтропийные эквиатомные сплавы Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni: гипотезы и экспериментальные факты. ЖТФ, 2014, том 84, вып. 2. – С. 57-70.
3. Бледнова Ж.М., Русинов П.О. Композиционное конструирование поверхностных слоев из с эффектом памяти формы: монография. – Краснодар: Изд. КубГТУ, 2017. – 280 с.
4. Бледнова Ж.М. Прогнозирование циклической долговечности бинарных сплавов и материалов с покрытиями // Заводская лаборатория. – 1988. – № 7. – С. 76-81.

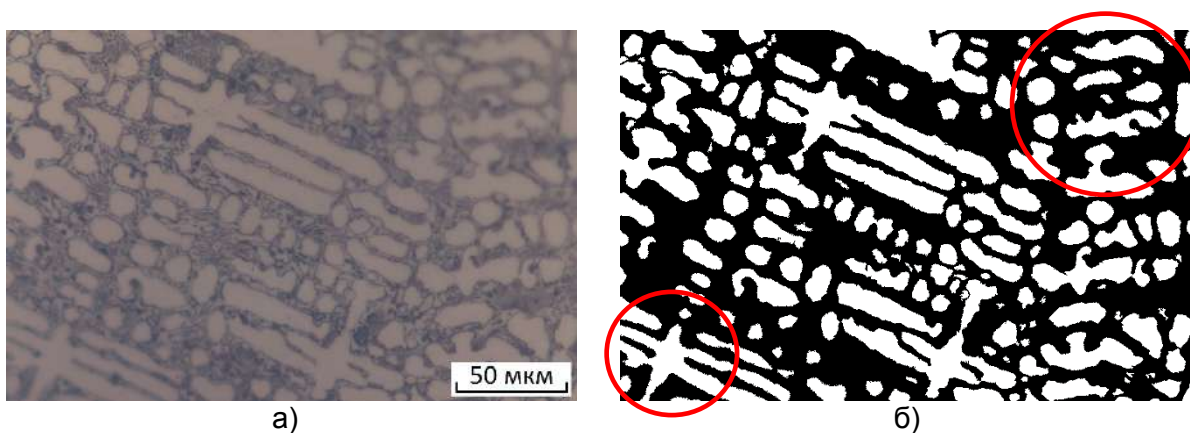
ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ИЗМЕРЕНИЯХ СТРУКТУР РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В., Соколовская Э.А.
НИТУ «МИСис», г. Москва, Россия, perevitayr@mail.ru

Скорость развития технологий в мире непрерывно растёт, а вместе с ней изменяются методы работы во многих областях науки. Сейчас является очевидным тот факт, что классические методы металлографии являются устаревшими: они очень трудоёмки, занимают много времени, их субъективность не всегда обеспечивает воспроизводимый результат. Поэтому становится необходимым создание новых методов обработки изображений структур, которые смогут дать их сопоставимые количественные оценки.

Вопрос воспроизводимости результатов может решить компьютерный анализ изображений [1-3], при этом важно заметить, что все этапы подготовки изображений вносят вклад в конечный результат: шлифование и полировка образцов, травление шлифов, съёмка шлифов, подготовка изображений, бинаризация, фильтрация, измерение.

При ручном варианте шлифования и полировки всегда возникают неровности шлифа, вследствие чего появляются расфокусированные области на изображениях оптической микроскопии, особенно при больших увеличениях (x500 и выше). Данный вид неровности существенно сказывается на этапе бинаризации и измерения объектов: при отсутствии фокуса в области крупные объекты уменьшаются, а мелкие и вовсе исчезают (рис. 1).



а) – исходное изображение; б) – бинарное изображение с указанием области без фокуса
Рисунок 1 - Влияние различий в фокусе на размер объектов

Такая проблема решается с помощью автоматического шлифовально-полировального станка, который рекомендуется использовать в условиях современных технологий. Становится ясным, что ручные непрофессиональные шлифование и полировка уже не могут использоваться для получения объективных значений измеряемых параметров.

Травление шлифов является одним из самых важных этапов подготовки изображений, хотя чаще всего методикам травления не уделяется особого внимания. «Перетрав» шлифов изменяет размер контролируемых элементов структуры, поэтому время травления должно быть минимально необходимым, что требует корректировки режимов травления для каждого нового изображения структуры. Для некоторых сплавов структуру отчётливо видно без травления. Так как травление в таких случаях создаёт новую группу объектов – их границу, то это несколько уменьшает размер

измеряемых элементов структуры. Можно заметить, что в таком случае не все группы объектов могут быть видны до травления. В таком случае травление нужно использовать для выявления только определённой группы объектов. В некоторых случаях для разных групп объектов травитель может отличаться.

Перед этапом съёмки изображений микроскоп должен быть откалиброван. Для сопоставимости и воспроизводимости результатов очень важно использование микроскопов с одинаковой схемой съёмки, поскольку при съёмке сверху фоновый свет может вносить вклад в результат, в отличие от съёмки снизу.

Формат изображений не вносит значимых изменений (см. табл.), но при изменении формата на каждом этапе это может быть существенным. Поэтому рекомендуется использовать постоянно одинаковый формат изображений.

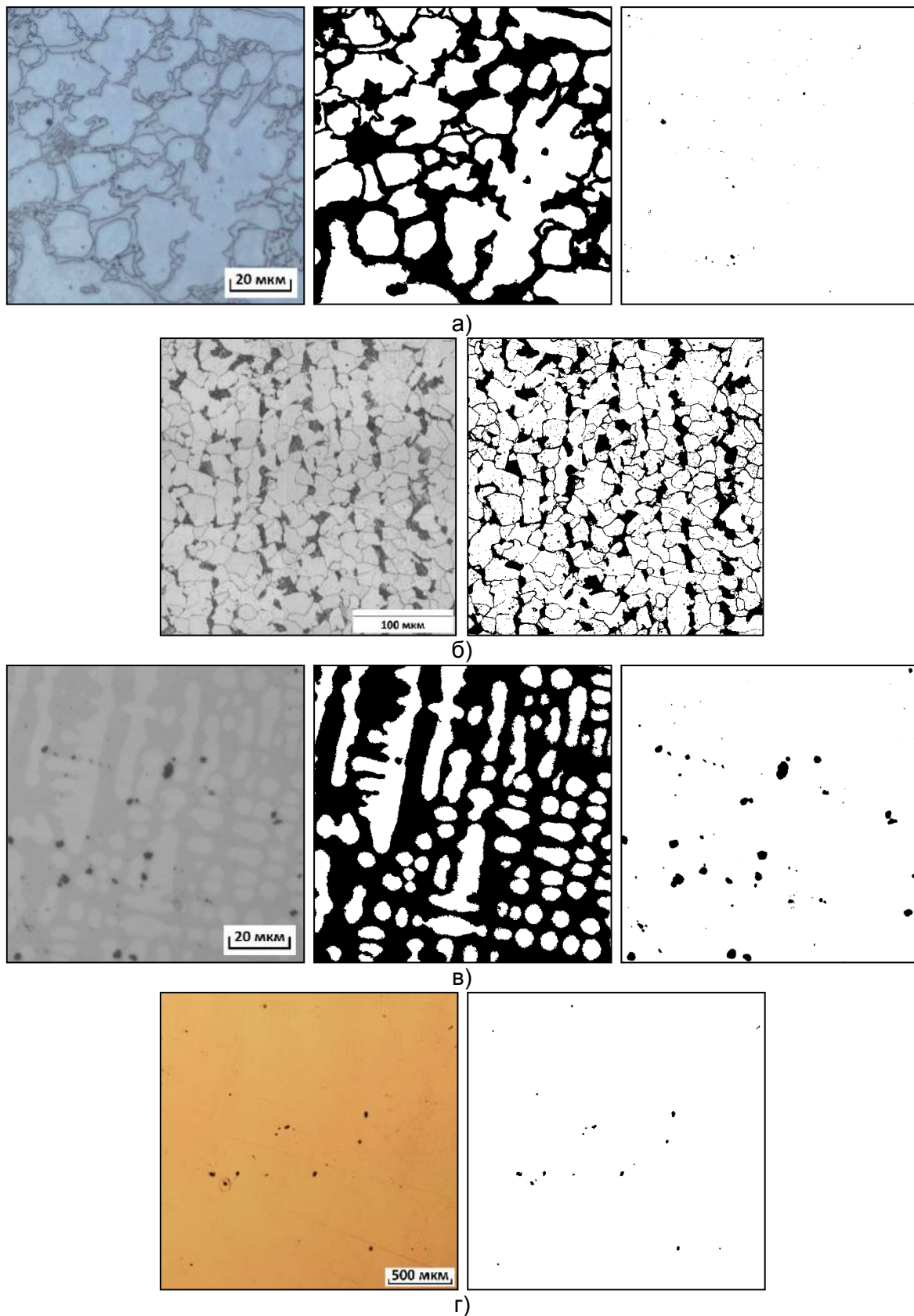
Таблица - Влияние формата изображений на результат измерения параметров некоторых элементов структуры

Объекты		Светлые дендриты		Частицы
Метод		Метод	Метод	Метод
BMP	Среднее, мкм/мкм ²	9,4	195,3	14,7
	Ошибка, мкм/мкм ²	1,2	36,6	5,1
	Кол-во, шт.	121	120	10
JPG	Среднее, мкм/мкм ²	9,5	200,3	15,0
	Ошибка, мкм/мкм ²	1,2	37,9	5,1
	Кол-во, шт.	123	120	10
Критерий Колмогорова-Смирнова		0,324	0,323	0,447

Для того, чтобы первичное изображение в 256 оттенках серого подготовить для последующей обработки были использованы мультипликационные подходы [4], которые заметно упрощают процедуры дальнейшей фильтрации и измерения. Способность отделить тёмные и светлые объекты (тринаризация, тетрааризация, пентанаризация и т.д.) от матрицы позволила дополнить интегральные оценки изображения измерением однотипных объектов, а также более чётко выделять границы объектов, чем простые глобальные методы.

С этой целью были исследованы виды получаемых С-образных кривых (после выравнивания макронеоднородности яркости в кадре) [2], гистограмм распределения значений яркости. Всё это дало физические основы предлагаемого метода мультипликации структур с несколькими разнородными структурными составляющими.

Данный метод позволяет решать несколько задач: автоматически выделять объекты определённого цвета, в том числе и фонового шума (рис. 2), выделять границы объектов (на границах всегда есть переход, поэтому есть промежуточный цвет, упрощать процедуру фильтрации белых шумов [5, 6], удалять риски, полученные в результате шлифования или полирования.



а – зёрнистая структура; б – полосчатая структура;
в – смешанная структура; г – неметаллические включения.

Рисунок 2 - Типовые изображения структур сталей и сплавов до и после мультирадиации

Существенным фактором объективности обработки является используемый метод измерения (методы секущих или площадей). Метод площадей рекомендуется использовать в случае явной исходной обособленности измеряемых объектов.

Получаемые результаты измерения геометрии имеют асимметричное распределение [3], поэтому их сопоставление проводили с использованием непараметрического критерия Колмогорова – Смирнова (так же, как и сравнение изображений).

Главным результатом работы является получение автоматизированного алгоритма обработки изображений структур, в котором минимизировано участие исследователя.

Список использованной литературы:

1. Компьютерное зрение [Электронный ресурс] / Л. Шапиро, Дж. Стокман; пер. с англ. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2013. – 752 с.
2. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. – 2013, № 4. – с. 143-153.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. Использование компьютеризированных процедур для оценки неоднородности структур твердых сплавов// Металлург, 2016, №12, с.77.
4. Ping-Sung Liao and Tse-Sheng Chen and Pau-Choo Chung A Fast Algorithm for Multilevel Thresholding – 2001, J. Inf. Sci. Eng., №17, pp. 713-727.
5. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Пережогин В.Ю. Неоднородность структур и разрушение твёрдых сплавов на основе железа и их измерение // Электрометаллургия. 2017. – №6. – с. 32.
6. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Ахмедова Т.Ш., Пережогин В.Ю. Информативность морфологии структур твёрдых сплавов для прогноза качества наплавов // Москва: Цветные металлы, 2017 – №12 – с. 78-83.

МЕХАНИЗМ АНОМАЛЬНОЙ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.
ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия,
mishetyan@bk.ru

На территории России действует развитая сеть газо- и нефтепроводов, снабжающих углеводородами различные регионы страны. Для обеспечения надежности и безопасности эксплуатации такой сложной конструкции, как магистральный трубопровод, к сталям для труб предъявляется целый комплекс требований, регламентирующих уровень стандартных механических характеристик, ударной вязкости, хладостойкости, трещиностойкости, способности к деформационному упрочнению, свариваемости, коррозионной стойкости и др.. Поскольку трубопроводы прокладываются в том числе в регионах с различными природными условиями (суровые климатические температуры, подвижные грунты и т.д.), требуется применение материала для труб с определенным структурным состоянием, с помощью которого можно достичь необходимое сочетание свойств.

При производстве листового проката для труб используются высокопрочные низколегированные стали, удовлетворяющие всему комплексу предъявляемых требований. Однако в условиях длительной работы возможно проявление деградации свойств металла труб и связанное с ней снижение надежности трубопровода, что в дальнейшем может негативно сказаться на безопасности его эксплуатации вплоть до возникновения угрозы разрушения трубопровода [1].

Одним из многочисленных факторов проявления деградации металла труб является возникновение локальных микронапряжений, протекание в металле деформационного старения, следствиями которых являются эффекты упрочнения и охрупчивания.

В сталях, подвергавшихся воздействию пластической деформации и последующей выдержке в течение определенного времени или нагреву, возможно самопроизвольное протекание процесса деформационного старения, приводящего к необратимому изменению свойств [2–7].

В данной работе изучен характер изменения комплекса свойств листового проката из низкоуглеродистой низколегированной трубной стали класса прочности K65 (X80), произведенного по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, после обработки, имитирующей деформационное старение.

Исследуемая сталь принадлежит системе легирования C-Mn-Si. В качестве микролегирующих карбонитридообразующих элементов присутствуют Nb в количестве 0,061 % и Ti \approx 0,02 %. При производстве стали использована современная технология выплавки, предусматривающая раскисление алюминием (содержание Al составляет 0,04 %). Дополнительно металл содержит Ni (0,37 %), Cu (0,22 %) и Mo (0,26 %) (таблица 1).

Таблица 1 - Химический состав исследуемой трубной стали

Класс прочности	Массовая доля элементов, %				
	C	Si	Mn	Микролегирование	Другие элементы
K65	0,06	0,22	1,75	Nb-Ti	Cu-Ni-Mo

В результате исследования механических свойств исследуемого материала в состоянии поставки и после деформационного старения отмечается резкий рост предела текучести (на 13,6 %), увеличивается значение параметра $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ (на 11,6 %), падает пластичность металла (на 24 %). Предел прочности при этом меняется незначительно (увеличивается на 1,4 %).

Уровень ударной вязкости стали после деформационного старения снижается, при этом остается достаточно высоким. Наиболее ярко выраженный эффект деформационного старения, явившийся причиной такого снижения, наблюдается в области низких температур, где разница между значениями ударной вязкости в исходном и состаренном состояниях при температуре испытаний -100°C составляет 75 %. Падение значений работы зарождения трещины в наибольшей степени наблюдается при температурах ниже -80°C , и при температуре -100°C значение этого параметра стремится к нулю.

При исследовании трещиностойкости стали по результатам статических испытаний на изгиб выявлено, что результате деформационного старения наблюдается прирост предела общей текучести, отмечено снижение прочности и пластичности как при испытаниях образцов с надрезом, так и с заранее нанесенной трещиной.

Также зафиксировано уменьшение общей работы разрушения после деформационного старения. При этом уменьшение доли работы зарождения в результате деформационного старения составляет 50 %, а работы распространения - 25 %. Величина критического раскрытия трещины (СОД) также уменьшается в ходе деформационного старения на 66 %.

Под воздействием деформационного старения происходит снижение разрушающего напряжения при одновременном увеличении предела текучести, что уменьшает способность к деформированию. Таким образом, возрастает отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ (стремится к 1), т.е. сокращается стадия деформационного упрочнения металла, что фактически приводит к снижению надежности материала.

В процессе деформационного старения происходит увеличение релаксационного эффекта, свидетельствующее о повышенном уровне локальных напряжений, возникающих при нагружении и деформации вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения, концентрация которых возрастает в процессе предварительной деформации, о чем свидетельствует рост пика Снука при измерении внутреннего трения.

Комплексное исследование структурного состояния различными методами позволяет сформулировать особенности механизма деформационного старения, характерные для стали со структурой типа низкоуглеродистый бейнит (бейнитный феррит).

В листовом прокате в состоянии поставки методом рентгеновской дифрактометрии выявлен аустенит в количестве 6%, количество которого при увеличении степени деформации уменьшается, и при деформации 3 % происходит его полное исчезновение.

При исследовании структуры методами просвечивающей электронной микроскопии и оптической микроскопии с помощью специального травления обнаружено, что в результате деформационного старения в стали К65 островки фазы М/А (мартенсит/аустенит), отчетливо наблюдаемые в исходном состоянии, исчезают.

Как известно, вкрапления островков М/А фазы в структуре стали определенного размера и в небольших количествах (2-5 %) способствуют сохранению деформационной способности за счет разницы в прочности мелкодисперсных участков М/А фазы и основной структуры и являются фактором упрочнения матрицы.

Таким образом, опираясь на данные рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов, можно заключить, что в ходе деформации стали К65 реализуется процесс превращения остаточного аустенита в мартенсит деформации (локальный TRIP-эффект). С увеличением степени деформации происходит

превращение оставшихся участков остаточного аустенита, в том числе содержащегося в островках М/А- фазы, до полного его исчезновения при степени деформации 3 %.

Дальнейший нагрев при температуре 200°С приводит к распаду мартенситной составляющей с выделением карбидов, что снижает сопротивление металла пластической деформации.

Полное исчезновение участков остаточного аустенита в структуре исследованной бейнитной стали, наблюдаемое при степени деформации 3%, приводит к снижению сопротивления пластической деформации с одновременным снижением прочности материала за счет исчезновения М/А фазы.

Изменение свойств в процессе деформационного старения бейнитной стали является следствием двух процессов, одновременно протекающих в структуре на различных масштабных уровнях и имеющих противоположное влияние на сопротивление деформации. Повышение предела текучести в результате упрочнения происходит вследствие закрепления дислокаций атомами внедрения; разупрочнение вызвано исчезновением островков М/А - фазы, упрочняющей металл в исходном состоянии, в результате TRIP - эффекта при предварительной деформации и распада мартенсита при последующем нагреве [8].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. – М., Metallurgizdat, 2003.- 520 с;
2. Филиппов Г.А., Морозов Ю.Д., Шлямнев А.П., Эфрон Л.И. Конструкционные материалы будущего // Сталь. 2004. № 8. С. 69–78;
3. Филиппов Г.А., Ливанова О.В. Взаимодействие дефектов структуры и деградация свойств конструкционных материалов // Материаловедение. 2002. № 10. С. 17–21;
4. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // ФХММ. 1981. № 2. С. 96–101;
5. Чувильдеев В.Н. //Влияние старения на эксплуатационные свойства сталей магистральных газопроводов. // – Сборник трудов научно-практического семинара «Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов» / Под общ. ред. Будзуляка Б.В., Седых А.Д.; Науч. Ред. Чувильдеев В.Н.. - Нижний Новгород: Университетская книга, 2006. – с.18-58.;
6. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М., Metallurgiya, 1972.- 320 с;
7. Yoo J.Y., Chon S.H., Seo D.H. Microstructure and mechanical properties of X80 linepipe steel with high strain aging resistance // Pipeline technology conference, Ostend, 12-14 Oct. 2009. Paper no: Ostend2009-020.
8. Шабалов И.П., Мишетьян А.Р., Филиппов Г.А. Хладостойкость и склонность к деформационному старению сталей для газопроводных труб в зависимости от структурного состояния // – Перспективные материалы и технологии / Под редакцией В.В.Клубовича. В 2 т. / Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2017. -Т.1. – с. 430.

МЕХАНИЗМ ПРОЯВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУЕЙ

Румянцев Б.В.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия.
brum@mail.ioffe.ru

Известно, что внедрение кумулятивной струи (КС) в хрупкие материалы (керамики, стекла, горные породы) осложняется взаимодействием с каверной [1, 2]. Вместе с плотностью прочность хрупких материалов (ХМ) влияет на сопротивление внедрению, диаметр каверны и окончание проникания. Однако, основным фактором, определяющим поглощение КС в ХМ, является схлопывание откольных масс каверны за область внедрения. Квазистационарное проникание КС нарушается [1]. Следствием является значительное снижение глубины пробития. Экспериментальная траектория внедрения КС в ХМ состоит из начального гидродинамического внедрения, «приостановки» и возобновления внедрения возмущенной КС. Т.о. на траектории внедрения с некоторой задержкой отражается инициирование радиальной реакции ХМ на высокоскоростное внедрение. Время задержки характеризует скорость схлопывания каверны и степень повреждения КС. В [2] определение времени задержки предлагается для характеристики противокумулятивной стойкости ХМ. В тоже время, ясно, что время задержки определяет начальную фазу процесса внедрения и не может прогнозировать конечный результат пробития. Кинетика внедрения после гидродинамического участка отражает дестабилизированное состояние КС [1].

Для выявления факторов, определяющих струегасящую способность хрупких материалов, необходим общий, достаточно простой подход для систематизирования экспериментальных результатов по различным ХМ и кумулятивным зарядам.

В работе [1] для оценки поглощения КС в ХМ была предложена зависимость, основанная на экспериментальном определении отклонения от ГДД – приближения внедрения в базовый материал (сталь).

Из сравнения расхода одинаковой КС по стали и комбинированной преграде из керамики и стали можно получить оценку эффективности действия хрупкого материала по замещению тыльного слоя стали:

$$L_{st} / (L_0 - L_f) = 1 - K_{ef} * (\rho_{bm} / \rho_{st})^{0.5} * L_{bm} / (L_0 - L_f) \quad (1)$$

где: ρ_{bm} и ρ_{st} - плотности хрупкого материала и стали, соответственно; K_{ef} - коэффициент отличия расхода струи от гидродинамического соотношения плотностей; $L_0, L_e = L_f + L_{bm} + L_{st}$ - глубины пробития однородной стальной преграды и составной преграды со слоем хрупкого материала L_{bm} ; L_f - толщина лицевого слоя стали, в случае его применения.

В данной работе результаты по исследованию поглощения КС в ряде ХМ (Таблица) обобщены по уравнению 1 и предложена единая характеристика для оценки эффективности ХМ.

В дополнение к результатам [1], исследована струегасящая способность карбида бора в комбинации со сталью, взятой в виде базового материала, при действии кумулятивного заряда (КЗ) с медной воронкой с углом при вершине 60° , с размером по основанию воронки $d = 20$ мм и массой ВВ 40 г. Условия действия кумулятивного заряда – статическое расположение по нормали к преграде, через фокусное расстояние $F = 60$ мм. При детонации заряда формируется медная струя с градиентом скорости от 6.5 до 1.5 км/с, которая внедряется в стальную преграду средней твердости на глубину 104 мм (КЗ без линзы) и на глубину 118 мм (КЗ с линзой).

Комбинированная преграда состояла из слоев керамики и тыльного слоя стали, фиксирующего конечную глубину пробития.

Таблица - Свойства исследованных промышленных ХМ

Наименование, размер пластин материала в мм	Плотность $\text{kg/m}^3 \cdot 10^{-3}$	Скорость упругих		Предел прочности GPa		K_{ef} замещения стали
		Cl	Ct	к изгибу	на сжатие	
Карбид бора (Вириал) 90x90x7.5, 100x100x18	2.52	14	8.8	0.42 – 0.44	2.0	3.6
Карбид кремния (Вириал) 100x100x15	3.05	11.5	7.0	0.28	-	3.1
Карбид кремния КМ-2 80x80x20	2.98	11.1	6.8	0.15	1.2	2.4
Корунд АЛ1 100x100x12	3.88	10.3	5.6	0.19	2.4	2.7
Ситалл СТЛ-10 80x80x30	2.45	6.3	3.7	0.3	1.3	3.4
Стекло PG 80x80x10	2.5	5.9	3.6	0.15	0.75	2.4

На вставке рис. 1 приведены глубины пробития комбинированной преграды хрупкий материал - сталь при различной толщине слоя карбида бора или стекла. Видно, что применение хрупких материалов позволяет поглотить КС при меньшей толщине комбинированной преграды, чем сплошная сталь, а карбид бора, естественно, лучше стекла. Причем наибольшее снижение толщины комбинированной преграды наблюдается при определенном слое хрупкого материала. Аналогичный качественный результат воспроизводится и для других ХМ [1].

Из уравнения следует, что толщина остаточного слой стали линейно зависит от толщины слоя хрупкого материала (рис. 1). Видно, что до определенной толщины хрупкого материала экспериментальные результаты можно описать уравнением с коэффициентом эффективности $K_{\text{ef}} > 1$ (см. таблицу).

По результатам определения K_{ef} струегашения различных хрупких материалов построена зависимость от предела прочности на изгиб σ_{sbs} (statistical bending strength), (рис. 2), которая наиболее адекватно описывает экспериментальные результаты. Предел прочности на изгиб является основной характеристикой ХМ наряду с прочностью на сжатие и твердостью. Схема нагружения при определении прочности к изгибу в какой-то степени аналогична условиям деформирования материала в зоне внедрения, что предопределило выбор характеристики для сравнения.

Высокие прочностные характеристики карбида бора проявляются в наибольшем коэффициенте струегашения по сравнению со стеклом, карбидом кремния и корундом. Высокие показатели ситалла, также отмеченные в [1,2], требуют дополнительного анализа.

Эффективное струегашение нарушается при больших толщинах хрупкого материала, вследствие влияния боковой волны разгрузки. При увеличении толщины хрупкого материала, замещение начинает идти в соответствии с гидродинамическим соотношением плотностей (пунктирные линии параллельны штрихпунктирной линии, построенной при $K_{\text{ef}} = 1$) и общий габарит преграды начинает увеличиваться. Это связано с тем, что с определенного момента боковая волна разгрузки

распространяется по хрупкому материалу перед зоной внедрения. После опережения области внедрения кумулятивной струи волной разгрузки от боковой свободной поверхности ХМ начинается процесс разрушения материала, нагруженного в волне сжатия, распространяющейся с начала внедрения. Материал теряет прочность, последующее внедрение дестабилизированной КС соответствует гидродинамическому поглощению. При достаточных поперечных размерах **B** изделий из ХМ реализуется полное струегашение в минимальной толщине и массе преграды (вставка на рис. 2). Высокопрочные керамики с высокой скоростью звука обеспечивают полное струегашение при $B/L_o \sim 2$, литые ХМ - стекло и ситалл при $B/L_o \sim 1$.

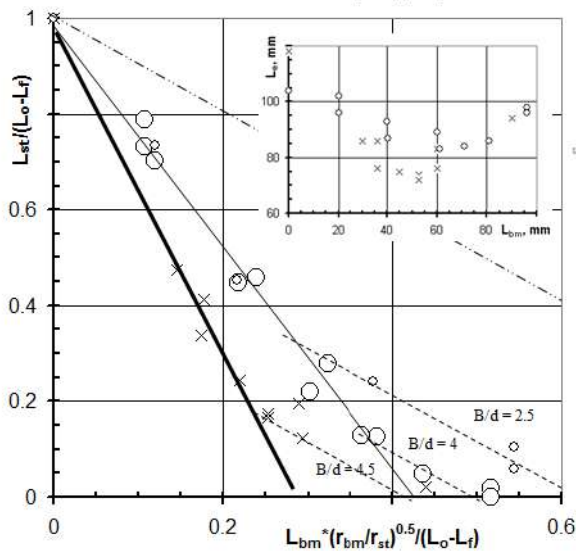


Рисунок 1 - Остаточное пробитие стального тыла в зависимости от толщины слоя хрупкого материала с поперечным размером **B** в приведенных координатах : (o) – для стекла (размер точки отражает размер B); (x) – для карбида бора. Сплошные линии – участки эффективного поглощения КС (тонкая в стекле, толстая – в карбиде бора). Пунктирные линии – поглощение в области разгрузки, штрихпунктирная линия – гидродинамический эквивалент замещения стали хрупким материалом. Вставка - изменение глубины пробития комбинированной преграды в зависимости от толщины хрупкого материала.

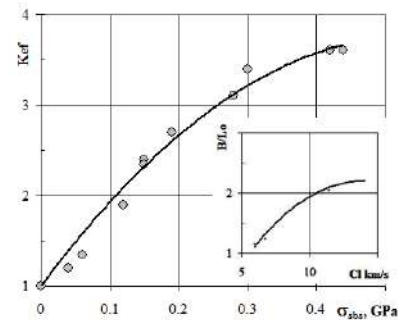


Рисунок 2- Зависимость коэффициента эффективности струегашения хрупких материалов от предела прочности на изгиб (по данным таблицы). На вставке приведена зависимость поперечного размера пластины хрупкого материала, обеспечивающего полное струегашение, от скорости звука ХМ.

Т.о. появилась возможность оценки максимальных возможностей защиты из высокопрочных хрупких материалов при действии геометрически подобных кумулятивных зарядов с уровнем пробития по стали **L_o**. Вместо стали, в качестве базового материала защиты может быть взят, например, стеклотекстолит с соответствующим уровнем пробития.

Литература

1. Б.В. Румянцев. ФТТ, 2011, Т. 53, В. 10. С. 2018-2022.
2. Частные вопросы конечной баллистики / В.А. Григорян, А.Н. Белобородько, Н.С. Дорохов и др.; Под ред. В.А. В.А. Григоряна. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. С. 592.

ЭФФЕКТ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 03Н18К3М3Т ПРИ ЗАМЕДЛЕННОМ РАЗРУШЕНИИ

Березовская В.В.¹, Маслова О.В.¹, Овчинников В.В.²

¹ Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия
olenka1709@gmail.com

² Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

Мартенситностареющие стали (МСС), обладая комплексом высоких физико-механических свойств, после низкотемпературного старения подвержены замедленному разрушению, усиливающемуся в присутствии влаги, водных растворов кислот и солей, водорода. В Ni-Ti-МСС, подверженной ЗР с высокой скоростью роста трещины после тепловой выдержки при 400°C, выявлено наличие упорядоченной фазы Fe₃(Ni,Ti), в результате образования которой наблюдается повышение твердости, скорости коррозии и ЗР, а также снижение упругих характеристик ($\sigma_{0,001}$; $\sigma_{0,002}$; $\sigma_{0,005}$; E). В Ni-Cr-Cu-Ti-МСС наблюдаются аналогичные изменения свойств и механизм ранних стадий распада с предшествующим ему процессом выделения меди (ϵ -фазы) на дефектах кристаллического строения мартенсита. В Ni-Cr-Ti-МСС процесс старения мартенсита на ранних стадиях сопровождается распадом остаточного аустенита с последующим $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением при охлаждении и при ЗР и резким повышением скорости роста трещины [1]. Этот режим старения опасен и требует особого внимания при производстве крупногабаритных изделий, подвергающихся самоотпуску после закалки, а также в сварных конструкциях.

Из существующих в настоящее время методов физического воздействия на поверхность металлов наиболее перспективным можно считать облучение поверхности деталей ионами различных элементов. При этом удается достичь высокой прочности поверхностного или подповерхностного слоя, понизить химическую активность поверхности, изменить количество и морфологию дефектов кристаллической структуры и т.д. [2]. Использование ионного облучения для разработки методов повышения эксплуатационной надежности высоконагруженных изделий современной техники, работающих в условиях сложного нагружения, в которых проявляются эффекты замедленного разрушения и коррозионного растрескивания под напряжением, представляет не только научный, но и практический интерес. Изучение возможного влияния ионного облучения на свойства мартенситностареющих сталей было проведено в работах [3].

Цель данной работы состояла в изучении влияния имплантации ионов Ag⁺ в поверхность МСС 03М18К3М3Т на сопротивление замедленному разрушению. Химический состав стали приведен в табл.1.

Таблица 1 - Химический состав стали

Содержание легирующих элементов, масс. %									
C	Si	Mn	S	P	Ni	Co	Mo	Ti	Al
0,015	0,04	0,03	0,006	0,007	18,13	3,05	3,41	1,10	0,11

Для исследования выбраны структурные состояния стали после следующих режимов термообработки:

- (1) закалка от 820 °C в воде с последующим старением при 400 °C в течение 3 часов;
- (2) закалка от 820 °C, облучение ионами Ag⁺ и старение при 400 °C (3 ч);
- (3) закалка от 820 °C, старение при 400 °C (3 ч) и облучение ионами Ag⁺.

Имплантация ионов проводилась по методике, разработанной в Институте электрофизики УрО РАН на установке для ионно-лучевой имплантации ПУЛЬСАР, оснащенной ионным источником на основе тлеющего разряда с холодным полым катодом. Предварительные испытания позволили выбрать оптимальный режим облучения, включающий энергию ионов $E = 40$ кэВ, плотность ионного тока $j = 200$ мкА/см² и дозу облучения $D = 1 \cdot 10^{17}$ см⁻², как наиболее эффективный с точки зрения упрочнения поверхности. Твердость контролировали на приборе ПМТ-3. Испытания ЗР стали 03М18К3М3Т проводили методом Брауна в дистиллированной воде комнатной температуры по схеме чистого изгиба под действием статической нагрузки.

После испытаний микроструктуру стали исследовали с помощью оптического микроскопа OLYMPUS с использованием видеокамеры GX51 SIMAGIS 2M при поддержке программы Siams Photolab. Анализ характера разрушения стали проводили на растровом электронном микроскопе TESCAN с использованием вакуумной камеры VEGA II XMU, позволяющей создавать разряжение до 10^{-3} Па. За базу испытаний было выбрано время 100 часов [4].

Результаты испытаний механических свойств и параметров замедленного разрушения МСС 03М18К3М3Т приведены в табл. 2. Наиболее эффективно упрочняется поверхность стали при третьем режиме обработки, где последней стадией является облучение. Такая схема обработки позволила повысить сопротивление ЗР по параметру относительного снижения прочности более чем на 20% по сравнению с обработкой без облучения поверхности. Из таблицы видно, что эффекта облучения при испытаниях ударной вязкости не наблюдалось, что связано с кратковременностью воздействия нагрузки в отличие от испытаний ЗР.

Таблица 2 - Механические свойства и параметры ЗР стали

Режим обр-ки	Режим обработки	H _μ 100, кг/мм ²	σ _к	σ _п	Δσ/σ _к , %	KCV, МДж/м ²
			МПа			
1	820 + 400 °С, 3 ч	220	1320	120	91	0,56
2	820 + Ar ⁺ + 400 °С, 3 ч	250	1570	350	78	0,56
3	820 + 400 °С, 3 ч + Ar ⁺	270	1900	570	70	0,58

В поперечном шлифе образца после режима обработки 2 в зоне стабильного роста трещины (СРТ) наблюдается ветвление вторичной трещины и межзеренный характер разрушения (Рис. 1а). На рис. 1б показана микроструктура после режима обработки 3: ветвление вторичной трещины выражено значительно слабее (Рис. 2б).

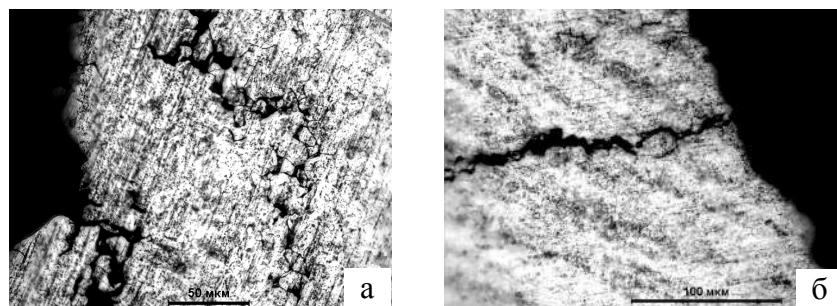


Рисунок 1 - Микроструктура стали 03М18К3М3Т в зоне ЗР: а – режим обработки 2, ветвление вторичной трещины; б – режим обработки 3, вторичная трещина без заметного ветвления

Фрактографические исследования трех образцов, обработанных по разным режимам, показали, что, как и без облучения, замедленное разрушение стали после

обработки по режиму 2 носит межзеренный характер (рис. 3а, б). После обработки по режиму 3 разрушение носило характер квазискола, преимущественно по поверхностям раздела мартенситных кристаллов (рис. 3в), что свидетельствует о его более высокой энергоёмкости разрушения по сравнению с двумя другими образцами.

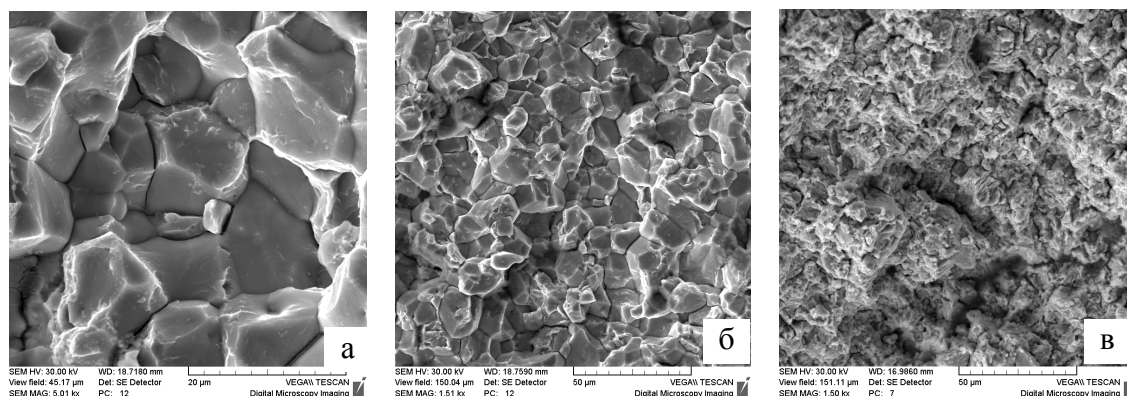


Рисунок 2 - Фрактограммы ЗР стали 03Н18К3М3Т после: а – обработки по режиму 1; б – по режиму 2; в – по режиму 3

Выводы

1. Использование режима облучения ионами аргона, включающего энергию ионов $E=40$ кэВ, плотность ионного тока $j=200$ мкА/см² и дозу облучения $D = 1 \cdot 10^{17}$ см⁻² эффективно для упрочнения поверхности мартенситностарееющей стали 03Н18К3М3Т до $H_{ц100}=270$ кг/мм² по сравнению с 220 кг/мм² без облучения.
2. Облучение стали по указанному режиму приводит к ЗР стали без ветвления вторичной трещины, как признака релаксации напряжений при ее распространении.
3. Для повышения сопротивления стали замедленному разрушению на 20% с переходом на более энергоёмкое разрушение квазисколом вместо межзеренного эффективным является режим обработки стали: 820 °С + 400 °С, 3 ч + облучение Ar⁺.

Список литературы

1. Березовская В.В. Структура и замедленное разрушение мартенситно-старееющих сталей. Механизм старения и разрушения. Способы предотвращения. – Deutschland, Saarbrücken: Palmarium Academic Publishing, 2013. 222 с.
2. Овчинников В. В., Гущина Н. В., Чемеринская Л. С., Белых Т. А. модификация алюминиевых сплавов системы Al-Li ионами Ar⁺ средних энергий. В кн.: Труды V Междунар. науч. конф. «Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах». Томск, август 2006. Томск: ТГУ. С. 257-260.
3. Овчинников В.В., Березовская В.В., Гущина Н.В., Белых Т.А., Токмаков А.О. Эффекты модифицирования поверхности мартенситностраеющей стали ионами Ar⁺ при замедленном разрушении. В кн. «Прочность неоднородных структур». Сб. тезисов докладов IV Евразийской научно-практической конф. ПРОСТ 2008. 8-10 апреля 2008 г. Москва. Москва, МИСиС, 2008. С.97.
4. Березовская В.В., Звигинцев Н.В., Круглов А.А. Замедленное разрушение Fe–Ni–Mo–Ti-мартенситностарееющих сталей в коррозионной среде. //ФММ, 1992, №5, с.88-94.

**ПРОЧНОСТЬ, ВЯЗКОСТЬ И СВАРИВАЕМОСТЬ
СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ**

Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н.
ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru

Развитие современных низколегированных сталей для труб и сварных конструкций направлено на повышение прочности, вязкости и хладостойкости. Это достигается измельчением структуры, дисперсионным упрочнением и повышением степени чистоты стали по вредным примесям и неметаллическим включениям.

В частности, повышение прочности современных трубных сталей обеспечивается специальной технологией контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением с получением структуры игольчатого (бейнитного) феррита или смеси феррита с низкоуглеродистым бейнитом.

Одним из перспективных направлений повышения прочности сталей для сварных конструкций является создание сверхнизкоуглеродистых мартенситных сталей (СНМС). Такие стали закаляются при охлаждении на воздухе, что не требует ускоренного охлаждения после прокатки, и обладают высоким запасом прочности и вязкости. Однако для применения СНМС для изготовления сварных конструкций необходима оценка их свариваемости.

В настоящей работе исследовали свариваемость СНМ стали типа 05X2Г2Ф на двух плавках №1 и №3 с различным содержанием углерода (0,055 и 0,042% соответственно) после контролируемой прокатки (КП) и отпуска при 650°C с механическими свойствами, представленными в таблице 1.

Таблица 1 - Механические свойства СНМС

№ плавки	Вид обработки	σ_B	$\sigma_{пц}$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	$\sigma_{0,2} / \sigma_B$
		Н/мм ²			%		
1	КП+отп. 650°C	893	834	845	11,6	41	0,95
3	КП+отп. 650°C	941	832	866	15	61	0,92

Ударная вязкость KCV исследованных плавков при минус 20°C составляла 71,0 Дж/см² (пл.№1) и 102,0 Дж/см² (пл.№3).

Изучение свариваемости проводили на основе моделирования термических циклов, а вместе с ними и физических процессов, протекающих при сварке в околошовной зоне (ОШЗ). Свариваемость оценивали на основании установления характера влияния скорости охлаждения (тепловложения при сварке) на структуру и свойства металла ОШЗ.

Для определения свариваемости был проведен комплексный анализ кинетики фазовых превращений аустенита в условиях различных термических циклов сварки, связанных с ними изменений микроструктуры и механических свойств металла околошовной зоны и склонности стали к образованию холодных трещин.

Анализ кинетики фазовых превращений металла околошовной зоны СНМС плавков №1 и №3 показал, что основным видом превращения является мартенситное. Мартенсит присутствует в структуре металла околошовной зоны обеих плавков во всем исследованном диапазоне скоростей охлаждения от 0,5 °C/с и выше, что свидетельствует о высокой структурной стабильности стали (рис. 1).

Для плавки №1 температура начала мартенситного превращения 465 °C, температура конца превращения 340 – 360 °C, а для плавки № 3 температура начала мартенситного превращения составляет 480 °C и температура конца превращения 320

– 390 °С. Повышение температуры начала превращения в сравнении с плавкой №1 является следствием снижения содержания углерода.

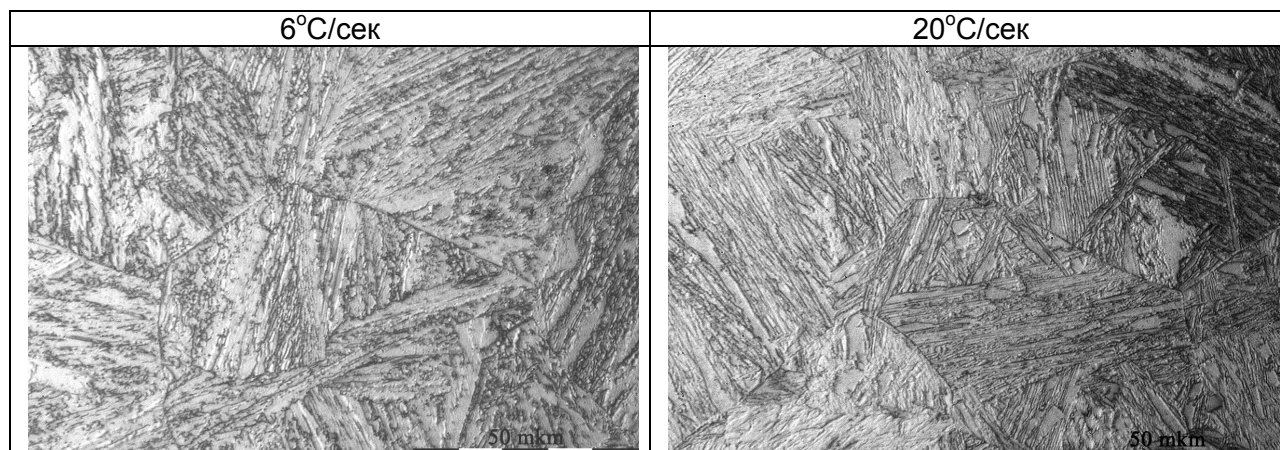


Рисунок 1 - Микроструктура околошовной зоны металла нагретого до температуры 1300 °С СНМС плавки №1, охлажденной с разными скоростями, х500

Изучение распределения твердости в околошовной зоне в зависимости от скорости охлаждения (рис. 2) и структуры, показало, что твердость обеих плавок изменяется незначительно от 315 до 373 HV и от 281 до 354, соответственно, во всем исследованном интервале скоростей охлаждения (от 0,5 до 300 °С/с).

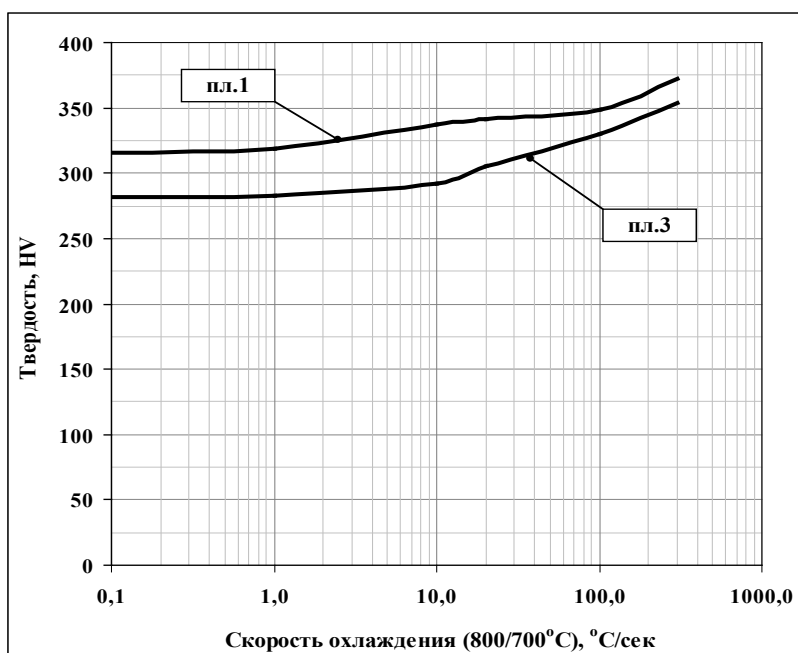


Рисунок 2- Влияние скорости охлаждения на твердость металла околошовной зоны нагретого до температуры 1300 °С СНМС плавки №1 и №3.

Изучение влияния скорости охлаждения после сварки на изменение ударной вязкости металла ОШЗ лабораторной плавки №1 (рис. 3) проводили на образцах с имитированной структурой с острым надрезом при температуре испытания -20 °С, в соответствии с требованиями к основному металлу. Максимальный уровень ударной вязкости 35 Дж/см² соответствует скорости охлаждения 10-20 °С/с.

Исследование ударной вязкости металла ОШЗ лабораторной плавки №3 (рис. 3) проводили при температурах испытания (+20, 0, -20 °С). Максимальный уровень ударной вязкости при -20 °С составил - 45 Дж/см², характер изменения ударной

вязкости в зависимости от скорости охлаждения аналогичен плавке №1. Повышение температуры испытания приводит к увеличению показателя ударной вязкости при скорости охлаждения менее 6 °С/с.

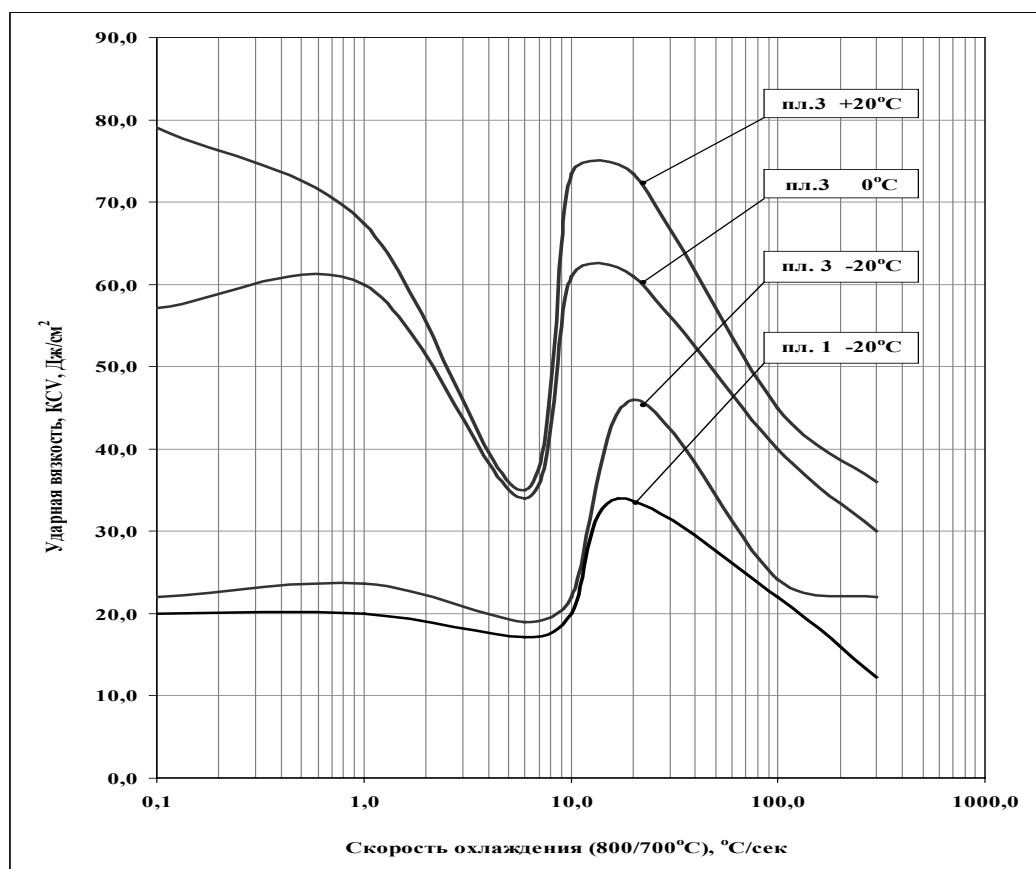


Рисунок 3 - Изменение ударной вязкости металла околошовной зоны СММС №1 и №3 в зависимости от скорости охлаждения при различных температурах испытания

Таким образом, результаты исследования показывают, что обе плавки обладают высокой структурной стабильностью: изменения твердости металла ОШЗ в широком диапазоне скоростей охлаждения незначительные. Принимая во внимание, что критерием образования холодных трещин является твердость, превышающая 350 НV, исследуемая сталь плавки №3, не склонна к образованию холодных трещин в интервале скоростей охлаждения 0,1-300 °С/с. В сварных соединениях стали плавки №1 гарантируется отсутствие холодных трещин при скорости охлаждения менее 100 °С/с.

Интервал скоростей охлаждения соответствующий максимальному уровню ударной вязкости одинаковый для обеих плавки и соответствует способам сварки обеспечивающим скорость охлаждения в интервале 700-800 °С 10-30 °С/с (ручная дуговая, автоматическая под флюсом на малых погонных энергиях, в среде защитных газов с повышенной погонной энергией).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКАНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ФРАКТОГРАФИИ

В.А. Данилов¹, Е.Д. Мерсон¹, Д. Л. Мерсон¹, А. Ю. Виноградов²

*1 - НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет,
г. Тольятти, Россия*

*2 - Норвежский технологический университет, г. Тронхейм, Норвегия
MersonED@gmail.com*

1. Введение

Поверхность разрушения несет важную информацию о свойствах материала и, фактически, представляет собой карту наиболее слабых элементов его микроструктуры, которую в дальнейшем можно использовать при разработке способов повышения его прочности. Объективный анализ строения изломов и интерпретация полученных данных зачастую представляется весьма сложной задачей, в том числе, из-за ограничений, присущих, применяемым во фрактографии, методам. В частности, сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) является наиболее распространенным методом для исследования поверхностей разрушения. Изображения, полученные при помощи СЭМ, а также большинства других видов микроскопии, представляют собой проекцию поверхности на плоскость. Анализ таких снимков, в большинстве случаев, носит лишь качественный, описательный характер, поэтому качество результатов фрактографического исследования такого рода сильно зависит от навыков и опыта исследователя. В то же время, поверхность разрушения является 3-х мерным объектом и для корректного и полного количественного ее описания необходима точная информация о 3-х пространственных координатах каждой ее точки. Одним из наиболее перспективных инструментов, позволяющих получить такие сведения, является конфокальная лазерная сканирующая микроскопия (КЛСМ). В настоящей работе рассмотрены возможности данного метода для решения некоторых задач фрактографии, включая оценку вязкости излома и определения углов разориентировки между фасетками.

2. Методика исследования

Для испытаний на одноосное растяжение использовали плоские гладкие образцы низкоуглеродистой стали марки S235JR с размером рабочей части 15x4x2,5 мм, подвергнутые вакуумному отжигу при температурах 850 и 950 °С в течение 30 минут. Механические испытания образцов проводили при помощи универсальной испытательной машины N50KT (ф. Tinius Olsen) на воздухе при комнатной температуре и в жидком азоте с постоянной скоростью движения траверсы 5 мм/мин.

Фрактографическое и металлографическое исследование проводили при помощи СЭМ SIGMA (ф. Zeiss) и КЛСМ Lext OLS4000 (ф. Olympus). Также производили исследование микроструктуры методом анализа картин дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD) при помощи аппаратуры ф. EDAX/TSL, установленной в СЭМ.

Для количественного анализа изломов использовали массивы высот и интенсивностей размером 1024x1024 точки, полученные с помощью КЛСМ с участка поверхности разрушения площадью 128x128 мкм. Для каждого типа образцов было получено не менее 4-х таких массивов с разных участков одинаковой площади. При помощи стандартного программного обеспечения микроскопа были рассчитаны параметры поверхностной шероховатости: S_a – среднеарифметическое значение высоты поверхности и S_q – среднеквадратичное отклонение высоты поверхности, а

также значения характеристической площади поверхности R_s , рассчитываемой как истинная площадь поверхности приведенная к площади снимка.

При помощи специального ПО, разработанного совместно с коллективом НИТУ МИСиС, определяли углы разориентировки фасеток по следующей процедуре: 1) границы фасеток вручную определяли на 2D изображении, 2) программа находила точки выделенного участка в соответствующем массиве высот, 3) найденный участок поверхности аппроксимировался плоскостью, зная коэффициенты уравнения которой можно было найти любые интересующие углы.

3. Результаты

Результаты исследования показали, что при съемке одного и того же участка хрупкого излома фрактографические 2D снимки, полученные при помощи КЛСМ (рис. 1а), по качеству практически не уступают изображениям, полученным с помощью СЭМ. На полученных изображениях четко разрешаются границы фасеток и элементы их строения, например линии речного узора. В то же время качество 2D снимков вязких изломов в случае КЛСМ (рис. 1б) хуже, поскольку границы ямок плохо различимы. Однако при анализе профилей поверхности, как в случае хрупких (рис. 1в), так и в случае вязких изломов (рис. 1г), все характерные элементы, такие как ямки, фасетки линии речного узора хорошо идентифицируются.

В таблице 1 представлены результаты количественного анализа изломов, согласно которым величина параметров шероховатости S_a и S_q , а также характеристической площади поверхности R_s для хрупких изломов меньше, чем для вязких. Причем значения шероховатости также зависят от исходного размера зерна стали, тогда как параметр R_s не чувствителен к размеру зерна при одинаковом типе излома. Для хрупких изломов значения R_s в среднем в два раза меньше, чем для вязких.

Таблица 1 – Механические свойства и количественные характеристики изломов и микроструктуры образцов, отожженных и испытанных при температурах $T_{отж}$ и T .

$T_{отж},$ °C	$d_g,$ мкм	$\alpha_g,$ °	$T,$ °C	$\delta,$ %	$\sigma_b,$ МПа	R_s	$S_a,$ мкм	$S_q,$ мкм	$d_f,$ мкм	$\alpha_f,$ °
850	14±7	40±13	25	44	367	4.2±0.4	11.2±1.1	14.4±1.3	--	--
			-196	10	800	2.1±0.1	5.7±0.7	7.1±0.9	14±5	38±20
950	29±22	39±14	25	45	360	4.7±0.7	13.8±3.5	17.9±4.6	--	--
			-196	7	802	2.2±0.1	9.7±0.9	12.1±1.5	29±15	40±22

Средний размер фасеток скола d_f , определенный по фрактографическим КЛСМ снимкам, хорошо совпадает со средним размером зерна стали d_g , определенным в автоматическом режиме по EBSD картам микроструктуры. Распределения зерен и фасеток по диаметрам, также совпадают и имеют логнормальный вид.

Углы разориентировки между смежными фасетками на поверхности излома α_f и между смежными зернами в микроструктуре α_g также показали близкие средние значения. Однако распределения углов разориентировки имеют совершенно разный вид. Очевидно, это объясняется тем, что углы разориентировки фасеток могут варьироваться в широких пределах от 0 до 90°, поскольку в ОЦК железе фасетки скола, преимущественно образуются вдоль кристаллографических плоскостей {001} [1], в то время как угол разориентировки зерен ограничен значением 62,8° [2].

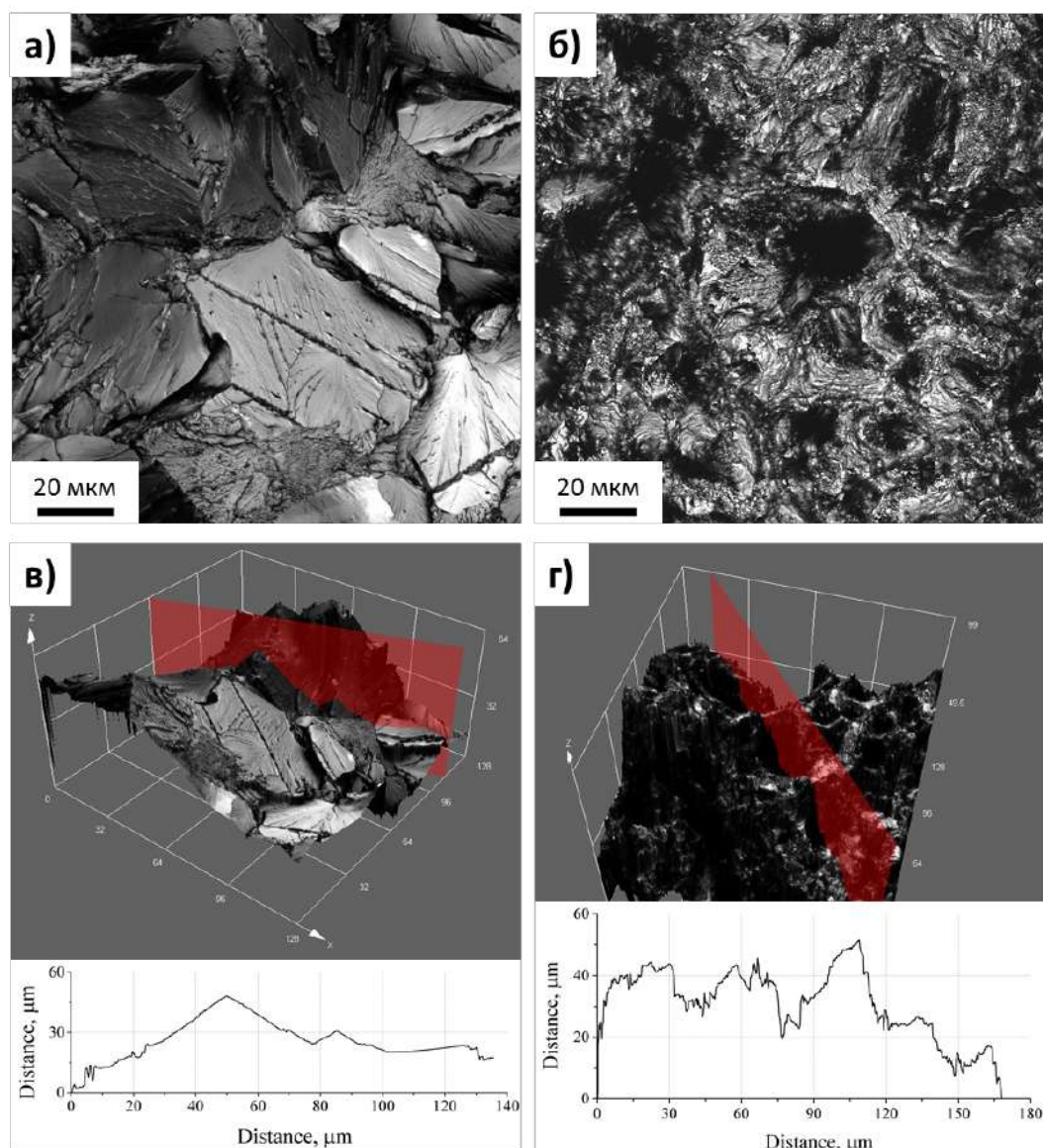


Рисунок 1 – 2D (а, б) и 3D (в, г) снимки хрупких (а, в) и вязких (б, г) изломов, полученные с помощью КЛСМ.

4. Заключение.

В работе показано, что КЛСМ обеспечивает получение точных топографических данных, позволяющих проводить количественное описание рельефа поверхности разрушения. В частности установлено, что в качестве параметра описывающего вязкость излома может быть использована характеристическая площадь поверхность R_s . Кроме того, КЛСМ может применяться для статистического анализа углов разориентировки фасеток. При этом качество фрактографических 2D изображений полученных с помощью КЛСМ в некоторых случаях не уступает СЭМ.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 18-32-00367)

Список использованных источников:

1. Штремель М.А. Разрушение Книга 2. М.: Изд. Дом МИСиС, 2015. 976 с.
2. Mackenzie J.K. Second Paper on the Statistics Associated with the Random Disorientation of Cubes // Biometrika. 1958. Vol. 45, № 1–2. С. 229–240.

ВЛИЯНИЕ ИОНОВ СЕРЕБРА НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИЛАКТИДА И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ**О.А. Лапуть^{1,2}, И.В. Васенина^{2,3}, А.О. Файт², И.А. Курзина²**¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия, г.Томск, пр. Ленина, 30, 634050*²*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия, г.Томск, пр. Ленина, 36, 634050*³*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, г. Томск, пр. Академический, 2/3, 634055
E-mail: olesyalaput@gmail.com*

Введение. Полимерные и композиционные материалы на основе лактида нашли мировое применение в медицине благодаря своей биосовместимости и способности разлагаться в живом организме без образования токсичных соединений. Обработка различных материалов ионными пучками является одним из важнейших направлений передовых современных промышленных технологий благодаря широкому диапазону режимов ведения процесса [1,2]. Изучение морфологии и биосовместимости полимерных материалов с точки зрения антибактериального эффекта и клеточной пролиферации является важным шагом для клинических испытаний. Целью настоящей работы является изучение влияния имплантации ионов серебра при экспозиционных дозах облучения $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² на физико-химические и биологические свойства полимерных и композиционных материалов.

Материалы и методы исследования. Получение образцов полилактида (ПЛ) и композиционных материалов на основе полилактида и гидроксиапатита (ПЛ/ГА) с соотношением 80/20 и 60/40, соответственно, было описано ранее в [3,4]. Имплантацию ионов серебра проводили на экспериментальном стенде, оснащенный источником ионов MEVVA-V.RU [5] до достижения экспозиционных доз облучения $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² при ускоряющем напряжении 20 кВ. Определение фазового качественного и количественного состава материалов осуществляли методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре Shimadzu XRD 6000. Структурные характеристики образцов изучали методом инфракрасной спектроскопии (ИК-спектроскопии) при помощи ИК-спектрометра Nicolet 5700. Краевой угол смачивания при контакте с водой, глицерином и этиленгликолем измеряли на приборе EasyDrop, Kruss методом лежащей капли. Морфологию поверхности образцов исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с помощью зондовой нанолаборатории NTEGRA Aura. Биосовместимость материалов изучали при помощи анализа особенностей развития клеточно-опосредованного иммунного ответа отдельных доноров *in vitro* по характеру поведения первичных моноцитарных макрофагов в исследуемых образцах в процессе культивирования CD14+ моноцитов крови.

Результаты и обсуждения. По ранее полученным данным РФА [6] в исходном образце ПЛ и после имплантации наблюдаются два отчетливых пика ($2\theta = 16,76^\circ$ и $19,26^\circ$), соответствующие кристаллографическим плоскостям с индексами $[2\ 0\ 0]$, $[2\ 0\ 1]$ и характерные для структуры *L*-изомера полилактида. На дифрактограммах композитов ПЛ/ГА 80/20 и 60/40 присутствуют дифракционные линии характерные как для ПЛ, так и для ГА ($2\theta = 16,58^\circ$, $19,34^\circ$, $32,04^\circ$), при этом появления новых рефлексов и смещения дифракционных линий не обнаружено, что свидетельствует о сохранении химического состава и кристаллографической идентичности исходных компонентов после ионной имплантации. После имплантации ионов серебра во всех образцах наблюдается уширение пиков (до 1,6 раз) и уменьшение их интенсивности (до 3,5 раз), свидетельствующее об уменьшении дисперсности кристаллитов.

По результатам ИК-спектроскопии установлено, что спектры образцов, имплантированных ионами серебра идентичны спектру исходного ПЛ, в них присутствуют только полосы поглощения, соответствующие колебаниям

функциональных групп ПЛ. Образование новых химических связей в условиях ионной имплантации не обнаружено. С увеличением дозы облучения интенсивность полосы $-C=O$ уменьшается, что может быть связано с дегидратацией и окислением молекул ПЛ. Протекание данной реакции в полимерной матрице возможно, как вследствие разогрева образцов в условиях ионного облучения, так и из-за присутствия избыточных электронов в результате разрыва полимерной цепи. После ионной имплантации снижается общая интенсивность линий на спектрах, при этом при внедрении ионов серебра в оба типа композитов происходит увеличение количества CN_3 , CN и $C-O-C$ групп примерно в 1,5 раза.

Имплантация ионов серебра оказывает влияние на характеристики смачиваемости поверхности материалов. Установлено, что при контакте с водой краевой угол смачивания увеличивается для образцов ПЛ с 67° до 77° , ПЛ/ГА 80/20 с 69° до 75° , ПЛ/ГА 60/40 с 59° до 67° , следовательно, материалы приобретают гидрофобные свойства, что, вероятно, связано с повышением шероховатости поверхности облученных образцов. При контакте с этиленгликолем и глицерином значения краевого угла облученных образцов меняются незначительно. Для всех исследуемых образцов полимерных и композиционных материалов общая поверхностная энергия образцов при имплантации ионами серебра уменьшается с увеличением дозы облучения (ПЛ – с 36 мН/м до 27 мН/м, ПЛ/ГА 80/20 – с 33 мН/м до 31 мН/м, ПЛ/ГА 60/40 – с 43 мН/м до 35 мН/м), этот процесс сопровождается ростом дисперсионной и уменьшением полярной компоненты.

Как уже было отмечено, ионная имплантация приводит к повышению шероховатости поверхности полимерных и композиционных образцов: для образцов ПЛ шероховатость увеличилась с 18,4 нм до 310 нм, для ПЛ/ГА 80/20 с 15,3 нм до 327 нм, для ПЛ/ГА 60/40 с 29,2 нм до 51,9 нм (по данным АСМ). Увеличение шероховатости способствует лучшему "прилипанию" клеток к поверхности [7].

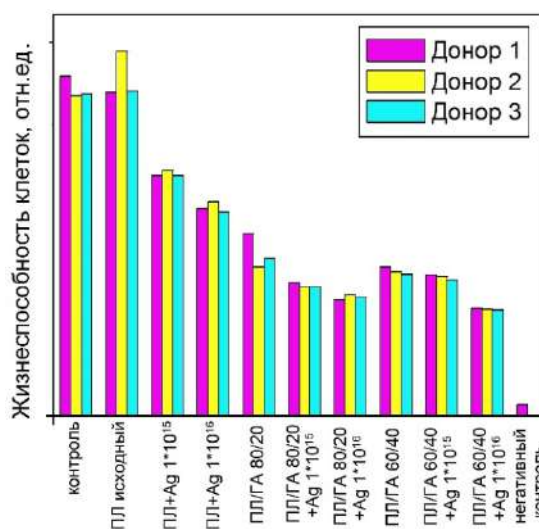


Рисунок 1 – Оценка жизнеспособности первичных моноцитарных макрофагов доноров в присутствии материалов.

Анализ особенностей развития клеточно-опосредованного иммунного ответа отдельных доноров *in vitro* по характеру поведения первичных моноцитарных макрофагов в исследуемых образцах в процессе культивирования CD14+ моноцитов (рис. 1) показал, что жизнеспособность клеток в образцах с чистым ПЛ сопоставима с контрольным образцом. Отмечается негативное влияние гидроксипатита (ГА) на жизнеспособность макрофагов - с ростом количества ГА она уменьшается. С

увеличением дозы облучения жизнеспособность макрофагов закономерно снижается во всех группах образцов, однако во всех образцах остается значительно выше негативного контроля, большая часть клеток сохраняет жизнеспособность.

Заключение. Таким образом, изучено влияние имплантации ионов серебра при экспозиционных дозах облучения $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² на физико-химические и биологические свойства полилактида и композиционных материалов на его основе. Показано, что на дифрактограммах исследуемых образцов после имплантации наблюдается уширение пиков и уменьшение их интенсивности, что свидетельствует об уменьшении размеров кристаллитов и аморфизации поверхности образцов, вследствие разрыва полимерных цепей. Результаты ИК-спектроскопии показали, что с увеличением дозы облучения интенсивность полосы $-C=O$ уменьшается, это может быть связано с дегидратацией и окислением молекул ПЛ. Установлено, что внедрение ионов серебра оказывает влияние на смачиваемость поверхности материалов, улучшаются гидрофобные свойства, этот процесс сопровождается уменьшением свободной поверхностной энергии. По данным АСМ после энергетического воздействия наблюдается значительное увеличение шероховатости, которое способствует лучшему "прилипанию" клеток к поверхности. Жизнеспособность клеток в образцах с чистым ПЛ сопоставима с контрольным образцом. Отмечается негативное влияние ГА на жизнеспособность макрофагов.

Благодарности. Работа выполнена при финансовой поддержке программы повышения конкурентоспособности ТГУ № 8.2.06.2017.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] D. V.Sviridov, Ion implantation in polymers: chemical aspects // Chemical Problems of The Development of New Materials and Technologies. – 2003, – Vol.1. P. 88-106.
- [2] V. N.Popok Ion implantation of polymers: formation of nanoparticulate materials // Rev. Adv. Mater. Sci. – 2012. – Vol. 30. P. 1-26.
- [3] I.V. Pukhova, K.P. Savkin, O.A. Laput, D.N. Lytkina, V.V. Botvin, A.V. Medovnik, I.A. Kurzina. Effects of ion- and electron-beam treatment on surface physicochemical properties of polylactic acid // Applied Surface Science. – 2017. – Vol. 422. – P. 856–862.
- [4] Ye.G. Shapovalova, D.N.Ly'tkina, I.A.Kurzina, Y.G.Kzhy'shkovska, and others. Preparation of Biocompatible Composites based on Poly-L-lactide/Hydroxyapatite and Investigation of their Anti-Inflammatory Activity //Key Engineering Materials. – 2016. – Vol. 683. P. 475-480.
- [5] A.G.Nikolaev, E.M.Oks, K.P.Savkin, G.Yu.Yushkov, I.G. Brown. Upgraded vacuum arc ion source for metal ion implantation // The Review of scientific instruments, V.83, Iss. 2, P. 02A501.
- [6] О. А.Лапуть, И. А. Курзина. Новые биосовместимые материалы из полилактида и композитов на его основе, модифицированные методом ионной имплантации // Физическое материаловедение: сборник материалов и конкурсных докладов VIII Международной школы с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 3-12 Сентября 2017. - Тольятти: ТГУ, 2017 - С. 275-280
- [] J. Fang, J. Zhao, Y. Sun, H. Ma, X. Yu, Y. Ma, Y. Ni, L. Zheng. Biocompatibility and Antibacterial Properties of Zinc-ion Implantation on Titanium // Journal of Hard Tissue Biology. – 2014. – Vol. 23. – P. 35-44.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ И УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Столяров В.В., ¹Мисоченко А.А., ¹Угурчиев У.Х., ²Царенко Ю.В., ²Рубаник В.В.

¹Институт машиноведения РАН, Москва, Россия, vlstol@mail.ru

²Институт технической акустики, Витебск, Беларусь

Для производства полуфабрикатов из сплавов с памятью формы используется термомеханическая обработка, включающая холодное волочение. При этом существует проблема одновременного повышения деформируемости и функциональных свойств сплава, поскольку первое достигается за счет высоких температур обработки, что в свою очередь приводит к ухудшению второго. Одним из подходов к решению данной проблемы является применение внешних энергетических воздействий, не сопровождаемых воздействием высоких температур. В сплавах с термоупругим мартенситным превращением деформационно-термические методы обработки в сочетании с импульсным током [1] или ультразвуковым воздействием [2] действительно позволяют существенно повысить технологические и эксплуатационные свойства, однако механизм такого воздействия недостаточно изучен. Особый интерес представляет совместное действие обоих эффектов. Для чистой меди было показано, что комбинация электропластического (ЭПЭ) и акустопластического (АПЭ) эффектов, может оказывать заметное влияние на дислокационную подвижность и деформационное поведение материала [3]. Цель настоящей работы – сравнительное исследование механического поведения при растяжении и волочении сплавов, проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ), в условиях электроимпульсного и/или ультразвукового воздействия.

Объект исследования – проволока из сплавов Ti49.3Ni50,7 и Ti49.6Ni50.4. При растяжении импульсный ток и ультразвуковые колебания в различной последовательности вводили в образец на разных стадиях деформации и фиксировали величину ЭПЭ или АПЭ эффекта. Растяжение проводили при 20 и 200°C, температуру изменяли посредством калорифера.

Эксперимент вели по двум маршрутам: а) образцы в виде проволоки \varnothing 1,38 мм из Ti49.6Ni50.4 были подвергнуты волочению с УЗО и без УЗО до деформации 24% (частота УЗО - 18 кГц, амплитуда смещений 15 мкм, скорость волочения 50 мм/с) и подвергнуты растяжению с одиночными импульсами тока (плотность тока $j=500$ А/мм², длительность импульса $t=100$ мкс, интервал между импульсами ~ 10 с) с целью зафиксировать различия в деформационном поведении; б) образцы в виде проволоки \varnothing 4 мм из сплава Ti49.3Ni50,7 были прокатаны с током (плотность тока $j=100$ А/мм², длительность $t=100$ мкс, скважность 10) до деформации $e=1,2$ и подвергнуты волочению с УЗО (частота 18 кГц, амплитуда смещения 25 мкм) с целью зафиксировать повышение деформационной способности.

Результаты растяжения образцов типа «а» представлены на рис.1. Наличие импульсов тока приводит к скачкам напряжения вниз с амплитудой 65-70 МПа и не зависит от предварительной УЗО. Видно, что предварительное волочение с УЗО не оказывает влияния на напряжение до разрушения заготовок (1600 МПа), однако повышает относительное удлинение: при растяжении с током без предварительной УЗО относительное удлинение составляет около 6% (рис. 1а); с предварительной УЗО – 8% (рис. 1б).

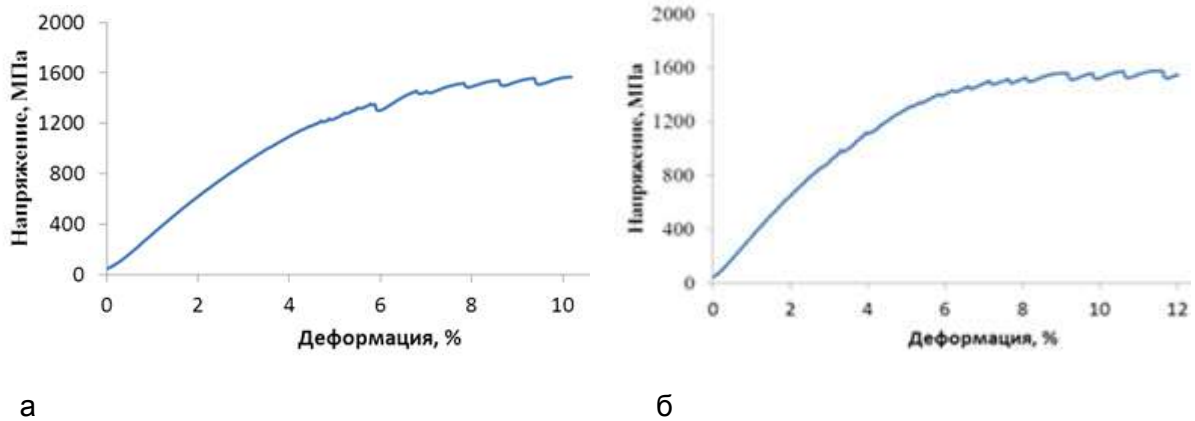


Рисунок 1 - Кривые «напряжение-деформация» при растяжении с одиночными импульсами тока сплава Ti-50,4ат.%Ni: а) после волочения; б) после УЗО + волочение.

Образцы «б» показали отсутствие деформируемости при волочении с УЗО образцов, предварительно прокатанных с током до $e=1,2$, они разрушались уже на первых этапах волочения. В этой связи для снижения механических напряжений была выполнена УЗО без волочения. Амплитуда напряжений составляла 100 МПа, а время экспозиции 3 мин.

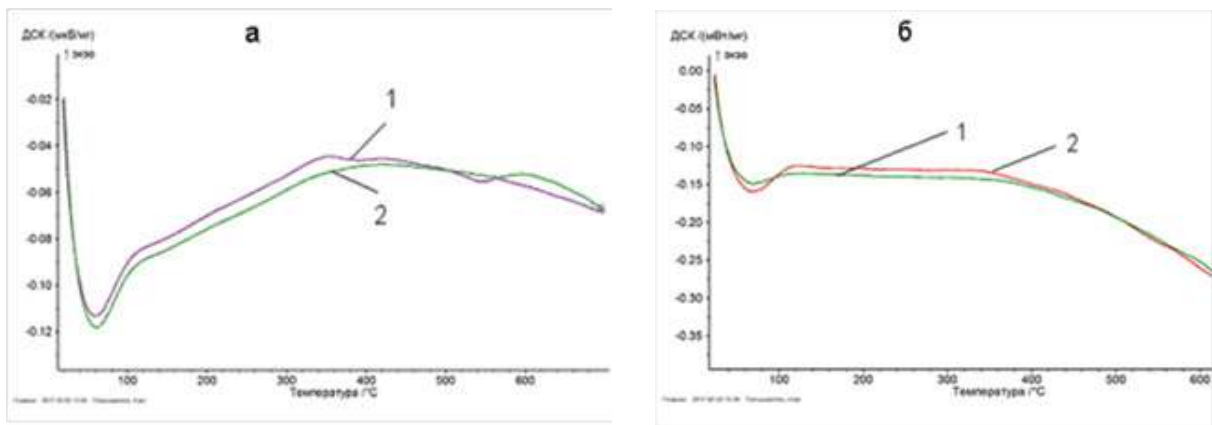


Рисунок 2 - Кривые ДСК образцов сплава Ti-50,7ат.%Ni после прокатки с током до $e=1,2$ (а) и последующей УЗО (б); кривые 1 – первый цикл нагрева, кривые 2 – повторный нагрев

На рис.2 показаны ДСК кривые образцов сплава Ti-50,7ат.%Ni после прокатки с током и последующей УЗО. Видно, что после прокатки наблюдается 2 пика энергии при температурах 350 (экзотермический) и 550°C (эндотермический), которые исчезают после повторного нагрева образца (рис.2а, кривая 2). Первый пик, вероятно, связан со снятием структурных напряжений в процессе нагрева, второй – с рекристаллизацией. После кратковременной УЗО (рис.2б) кривые ДСК после 1 и 2 цикла нагрева практически совпадают, что свидетельствует о достижении в материале под действием ультразвуковой обработки эффекта, аналогичного термическому (снятие внутренних напряжений).

Последовательное введение ультразвуковых колебаний и импульсов тока при комнатной температуре в сплаве Ti-50,7ат.%Ni приводит к появлению разнонаправленных скачков напряжения: вверх (от тока) и вниз (от УЗ), а при 200°C (в устойчивом аустените) все скачки направлены вниз (рис.3). Разнонаправленность скачков при комнатной температуре свидетельствует о различной природе акусто- и электропластического эффектов, которая требует дополнительных исследований.

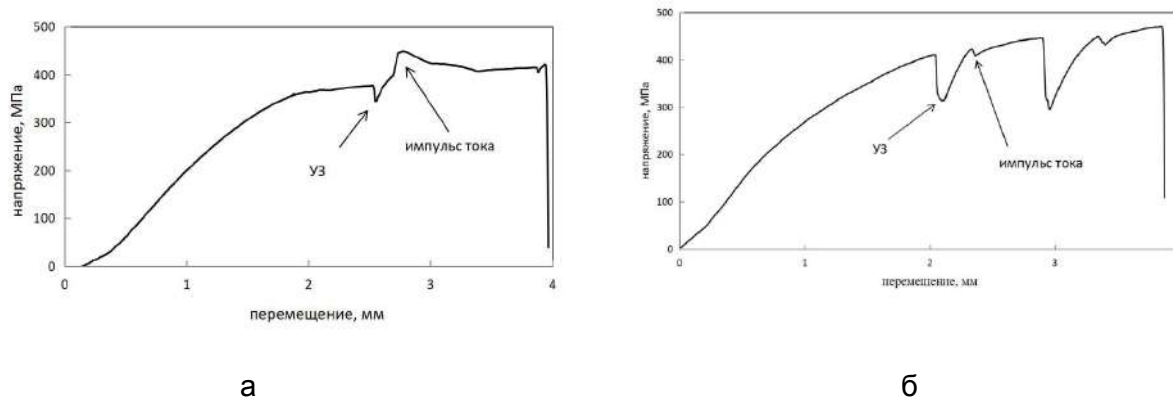


Рисунок 3 - Кривые «напряжение-перемещение» при растяжении сплава Ti-50,7ат.%Ni с последовательным введением ультразвука и импульсов тока при 20 (а) и 200 °С (б).

Совместное действие УЗ и тока исследовали на сплаве Ti-50,0ат.%Ni (рис. 4)



Рисунок 4 - Кривая «напряжение-деформация» при растяжении сплава Ti-50,0ат.%Ni с одновременным введением ультразвука и импульсов тока при 20°С

При введении импульсов тока одновременно с ультразвуком наблюдается их однонаправленное упрочняющее действие, резко отличающееся амплитудой скачков. Такая особенность может быть связана с обратным фазовым превращением М→А или / и с деформационным механическим воздействием, однако это требует дальнейших исследований.

Литература

1. Потапова А.А., Столяров В.В., Бондарев А.Б., Андреев В.А. Исследование возможности применения электропластической прокатки для получения прутков из сплава TiNi, *Машиностроение и инженерное образование*, 2, 2012, 33-38.
2. Rubanik V.V., Rubanik V.V., Dorodeiko V.G., Miliukina S.N., Influence of Ultrasonic Treatment on Shape Memory Effects in Ti-50,4 at.%Ni Alloy, *Mater. Sci. Forum*, V. 738-739 (2013) 362–366.
3. A.V. Kozlov, B.N. Mordyuk, A.V. Chernyashevsky. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects, *Mater. Sci.&Eng.A190* (1995) 75-79.

ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАСКРЫТИЕ ТРЕЩИН В ТРУБОПРОВОДЕ ДУ350 ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Казанцев А.Г., Петров О.М.
АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, Россия

Использование концепции «течь перед разрушением» (ТПР) при проведении расчетов на прочность позволяет повысить эксплуатационную безопасность АЭС путем обоснования отсутствия опасности внезапного разрыва трубопроводов, исключить из рассмотрения последствия локальных динамических воздействий на опоры и окружающие строительные конструкции, оборудование и трубопроводы, а также отказаться от защитных систем, предназначенных для противодействия последствиям разрывов.

При обосновании применимости концепции ТПР в соответствии с руководством [1] определяется раскрытие сквозных трещин, по которому оценивается площадь канала и утечка теплоносителя, а также возможность ее фиксации системами контроля течей.

В [1] отсутствует методика учета влияния на раскрытие трещины остаточных сварочных напряжений (ОН). Для оценки этого влияния были проведены расчеты с моделированием процесса сварки и оценкой остаточных сварных напряжений и перемещений. Расчеты выполнены применительно к кольцевому монтажному шву соединительного трубопровода ДУ350 с толщиной стенки 40мм (сталь 08X18H10T), рис.1.

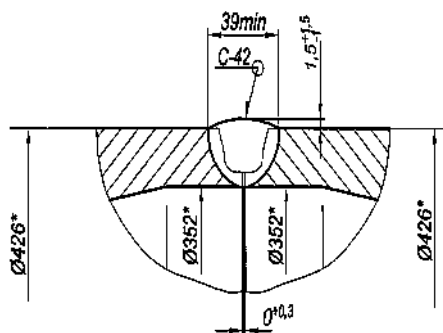


Рисунок 1 – Схема сварного соединения трубопровода

Для определения уровня и характера распределения остаточных сварочных напряжений было проведено МКЭ моделирование (с использованием программы Ansys) процесса многопроходной сварки [2]. На языке APDL был написан скрипт, при выполнении которого происходит цикл последовательного заполнения сварочной ванны. Изначально элементы сварочной ванны были удалены из модели (с помощью команды EKILL). Затем в соответствии с заданным числом проходов происходило восстановление элементов одного слоя за другим (с помощью команды EALIVE). В силу симметрии конструкции и условий нагружения рассматривалась 1/4 часть участка трубы.

Температура элементов сварочной ванны задавалась с учетом температурного цикла электродуговой сварки. После решения температурной задачи выполнялся упругопластический расчет механических напряжений и деформаций с учетом зависимости механических и теплофизических свойств основного металла (сталь 08X18H10T) и металла сварного шва (проволока СВ – 04X19H11M3, электрод ЭА400/10Т) [3].

Полученное распределение остаточных напряжений по толщине стенки трубы в

центре шва показано на рис.2а. Поскольку трубы подвергаются гидроиспытаниям внутренним давлением, была выполнена оценка изменения остаточных напряжений после проведения гидроиспытаний. Как видно из рис.2б, после воздействия внутреннего давления величиной 25 МПа происходит снижение максимальных остаточных напряжений в шве – тангенциальных до 2 раз, осевых почти в 1.5 раза.

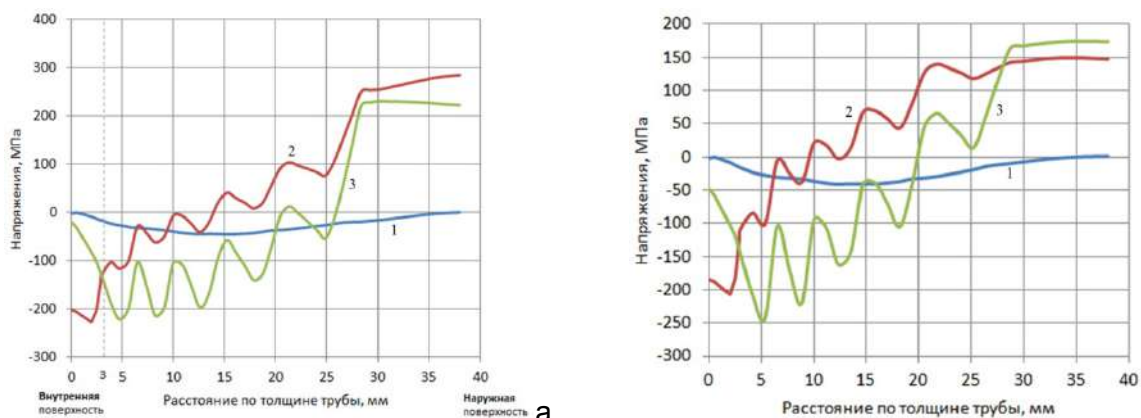


Рисунок 2 - Распределения компонент напряжений по толщине трубы в середине сварного шва до (а) и после ГИ давлением 25 МПа (б). 1 – радиальные, 2 – тангенциальные, 3 – осевые

Расчеты раскрытия трещины были выполнены для трубы с прямой сквозной трещиной в случае действия только внутреннего рабочего давления и изгибающего момента. Длина трещины составляла 250 мм.

Для моделирования контактного взаимодействия берегов трещины использовалась специальная недеформируемая поверхность, препятствующая прониканию узлов трубы за плоскость симметрии (имитирующая противоположный берег трещины).

Из представленных на рис.3а данных видно, что в результате действия остаточных сварочных напряжений изменяется форма канала истечения - увеличивают раскрытие трещины на наружной поверхности и уменьшается на внутренней. Увеличение раскрытия в центре трещины за счет действия остаточных напряжений, составляет на наружной поверхности примерно 0.2 мм, уменьшение на внутренней – 0.08 мм.

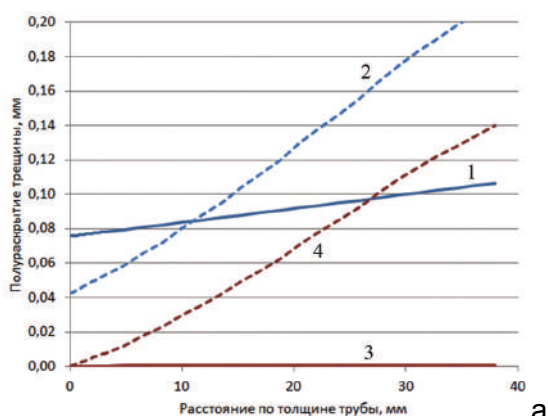


Рисунок 3а – Полуоткрытие прямой трещины по толщине стенки трубы.

1 - без ОН, $p = 15$ МПа; 2 – с ОН, $p = 15$ МПа.
3 - без ОН, $p = 0$; 4 – с ОН, $p = 0$

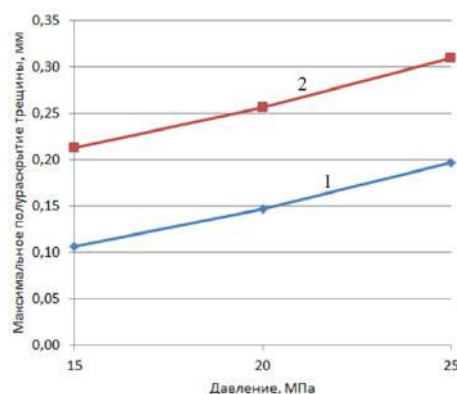


Рисунок 3б – Зависимость максимального полуоткрытия прямой трещины от величины внутреннего давления.

1- без ОН; 2 – с ОН

С увеличением давления величина раскрытия увеличивается практически пропорционально, рис.3б. В рассмотренном диапазоне давлений эффект от действия остаточных напряжений не зависит от величины давления.

Моделирование нагружения трубы изгибающим моментом осуществлялось по

схеме 3-х точечного изгиба воздействием недеформируемой контактной поверхностью на верхнюю часть трубы по середине ее длины между опорами. Задавалась постоянная скорость вертикального перемещения этой поверхности (перемещение как граничное условие прикладывалось к так называемому «пилотному узлу»). Расстояние между опорами, на которых лежала труба, составляло 1400 мм. Максимальному изгибающему моменту $M_{изг}=642$ кН·м соответствует поперечное усилие 1836 кН.

Кривые полуоткрытия по середине длины трещины, соответствующие расчетам без учета остаточных напряжений и с остаточными напряжениями, показаны на рис.4. Отсчет расстояния по толщине трубы – от внутренней поверхности к наружной. За счет действия остаточных напряжений величина полуоткрытия увеличилась на внутренней поверхности трубы на 0.13, на наружной - на 0.2мм.

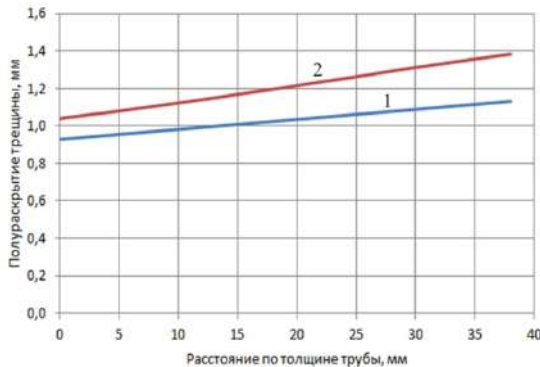


Рисунок 4а – Изменение полуоткрытия трещины по толщине стенки трубы. 1- без ОН, 2 – с ОН. $M_{изг}=642$ кН·м, $p = 16.2$ МПа

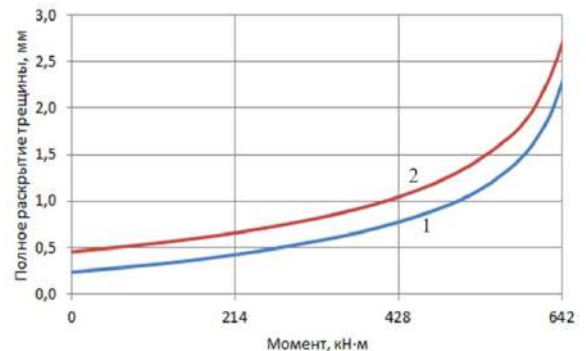


Рисунок 4б – Изменение раскрытия трещины в зависимости от величины $M_{изг}$. 1- без ОН, 2 – с ОН. $p = 16.2$ МПа

Зависимости полного раскрытия трещины (на наружной поверхности, где раскрытие максимально) в зависимости от изгибающего момента приведены на рис.4б.

Полученные результаты показывают, что остаточные сварочные напряжения в кольцевом шве увеличивают раскрытие трещины и, соответственно, расход теплоносителя через течь. Раскрытие трещины, как следует из рис.3б и рис.4б, можно приближенно представить в виде суммы раскрытий от остаточных напряжений и от действия внешних нагрузок:

$$\delta = \delta_p + \delta_M + \delta_{он} , \quad (1)$$

где $\delta_p, \delta_M, \delta_{он}$ - раскрытия трещины соответственно от действия внутреннего давления, изгибающего момента и остаточных напряжений. Наилучшее соответствие соотношения (1) результатам расчета наблюдается в случае действия только внутреннего давления (рис.3б) или давления и изгибающего момента примерно до 300 кН·м (рис.4б), когда величина раскрытия определяется преимущественно упругими деформациями.

Литература

1. Руководство по применению концепции безопасности «Течь перед разрушением» для действующих АЭУ. РД ЭО 1.1.2.05.0939-2013, ОАО «Концерн Росэнергоатом», 2016.
2. Ходаков В.Д., Казанцев А.Г., Ходаков Д.В., Петров О.М., Соков Л.М. Исследование остаточных напряжений в разнородных сварных соединениях трубопроводов АЭС на основе численного моделирования. Тяжелое машиностроение - 2015. -№7-8. - С.13-18.
3. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергоустановок ПНАЭ Г-7-002-86. Москва, Энергоатомиздат, 1989.

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Si МАТЕРИАЛОВ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия.

rudov@imp.uran.ru; drago@imp.uran.ru

Введение

При производстве электротехнических сталей (ЭТС) формируется острая кристаллографическая и магнитная текстуры, приводящие к появлению крупных кристаллитов (до 50 мм), магнитных доменов и вихретоковым магнитным потерям (до 85% от полных). Новый класс магнитомягких материалов – ленты аморфных и нанокристаллических сплавов на основе Fe и Co также имеют большую ширину магнитных доменов. Улучшить физические свойства этих материалов можно только при реализации перспективных комплексных способов и технологий воздействия на их кристаллическую и магнитную структуру, обеспечивающих существенное превышение суммарного результата, достигаемого на отдельных этапах обработки материала [1,2].

Материалы и методика эксперимента

Исследования проводили на стандартных полосовых образцах ЭТС, содержащих 3 мас.% кремния в железе и имеющих высокую степень совершенства ребровой кристаллографической текстуры (110)[001], при которой индукция в магнитном поле 800 А/м составляла 1,88-1,91 Тл. Образцы заводского производства марок 3408-3409 толщиной 0,27мм имели размеры зёрен 12-22 мм вдоль направления прокатки. В качестве магнитоактивных электроизоляционных покрытий на сталь ионно-плазменным методом осаждали оксиды или нитриды ряда элементов, радиус ионов которых в растворах замещения меньше, чем у железа – бор, алюминий, титан, хром. Они имели коэффициенты теплового линейного расширения от $(5...8) \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ (SiO_2 , AlN, Si_2N_4 , CrO) до $8 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ (Al_2O_3 , TiN), существенно меньшие КТЛР= $13 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ железо-кремнистой Fe-3%Si стали. Последующий отжиг стальной ленты с покрытием выполняли при температуре 400-600 °С, с изотермической выдержкой 5-20 минут и охлаждением до комнатной температуры в переменном магнитном поле напряженностью 1-5 кА/м, частотой 30-80 кГц, со скоростью 50-200°С/мин. Локальную лазерную обработку (ЛЛО) поверхности стали с одноосной магнитной анизотропией проводили в виде узких 0,2 мм шириной зон поперёк оси текстуры с промежутками между зонами лазерного воздействия, меньшими размера зерен.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

При формировании в ЭТС покрытием плоскостных растяжений преобладает продольная составляющая, её наличие добавляет к одноосной кристаллографической одноосную магнитную анизотропию. Это вызывает уменьшение объёма поперечно намагниченных 90° доменов и ширины продольно намагниченных 180° доменов, следовательно, снижается скорость движения доменных границ и вихретоковая составляющая магнитных потерь при перемагничивании. Высокую эффективность изоляционных покрытий из оксидов и нитридов Ti, Si, Al, Cr обеспечиваем за счет повышения их адгезии к металлу заменой обычного метода растворной керамики, с нанесением, сушкой и спеканием изоляционного раствора, методом ионно-плазменного осаждения покрытий на ленту стали. Новый метод приводит к однородному продольному растяжению металла $\sim 0,7-1,0 \text{ кг/мм}^2$, не вызывая появления в нём зон внутреннего окисления [2].

Последующим отжигом стальной ленты с покрытием, выполненным в режиме высокочастотной термомагнитной обработки (ТМО), дестабилизировали магнитную доменную структуру, обычно возникающую в материале, когда при его охлаждении каждый домен испытывает локальную ТМО в магнитном поле собственной намагниченности [3,4]. Дестабилизация доменов повышает подвижность доменных границ и снижает как гистерезисную, так и вихретоковую составляющие магнитных потерь.

Дальнейшее уменьшение ширины продольных доменов осуществляется лазерной обработкой. Формируемые при ЛЛО поперечно ориентированные узкие зоны тепловой деформации сжатия и растягивающие напряжения в межзонных промежутках приводят к уменьшению размеров 180° доменов и к возникновению клиновидных доменов – зародышей перемагничивания. В результате снижается скорость движения доменных границ и магнитные потери при перемагничивании материала. Эффект ЛЛО увеличивается в случае одномоментного нанесения лазерных зон на всю ширину ленты, а также с ростом степени совершенства магнитной и кристаллографической текстуры стали, обеспечивая снижение ширины полосовых 180° доменов в 2-3 раза (рис. 1 а,б,в).



Рисунок 1- Магнитная доменная структура ЭТС до (а), после (б) ЛЛО и в зоне (в) ЛО.
1– 180° полосовые домены; 2–граница между доменами; 3–зона ЛО и измельченные домены;

4–полосы скольжения и примыкающие к ним 180° полосовые (1) и клиновидные домены (5) – зародыши перемагничивания; ↑– направление намагниченности доменов [001]

Результаты применения комбинированной деформационно-текстурирующей обработки лент ЭТС толщиной 0,27 мм марок 3408-3409, приведены в таблице.

Таблица -Магнитные потери при различных режимах ТМО и ЛЛО в ЭТС

№	Параметры обработки	Исходные свойства	Конечные свойства	Эффект обработки
	T, °C-Н, кА/м-W/V, Дж/мм	$P_{1,7/50}$, Вт/кг	$P_{1,7/50}$, Вт/кг	$\Delta P_{1,7/50}$, %
1	400 – 1,8 – <0,01	1,12	1,04	7,1
2	420 – 1,8 – <0,01	0,99	0,87	12,1
3	430 – 1,8 – <0,01	1,05	0,89	15,2
4	440 – 1,8 – <0,01	1,05	0,92	12,4
5	460 – 1,8 – <0,01	0,97	0,89	8,2

$P_{1,7/50}$ – магнитные потери при индукции 1,7 Тл и частоте перемагничивания 50 Гц.

Таблица показывает, что применение комплекса деформационных воздействий – продольного растяжения, дестабилизации и дробления доменов, создаваемых магнитоактивным электроизоляционным покрытием, термообработкой в высокочастотном магнитном поле и ЛЛО приводит при оптимальном подборе режимов обработки к 12-15 % снижению магнитных потерь в анизотропных ЭТС.

Однако в зонах ЛЛО формируются напряженные состояния (рис.1 в), что требует проведения отжига материала. В результате эффект от лазерной обработки стали снижается в 2 раза (при 600-650 °C) и полностью исчезает (при 800-850°C) [5,6].

Перспективное решение этой проблемы связано с введением в зоны ЛЛО стали мелкодисперсных примесных дефектов из слабомагнитных веществ [6].

Термостабилизацию зон ЛЛО проводили на стали марки 3407 ($B_{800}=1,89$ Тл, толщина 0,27 мм). В качестве дефектов применяли веществ с намагниченностью насыщения 100-300 Гс, в частности, бор содержащий магний-фосфат в виде порошка, насыпаемого на поверхность листов или в составе покрытия. Отжиг проводили при 500-800°C. Эффект от ЛЛО и частичного расплава примесных дефектов составляет 13 % при 700 °C, а от обычной ЛЛО в два раза меньше (7 %). При 800 °C результаты

обычной ЛЛО практически исчезают, а в условиях применения примесных дефектов снижение магнитных потерь составляет 11%.

Однако наибольший эффект снижения магнитных потерь АЭС (до 17 % по $P_{1,7/50}$) можно достичь, применяя на заключительной стадии обработки термоманитный отжиг [7]. Отжиг в продольном магнитном поле повышает одноосную магнитную анизотропию элемента магнитопровода, усиливая действие растягивающих напряжений, возникающих между зонами сжатия от ЛЛО.

Заключение

Как показывают результаты исследований, в процессе ЛЛО введение частиц слабомагнитных веществ в зоны её воздействия обеспечивает термостабильность эффекта этих зон, тем самым, позволяя сохранять сниженный уровень магнитных потерь сталей и элементов магнитопровода, подвергаемых высокотемпературному отжигу для снятия краевого наклёпа, возникающего при их вырезке.

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №АААА-А18-118020290129-5, «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3 и проекту УрО РАН №18-10-2-8.

Список литературы

1. Iuchi T., Yamaguchi S., Ichiyama T. et al. Laser irradiation of sheet electrical steel. – J. Iron and Steel Inst. Japan. -1982. -V.68, №5. – P. 224.
2. Драгошанский, Ю.Н. Оптимизация доменов и снижение магнитных потерь электротехнической стали активным покрытием и лазерной обработкой / Ю.Н. Драгошанский, В.И.Пудов, Л.С. Каренина // Известия РАН. Серия: физическая. – 2013.– Т. 77, № 10. – С. 1496–1498.
3. Пудов, В.И. Перспективность применения аморфнокристаллических покрытий для магнитомягких сплавов / В.И.Пудов, Ю.Н. Драгошанский // Упрочняющие технологии и покрытия. –2013. – № 8. – С. 44–48.
4. Драгошанский, Ю.Н. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов // Физика и химия обработки материалов,. – 2013. – №3. – С. 48–52.
5. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ улучшения магнитных свойств анизотропной электротехнической стали лазерной обработкой / Патент РФ №2501866. Бюл. изобр. 2013. №35.
6. Пудов, В.И. Эффект примесной термостабилизации зон лазерного воздействия на анизотропные магнитомягкие материалы / В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский // Доклады академии наук. Серия: техническая физика. – 2013. – Т. 453, № 2. – С. 159–161.
7. Драгошанский, Ю.Н. Магнитные свойства электротехнической стали при эффективных деформационно-текстурирующих воздействиях / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов // Вестник ТГУ. Серия: Естеств. и тех. науки.– 2016. – Т.21, В.3. – С. 974–977.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

**Валу́йская Л. А.¹⁾, Старенченко В. А.²⁾, Соловьева Ю. В.²⁾, Липатникова Я. Д.²⁾,
Валу́йская К. Д.³⁾**

<sup>1)Сибирский государственный медицинский университет, <sup>2)Томский государственный архитектурно-строительный университет, <sup>3)Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия,
val_larisa@mail.ru</sup></sup></sup>

Целью данной работы является исследование макроскопической локализации пластической деформации сплавов в условиях углового прессования. В статье рассмотрен процесс образования полос суперлокализации пластической деформации, который заключается в образования полос сильно локализованной пластической деформации, вдоль которых происходит разрушение образца при прессовании.

Разработана многоуровневая модель, сочетающая в себе две модели: модель дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и модель механики сплошной среды [1, 2]. Именно комбинированная модель, основанная на объединении теоретических подходов механики твердого тела и накопления дефектов в ходе пластической деформации, позволяет более полно описать и объяснить закономерности процессов повреждения и разрушения, происходящих при динамическом канальном прессовании.

Численные эксперименты проводились с использованием метода конечных элементов. Кривая деформационного и термического упрочнения элементарного объема среды задавалась моделью дислокационной кинетики. При решении системы уравнений дислокационной кинетики в зависимости от параметров, контролирующих перераспределение дислокаций в границы разориентации были получены различные кривые упрочнения, как монотонно возрастающие (рис.1), так и немонотонные (рис.2) имеющие один или несколько пиков максимума. Данные зависимости $\sigma - \varepsilon$ задавали упрочнение элементарных объемов в конечно-элементарной модели.

Оказалось, что только в условиях немонотонного упрочнения элементарных деформируемых объемов при одноосном прессовании можно наблюдать явление суперлокализации пластической деформации. Причем образование нескольких полос суперлокализации возможно только в условиях немонотонного упрочнения элементарного объема с несколькими пиками максимума на зависимости $\sigma - \varepsilon$

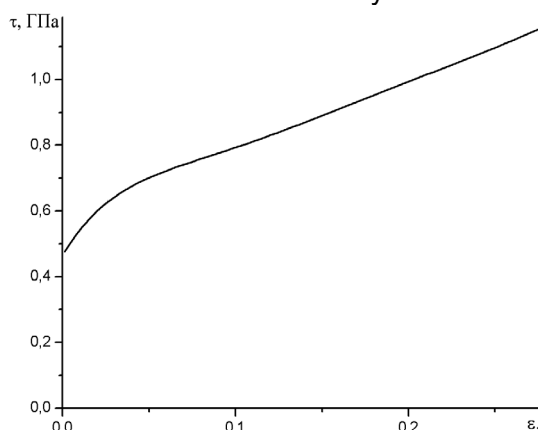


Рисунок 1 - Зависимость касательных напряжений от относительной деформации для элементарного объема деформационной среды.

В условиях монотонно возрастающего упрочнения элементарных объемов полос суперлокализации пластической деформации не наблюдалось.

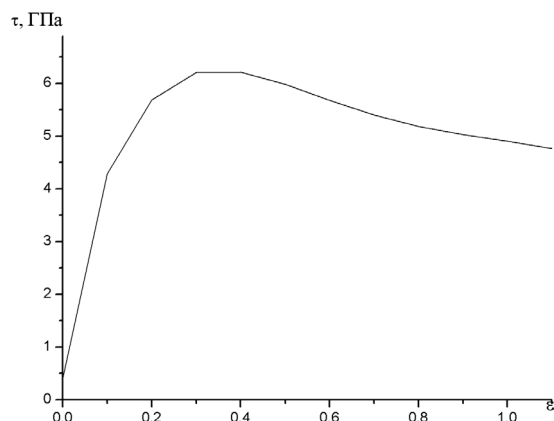


Рисунок 2 - Зависимость касательных напряжений от относительной деформации для элементарного объема деформационной среды.

В данной работе исследовался процесс образования полос суперлокализации пластической деформации в зависимости от вида деформационного и термического упрочнения в условиях высокоскоростного углового прессования. Образец продавливался через пересекающиеся под углом 90° и 120° каналы.

Если кривая упрочнения элементов среды имела немонотонный вид с одним пиком максимума (рис.2), то при более жестком прессовании (под углом 90°) наблюдалось последовательное образование нескольких полос суперлокализации (рис.5). Это связано с тем, что пластическая деформация при канальном прессовании протекает исключительно в области пересечения каналов, в то время как остальные области образца остаются практически недеформированными. Напряжения в образце в области пересечения каналов первыми достигают значений, соответствующих максимуму на кривой упрочнения, что приводит к деформациям, снижающим сопротивление деформированию материала и к формированию полосы суперлокализации. По мере прохождения образца через канал начинает деформироваться ранее недеформированная часть образца, формируется еще одна область избыточных напряжений, в которой напряжения также достигают значений максимума на кривой упрочнения, что приводит к формированию еще одной полосы суперлокализации.

При менее жестком прессовании (под углом 120°) в условиях немонотонного упрочнения полосы суперлокализации не образуется, так как прохождение материала в канал в менее жестких условиях деформирования не позволяет достичь напряжений в небольшой области, необходимых для образования полосы суперлокализации (рис.6).

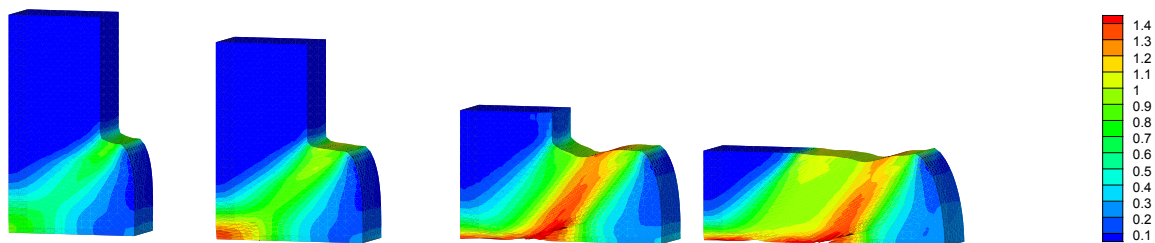


Рисунок 3 - Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов в различные моменты времени в случае монотонного упрочнения среды.

В условиях монотонно возрастающего упрочнения элементарного объема при канальном прессовании под углом 90° наблюдается неоднородное развитие деформации и локализация напряжений в образце в области соединения каналов, однако полосы суперлокализации не образуется (рис.3). При менее жестком

прессовании (под углом 120°) в условиях монотонного упрочнения полосы суперлокализации также не образуется (рис.4).

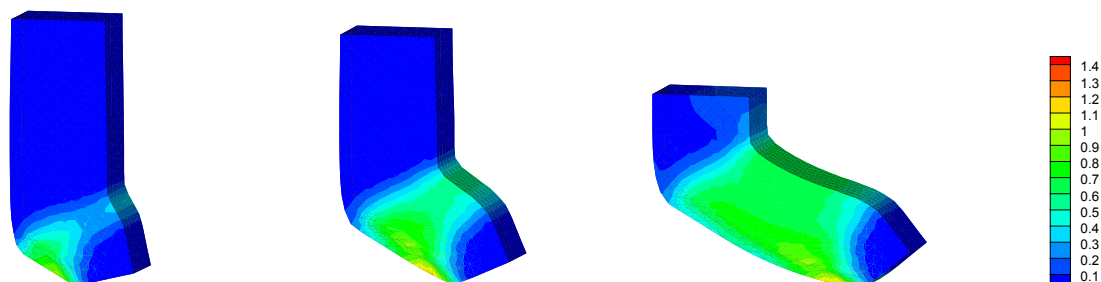


Рисунок 4 - Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 120° пересечения каналов в различные моменты времени в случае монотонного упрочнения среды.

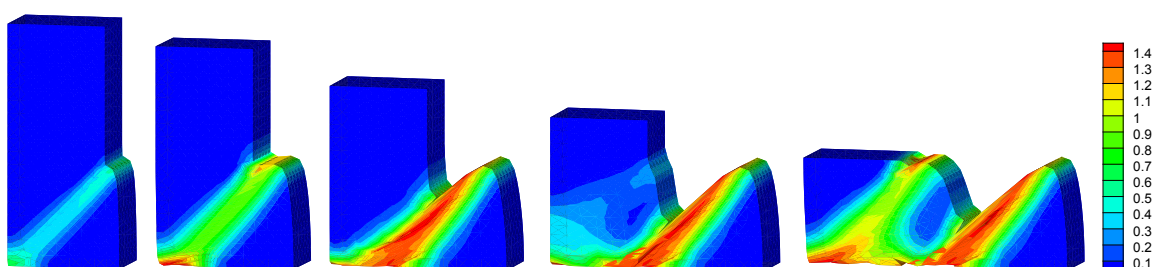


Рисунок 5- Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов в различные моменты времени в случае немонотонного упрочнения среды.

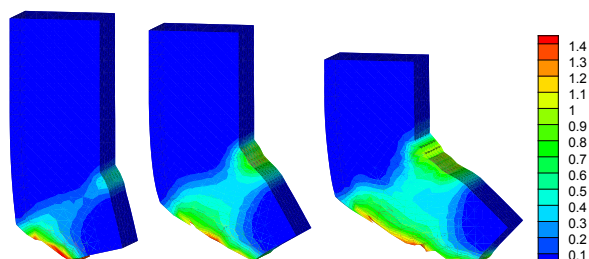


Рисунок 6- Распределение величины интенсивности пластических деформаций (среднеквадратический сдвиг) при канальном прессовании под углом 120° пересечения каналов в различные моменты времени в случае немонотонного упрочнения среды.

Таким образом, образование полосы суперлокализации пластической деформации можно наблюдать при канальном прессовании под углом 90° пересечения каналов и при одноосном прессовании образца, в том случае, когда упрочнение элемента деформационной среды имеет немонотонный вид.

Список литературы

1. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Фахрутдинова Я.Д. Валуйская Л.А. Суперлокализация деформации в монокристаллах Ni_3Ge с $L1_2$ сверхструктурой // Изв. вузов. Физика. – 2012. – №1. - с.62-73.
2. Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Старенченко В.А. Моделирование высокотемпературной суперлокализации пластической деформации в монокристаллах сплавов со сверхструктурой $L1_2$ // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116. – № 1. с. 12-20.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда – проект № 17-72-10042.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА БРОНЗА+НИОБИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Рогачев С.О.¹, Никулин С.А.¹, Козлов Д.А.¹, Сундеев Р.В.²

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИРЭА), г. Москва, Россия

E-mail: csaap@mail.ru

В данной работе кручению под высоким давлением (КВД) подвергали заготовку для низкотемпературного сверхпроводника на основе соединения Nb_3Sn . Такая заготовка состоит из бронзовой матрицы с распределенными в ней ниобиевыми волокнами, собранными в шестигранные стренды. Все компоненты заготовки (бронзовая матрица и ниобиевые волокна) характеризуются хорошей деформационной способностью и могут пластически деформироваться с очень высокими степенями (типичные степени деформации вытяжкой при изготовлении сверхпроводящего провода – 12...16).

КВД образцов диаметром 8 мм проводили при комнатной температуре, давлении 6 ГПа в «лунке» глубиной 0.5 мм, расположенной в нижней наковальне, с числом оборотов $N = \frac{1}{4}; \frac{1}{2}; 1; 2; 3$ и 5.

После КВД проводили съемку предварительно полированной всей нижней поверхности образцов (продольный шлиф), а также их поперечных шлифов, на сканирующем электронном микроскопе в режиме отраженных электронов. Рентгеновский анализ проводили на дифрактометре ДРОН 3М с излучением $CoK\alpha$. Изменение ширины линий ниобия и матрицы с увеличением числа оборотов КВД измеряли в интервале углов $2\theta = 40-54^\circ$.

Уже после числа оборотов $N = \frac{1}{4}$ наблюдалось вытягивание Nb-волокон и их смещение вблизи краев образца. После числа оборотов $N = 2...5$ наблюдалось «закручивание» Nb-волокон по всей поверхности образца и в его объеме с формированием характерной «вихревой» структуры (см. рис. 1).

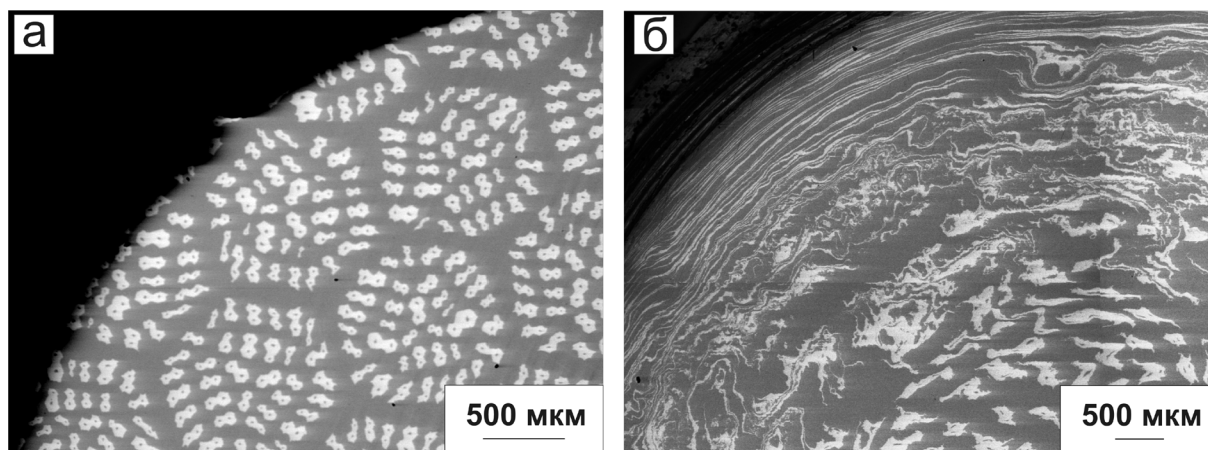


Рисунок 1- Поверхность (продольный шлиф) образца «бронза/ниобий» до (а) и после (б) КВД с числом оборотов $N = 5$

Рентгеновский анализ показал, что с увеличением числа оборотов КВД происходит уширение рентгеновских пиков как ниобия, так и матрицы. При этом уширение линий ниобия происходит менее интенсивно, чем бронзы. В частности, ширина линии ниобия до КВД составила $0,404^\circ$ и с увеличением числа оборотов от $\frac{1}{4}$ до 5 изменилась слабо (до $0,544^\circ$). Наиболее заметно уширение линии наблюдается при числе оборотов $N=2$ (с $0,434^\circ$ до $0,524^\circ$). В то же время ширина линии матрицы уже

452

при числе оборотов $\frac{1}{4}$ увеличивается с $0,392^\circ$ до $0,676^\circ$, и при дальнейшем увеличении числа оборотов монотонно повышается до $0,993\dots 1,009^\circ$.

Такое поведение составных элементов композитной заготовки (бронзовой матрицы и ниобиевых волокон) может быть связано с их различной деформацией при увеличении числа оборотов КВД, а также с различной деформационной способностью бронзы и ниобия (ниобиевые волокна в отличие от бронзовой матрицы более пластичны и менее склонны к наклепу). В результате КВД сдвиговую деформацию в первую очередь претерпевает бронзовая матрица. При увеличении числа оборотов сдвиговая деформация бронзовой матрицы увеличивается, что сопровождается монотонным увеличением уширения дифракционных линий. Напротив, Nb-волокна при малых оборотах (от $\frac{1}{4}$ до 1) претерпевают, в основном, линейную деформацию, т.е. происходит их вытягивание и «закручивание» в объеме бронзовой матрицы. При повышении числа оборотов до 2 и более наблюдается «перемешивание» Nb-волокон с бронзовой матрицей, происходит сдвиговая деформация Nb-волокон, что сопровождается уширением дифракционных линий.

Работа частично выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых-кандидатов наук (№ МК-6239.2018.8).

**СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА СТАЛЬ/МЕДЬ/СТАЛЬ
ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ**

Рогачев С.О.¹, Сундеев Р.В.², Халидова Д.В.¹

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИРЭА), г. Москва, Россия

E-mail: csaap@mail.ru

В работе изучено влияние деформации методом кручения под высоким давлением (КВД) на структуру и упрочнение трехслойного гибридного материала «сталь/медь/сталь».

Исходные плоские образцы диаметром 8 мм вырезали из листов стали 08Х17Т (в отожженном состоянии) и прутков чистой меди марки М1 (в холоднодеформированном состоянии). Перед КВД собирали трехслойный пакет: нижний стальной слой толщиной 0,3 мм, средний слой из меди толщиной 0,2 мм и верхний стальной слой толщиной 0,5 мм. КВД трехслойного пакета проводили в «лунке» глубиной 0,5 мм, расположенной в нижней наковальне, при комнатной температуре, квазигидростатическом давлении $P = 6$ ГПа и числе оборотов $N = 5$.

КВД исходной трехслойной заготовки привело к прочному соединению стальных и медного слоев с формированием преимущественно гладкой границы раздела между слоями. Толщина медного слоя после КВД уменьшилась до ~30 мкм, т.е. на 85 % по сравнению с исходной (в локальных областях образца медный слой утонился до 3...10 мкм). Толщина стальных слоев уменьшилась на 45...55 %.

Микротвердость медного слоя после КВД повысилась с 125 до 200 НВ, что соответствует типичным значениям микротвердости, достигаемым на образцах чистой меди после КВД с такими же параметрами. Существенной разницы в значениях микротвердости медного слоя на краях гибридного образца и в его центре не наблюдалось. Микротвердость стальных слоев повысилась (на середине радиуса образца) с 180 до 320-350 НВ, что в 1,7-1,9 раз ниже, чем микротвердость, обычно достигаемая на образцах такой же стали после КВД. При этом наблюдается тенденция к увеличению значений микротвердости стальных слоев при удалении от центра гибридного образца к его краям.

КВД привело к формированию в медном слое гибрида субмикроструктурной структуры с большим количеством равноосных зерен с преобладающим размером 140 – 280 нм и большой плотностью внутриверных дефектов. Анализ электронограмм указывает на преимущественно большеугловую разориентировку границ зерен. В наружных стальных слоях гибрида в результате КВД сформировалась сильно деформированная структура ячеистого типа с малоугловыми разориентировками и большой плотностью дефектов. Средний размер ячеек составил 680 нм.

Таким образом, при использовании мягкой пластичной меди в качестве материала для среднего слоя гибрида, при деформации методом КВД формируется преимущественно гладкая граница раздела между слоями и повышается их прочность, однако не достигаются предельно возможные значения микротвердости в наружных стальных слоях гибрида ввиду отсутствия в них развитой ультрамелкозернистой структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых-кандидатов наук (№ МК-6239.2018.8).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ТРУБНОЙ СТАЛИ

¹Краснов М.Л., ²Некит В.А., ²Платов С.И., ³Урцев Н.В., ²Керимова Л.Ф.

¹ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» г. Магнитогорск, Россия

²ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия psipsi@mail.ru

³ООО «АУСФЕРР» г. Магнитогорск, Россия

Для увеличения ударной вязкости и улучшения качества поверхности при производстве трубной стали применяется контролируемая низкотемпературная прокатка. Применение регулируемого междеформационного охлаждения позволяет приблизиться в чистовом блоке деформаций к режимам термомеханической обработки и двухфазной прокатки, которые существенно расширяют возможности стана в получении высоких потребительских свойств продукции [1-7].

Прокатка высокопрочных низколегированных сталей при низкой температуре металла сопряжена с высоким сопротивлением деформации и, следовательно, с высокими значениями давления металла на валки и крутящих моментов, воспринимаемыми прокатной клетью. Характеристики прокатной клетки толстолиствого стана 5000 позволяют прокатывать металл при высоких нагрузках.

Система АСУ ТП стана формирует два основных электронных документа, содержащих технологическую информацию о прокатке. Для контроля достоверности входящих в паспорта данных применялась информация, сохраняемая в базе данных уровня 1 системы АСУ ТП.

В работе проведены исследования энергосиловых параметров прокатки трубной стали на толстолистовом стане 5000 ПАО «ММК». Прокатка проводилась в две стадии; черновая прокатка за 6 проходов при температуре 1050-900° С и чистовая прокатка за 18-20 проходов при температуре ниже начала фазового превращения 900° С. Графики зависимости усилия прокатки и момента прокатки представлены на рисунках 1-2.

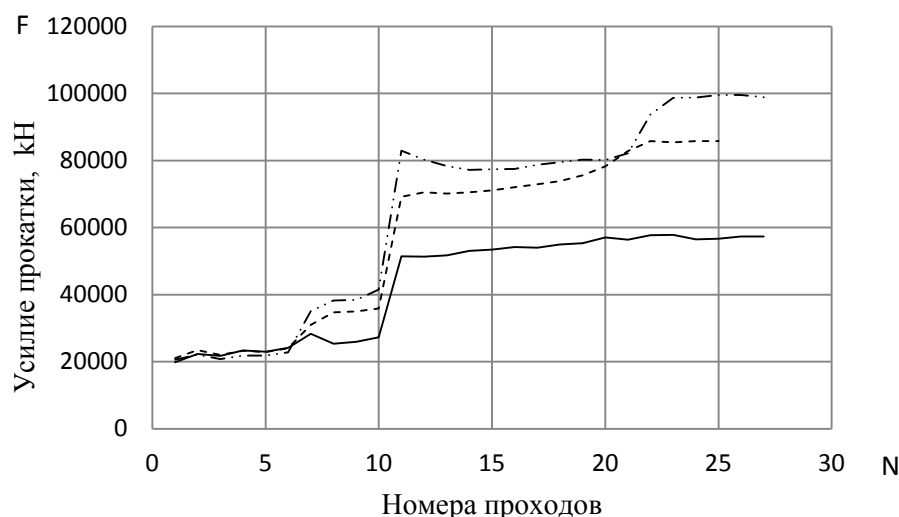


Рисунок 1 - Изменение усилия на валки F в процессе прокатки (--- T750, --- T800, — температура начала чистовой прокатки)

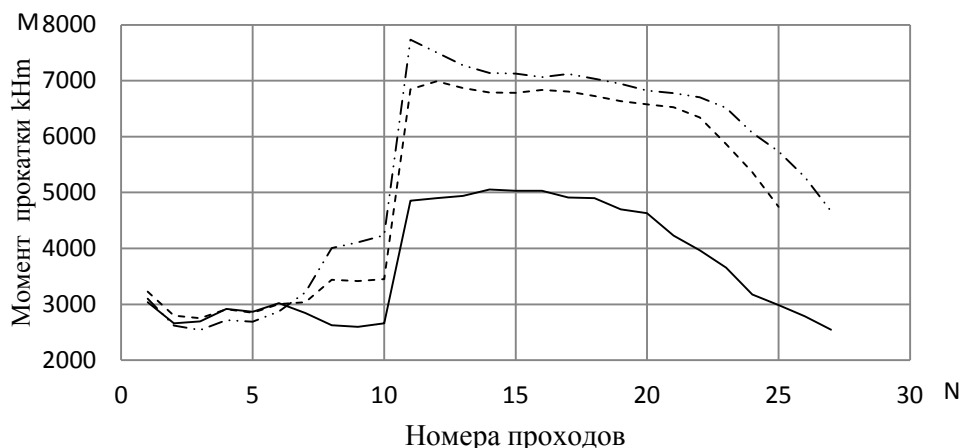


Рисунок 2 - Изменение момента двигателя в процессе прокатки (--- T750, --- T800, — температура начала чистой прокатки)

Из представленных результатов можно заключить, что при прокатке трубной стали на нижнем уровне интервала полиморфного превращения $T=750^{\circ}\text{C}$ усилие прокатки находится близко к предельному значению усилия прокатной клетки $P=120000\text{kN}$.

Проведено исследование по расчету коэффициента плеча равнодействующей сил нормального давления на валки ψ . При известных величинах усилия F и момента M в процессе прокатки коэффициент ψ определяется как:

$$\psi = \frac{M}{2F \cdot \sqrt{\Delta h \cdot R}} ,$$

где R – радиус рабочего валка (605 мм),

Δh - абсолютное обжатие, мм.

Результаты расчета представлены на рис. 3. При расчете не учтены потери энергии в линии привода и подшипниках рабочей клетки.

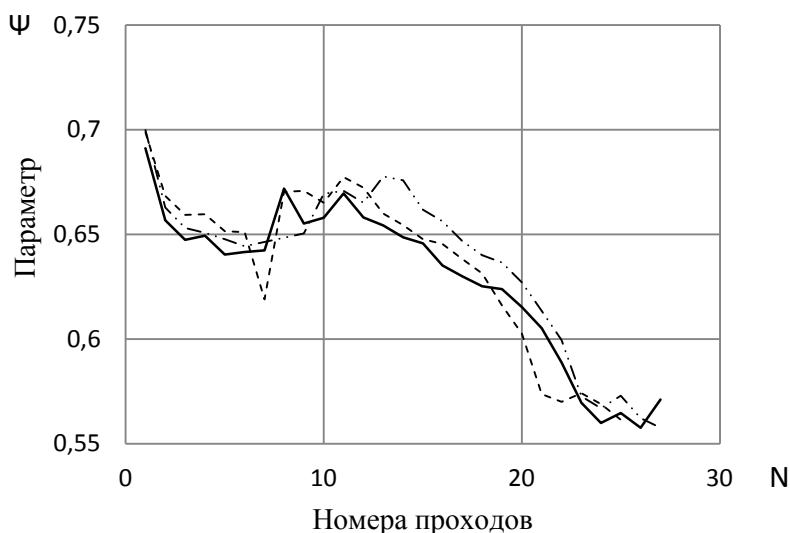


Рисунок 3 - Коэффициент плеча равнодействующей усилия прокатки (--- T750, --- T800, — температура начала чистой прокатки)

Из графика следует, что величины коэффициентов укладываются в достаточно узкий интервал 0,55-0,7, а при прокатке в интервале температур полиморфного превращения наблюдается тенденция к снижению коэффициента ψ .

Выводы

Проведены экспериментальные исследования ряда технологических параметров горячей прокатки трубной стали на толстолистовом стане 5000 ПАО «ММК». Прокатка слябов проводилась в двухфазной области на стадии полиморфного превращения в стали. Установлены закономерности изменения энергосиловых параметров с понижением температуры в пределах 900-750°.

Определены значения коэффициента плеча равнодействующей усилия прокатки и характер их распределения по проходам.

Список литературы

1. Платов, С.И. Исследование технологии ускоренного охлаждения катанки на проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков, О.С. Железков // Обработка сплошных и слоистых материалов. - 2016. - №2(45). - С. 45-48.
2. Гареев, А.Р. Анализ и экспериментальная верификация модели тепловыделения при фазовых превращениях / А.Р. Гареев, С.А. Муриков, С.И. Платов, В.Н. Урцев, А.В. Шмаков // Производство проката. - 2015. - №2. - С. 30-34.
3. Гареев, А.Р. Разработка математической модели тепловыделения при фазовых превращениях для промышленного применения / А.Р. Гареев, С.А. Муриков, С.И. Платов, В.Н. Урцев, А.В. Шмаков // Производство проката. - 2014. - №7. - С. 20-26.
4. Платов, С.И. Improving the controlled cooling after wire rod rolling in the finishing block of stands / С.И. Платов, Н.Н. Огарков, В.А. Некит // Materials Engineering and Technologies for Production and Processing II Editors: A.A. Radionov, G.G. Mikhailov, D.A. Vinnik. - 2016. - С. 620-624.
5. Платов, С.И. Улучшение температурного режима прокатных валков за счет совершенствования их охлаждения в процессе прокатки / С.И. Платов, В.А. Некит, Е.Ю. Звягина, Д.В. Терентьев // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 247-250.
6. Платов, С.И. Математическое моделирование процесса охлаждения металла при прокатке на мелкосортном проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 251-253.
7. Платов, С.И. Математическое моделирование процесса охлаждения металла при прокатке на мелкосортном проволочном стане / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков // Перспективные материалы и технологии Андреев В.А., Антанович А.А., Аплеснин С.С., Батулин А.А., Белоцерковский М.А., Викарчук А.А., Волков Г.А., Волынец А.С., Вьюненко Ю.Н., Галин Р.Г., Галыго А.В., Гришков В.Н., Гутев А.П., Грызунов А.М., Грызунова Н.Н., Дема Р.Р., Джежора А.А., Живулько А.М., Жолнин А.Г., Звягина Е.Ю. и др. Монография. – Витебск. - 2017. - С. 295-310.

МОДИФИКАЦИЯ ПОЛИМЕРНО-ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУКАМИ

Эгамов М.Х.

Горно-металлургический институт Таджикистана,

г. Чкаловск, Республика Таджикистан

e-mail: egamov62@mail.ru

При эксплуатации электрооптических полимерно-жидкокристаллических (ЖК) ячеек, используемые в качестве переключатели лазерного излучения [1] или пространственно-временные модуляторы света с электрической или оптической адресацией [2], в основном применяют S (splay)- или T (torsion)-конфигурации, которые реализуют планарную ориентацию молекул ЖК-мезофазы на поверхности ориентирующей поверхности (расположение молекул ЖК вдоль поверхности подложки, т.е. $\theta=0^{\circ}$). Однако для ряда задач, где требуется изначальное поле при прохождении света через структуру, необходимо создание гомеотропной ориентации молекул на подложке (расположение молекул ЖК перпендикулярно поверхности подложки $\theta=90^{\circ}$) или косой (под определенным углом наклона директора $0 < \theta < 90^{\circ}$) ориентацией молекул ЖК.

Для получения планарной ориентации обычно используются ориентирующие покрытия, типа оксид церия (CeO), оксид кремния (SiO , SiO_2), оксид германия (GeO), или же натирание стеклянной поверхности хлопчатобумажной тканью [3]. В случае гомеотропной ориентации [4] используются поверхностно-активные вещества (ПАВ), такие как лецитин, цетилтриметиламмоний бромид (ЦТАБ) или плавленный кварц.

Важность определения типа ориентации вызвана тем, что энергия сцепления молекул ЖК с подложкой и условия ориентации значительно влияют на физические свойства ЖК-мезофазы и электрооптические характеристики устройств на ее основе. При рассмотрении плотности свободной поверхностной энергии F_s , тождественной межфазному поверхностному натяжению, связь между поверхностной энергией сцепления и геометрическим углом наклона ЖК к подложке определяется формулой

$$F_s = \frac{1}{2} W_s \cdot \sin^2 \theta$$

Поэтому в настоящей работе предложен другой способ гомеотропной ориентации молекул ЖК при бесконтактном методе создания рельефа на поверхности стеклянной подложки при напылении на последнюю углеродных нанотрубок (УНТ), которые дополнительно ориентировались электрическим полем. После нанесения нанотрубок ориентирующая поверхность обрабатывалась поверхностной электромагнитной волной. Источником для лазерного распыления УНТ и последующей обработкой, служил Ge-Ne лазер с поляризованным излучением на длине волны $\lambda=0,633$ мкм. Углеродные нанотрубки наносились на подложку при приложении поля напряженностью $100 \text{ В}\cdot\text{см}^{-1}$. Для контроля гомеотропной ориентации были собраны две сэндвич-ячейки с ЖК-мезофазой между двумя стеклянными поверхностями. Одна, измеряемая ячейка, представляла собой классическую нематическую ЖК-структуру, ориентирующие плоскости которой создавались методом натирания [4]. Для другой экспериментальной ячейки, обе ориентирующие поверхности обрабатывались с применением указанного выше способа на основе УНТ.

Для описания УНТ была выбрана модель идеального многогранника, что позволило не искривлять валентные углы. Каждая грань представляет собой хорду к описанной окружности, на которых расположены правильные шестиугольники с

атомами углерода в вершинах. Величина радиуса зависит от целого числа граней и определяется выражением

$$R_m = \frac{b}{2} \cdot \operatorname{tg} \beta$$

Величина $b=3 \cdot 1,42 A^0$ равна длине хорды, а $\beta = \frac{\pi}{2} \left(1 - \frac{2}{m}\right)$ - угол между радиусом окружности и хордой. Грани УНТ находится под углом

$$\alpha_k = \frac{2\pi}{m} (k-1)$$

Относительно начальной, а расположенный на k -й грани i -й атом УНТ имеет координату A_{ik} . В центре каждой грани лежат атомы A_{3k} , полярная координата которых имеет вид: $\left\{R_m, \frac{3}{2}\pi + \alpha_k\right\}$. Координаты атома A_{0k} определяется добавлением поправки к

координате атома A_{3k} в виде $\left\{\frac{3}{1}a, \alpha_k + 1\right\}$. Поправки для атомов A_{1k} и A_{2k} имеют вид:

$\left\{a, \alpha_k\right\}, \left\{\frac{1}{2}a, \alpha_k + \pi\right\}$ соответственно, где a -длина связи между атомами углерода, равная $1,42A^0$.

Приведенные расчеты показали, что для УНТ с параметрами (10,10) отклонение радиуса R_m R_0 составляет 1,3%, с параметрами (50,50) всего 0,2% , а для случаев, когда многогранник выражается в цилиндр, отклонение радиусов стремится к нулю.

Из физических соображений понятно, что диаметр УНТ не может меняться непрерывно и зависит от целого числа звеньев в поперечном сечении углеродной нанотрубки. Поэтому варьировать диаметр УНТ можно, изменяя значение m . Модель молекулы цианобифенила (5СВ), как представитель жидкого кристалла, была построена по координатам атомов. При этом в расчетах группы СН были заменены модельными атомами, энергия взаимодействия которых достаточно хорошо описывает взаимодействия указанной группы.

Энергия взаимодействия представляется в виде суммы величин энергии взаимодействия между атомами молекулы цианобифенила и атомами УНТ, которая определяется потенциалом Леннард-Джонса:

$$E_{ij} = \frac{A}{R_{ij}^{12}} + \frac{B}{R_{ij}^6}$$

где A, B – эмпирические параметры; $A = -5,31 \cdot 10^6$ Дж·моль⁻¹·А^{0 6}; $B = 1,15 \cdot 10$ Дж·моль⁻¹·А^{0 12}; R_{ij} – расстояние между атомом УНТ (i) и атомом молекулы цианобифенила (j). Для величины R_{ij} в неподвижной системе координат были получены следующие выражения:

$$\begin{aligned} R_{ij}^2 = & (r_j \cdot \cos \theta_j + r_i \cdot \sin \theta_i \cdot \sin \varphi_i)^2 + \\ & + (r_j \cdot \sin \theta_j \cdot \cos \varphi_j - r_i \cdot \sin \theta_i \cdot \cos \varphi_i - a)^2 + \\ & + (r_j \cdot \sin \theta_j \cdot \sin \varphi_j + l \cdot b - r_i \cdot \cos \theta_i)^2 \end{aligned}$$

при $\theta=90^0$ и $\varphi=90^0$; здесь b -расстояние между молекулами одного слоя; a -расстояние между двумя модельными слоями; l – число молекул в слое.

Результаты расчета для зависимости энергии взаимодействия систем цианобифенил-поверхность УНТ типа (m, m) при различных диаметрах УНТ, начиная с (10,10) до (50,50) с шагом одно звено, показали, что молекула цианобифенила

располагается вдоль оси Z как в первом, так и во втором случае. При этом, когда молекула цианобифенила (5CB) находится в центре УНТ, с ростом диаметра УНТ энергия убывает по абсолютной величине до нуля. В случае, когда молекулы 5CB плотно прилегают к внутренней поверхности УНТ, энергия взаимодействия по абсолютной величине начинает уменьшаться и достигает минимума при диаметрах трубки во много раз. Следовательно, молекула 5CB энергетически выгодно при больших диаметрах УНТ плотно прилегать к стенкам, чем находиться в центре.

Полученные нами результаты хорошо согласуются с приведенными математическими расчетами [5] по определению энергии взаимодействия молекул алифатических углеводородов и мезогенов с поверхностью кристалла графита. В предельном случае, когда диаметр УНТ во много раз больше размеров плотно прилегающего цианобифенила, энергия взаимодействия стремится к энергии взаимодействия 5CB с поверхностью кристалла однослойного графена.

Литература

1. McEwen R.S. // J. Phys. E: Instrum. 1987, v.20, No4.-h.364-377
2. Васильев А.А., Касасент Д., Компанец И.Н., Парфенов А.В. Пространственные модуляторы света. М.: Радио и связь, 1987. – 320с.
3. Жаркова Г.М., Сонин А.С. Жидкокристаллические композиты. Новосибирск: Наука, 1994. – 214с.
4. Крахалев М.Н., Прищепа О.О., Зырянов В.Я., Лойко В.А., Шабанов А.В. Электроуправляемое поверхностное сцепление в композитных жидкокристаллических пленках. // Доклады БГУИР. 2008, №5(35). – с.138-140
5. Belyaev V.V. Physical Properties of Liquid Crystals: Nematics. Eds. D.A/ Dunmur, A. Fucuda, G.R. Luckhurst. London, IEE. 2000. – 414p.

**СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi,
ИНИЦИИРОВАННАЯ МЕХАНИЧЕСКИМИ ВИБРАЦИЯМИ**

**Беляев С.П.^{1,2}, Рубаник В.В.^{3,4}, Реснина Н.Н.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{3,4}, Касаткин И.В.¹,
Убийвовк Е.В.¹, Шеляков А.В.⁵**

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова НИЦ
"Курчатовский институт", Гатчина, Россия

³Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

⁴Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

⁵Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
E-mail: spbelyaev@mail.ru

Известно, что ультразвуковая обработка приводит к изменению свойств как кристаллических, так и аморфных сплавов. В кристаллических сплавах, механические вибрации влияют на механические свойства, фазовые переходы и т.д. В аморфных сплавах механические колебания могут приводить к структурной релаксации и частичной кристаллизации. Это может оказывать влияние на формирование зеренной структуры при последующей кристаллизации, а значит, определять и физические и механические свойства сплавов. В связи с этим, целью работы явилось изучение влияния низкочастотных и ультразвуковых колебаний на структуру аморфных сплавов $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Механические вибрации низкой частоты 20 Гц и ультразвуковой частоты 20 кГц прикладывали к аморфным лентам толщиной 40 мкм. В экспериментах варьировали амплитуду колебаний и температуру воздействия. Ультразвуковое воздействие производили двумя способами: обработкой в ультразвуковой наковальне и озвучиванием образцов, свободно закрепленных в волноводе.

Результаты показали, что механические вибрации, приложенные к аморфным сплавам $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ вызывают структурную релаксацию и приводят к образованию кристаллических нанокластеров (областей с упорядоченным расположением атомов) в аморфной фазе, размеры и распределение которых зависит от состава сплава и параметров вибраций. В сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ кристаллические кластеры с размерами 3-5 нм образуются в случае, если к образцам приложены механические вибрации низкой частоты с большой амплитудой или ультразвуковые колебания. В сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ кристаллические нанокластеры образуются при низкочастотных и ультразвуковых вибрациях вне зависимости от амплитуды колебаний и их длительности. Увеличение температуры низкочастотных вибраций или их амплитуды увеличивает число и размеры кластеров. Установлено, что наличие нанокластеров приводит к уменьшению теплоты последующей кристаллизации.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ
ПАРАМЕТРОВ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ
КОМПОЗИТОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВИБРАЦИОННЫХ НАГРУЗОК**

Р.В. Тучков, П.В. Тучков, А.В. Щемелинин, И.И. Анисимов
АО «ФНПЦ «Алтай», г. Бийск, Россия, zaq22@ya.ru

При прочностном конструировании многослойных конструкций из высокоэнергетических наполненных полимерных материалов, эксплуатирующихся на подвижных носителях, возникают задачи прогнозирования их механического поведения при длительном воздействии виброударных нагрузок. Достоверность решения подобных задач определяется пониманием особенностей механического поведения наполненного полимера в условиях многоциклового периодической нагрузки. Ключевым элементом проблемы обеспечения прочностной работоспособности при эксплуатации указанных изделий является обоснованный выбор критериев разрушения полимерного материала, позволяющих учитывать сложный характер и многообразие одновременных и последовательно действующих эксплуатационных нагрузок.

В настоящем сообщении обсуждаются результаты исследования механического поведения высоконаполненного материала ($\psi \approx 80\%$) методами механики деформируемых сред. Актуальность и необходимость проведения подобных исследований в последнее время существенно возрастает в связи с появлением и активным использованием новых типов энергоемких многофракционных полимерных материалов. Основное внимание в настоящей работе акцентируется на исследовании кинетики накопления повреждений в наполненных полимерных системах при сложных режимах вибро-нагружения.

Экспериментальные исследования проводились на образцах-лопатках, которые, в режиме виброползучести ($\sigma(t) = \sigma_0 + \sigma_a \cdot \sin \omega t$), подвергались воздействию растягивающей ($\sigma(t) > 0$) синусоидальной нагрузки с частотой колебаний равной 10 Гц, генерируемой с помощью электродинамического вибростенда LDS V650 PA1000L. При прогнозировании параметров разрушения композитного материала анализировались возможности использования двух типов критериев длительной прочности: критерия Бейли и критерия Ильюшина [1].

При обработке результатов экспериментов было установлено следующее:

1) Критерий Бейли с высокой достоверностью ($> 90\%$) позволяет прогнозировать время до разрушения образца в режиме монотонного непрерывного действия вибрационной нагрузки. При этом параметры длительной прочности в критерии Бейли определялись из статических испытаний ($\sigma(t) = \sigma_0 = const$, Рис. 1).

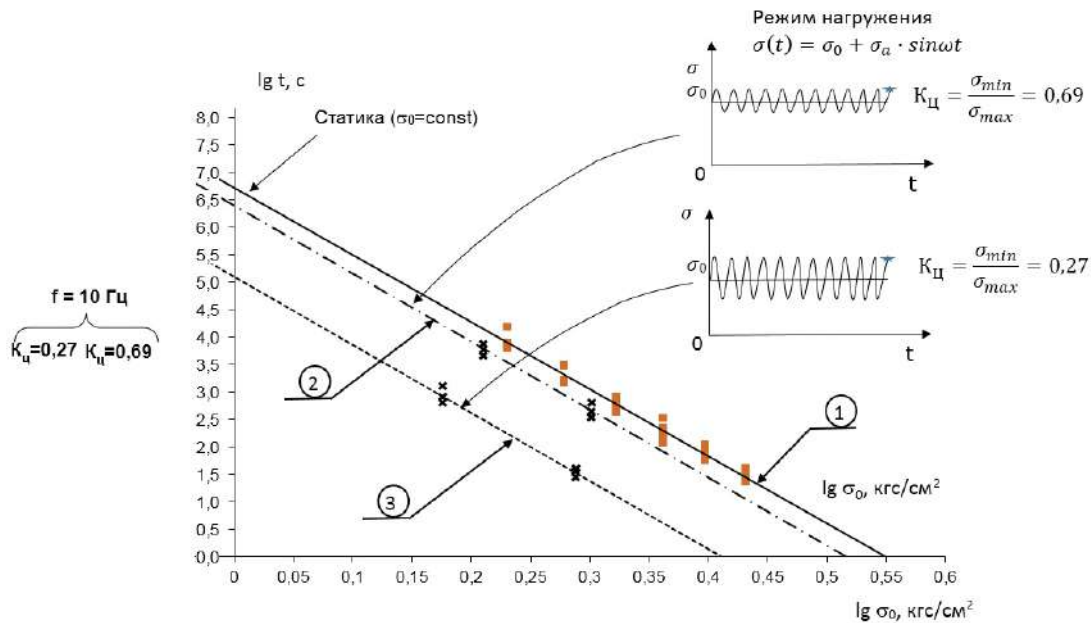


Рисунок 1 - Результаты экспериментального исследования и прогнозирования длительной прочности наполненного композита по критерию Бейли при использовании в режиме ползучести (1) и виброползучести (2), (3). Маркерами обозначены экспериментальные результаты разрушения исследуемых образцов

2) При использовании критерия Ильюшина достоверность прогнозирования времени до разрушения исследуемого композита ~30%. Данный критерий требует построения огибающей по максимальным значениям повреждаемости для определения её величины в момент разрушения образца (Рис.2).

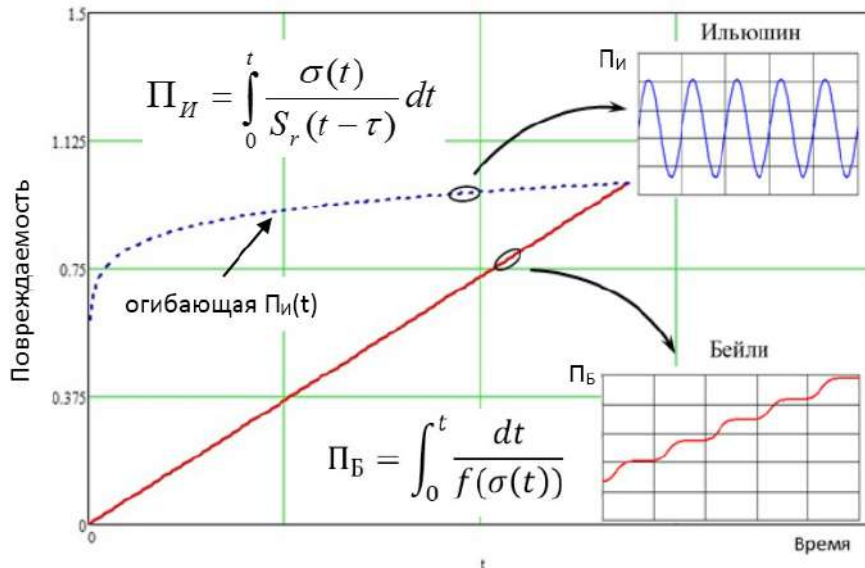


Рисунок 2 - Кинетика накопления повреждаемости по критериям Бейли (P_B) и Ильюшина (P_I) при испытании в режиме виброползучести ($\sigma(t) = \sigma_0 + \sigma_a \cdot \sin \omega t$)

С целью проверки применимости линейных критериев при немономонных режимах вибро-нагрузений были проведены испытания образцов полимерного материала с полной или частичной разгрузкой (Рис.3). Установлено, что полная разгрузка образцов существенно увеличивает параметры длительной прочности исследуемого материала в режимах а) и б) относительно непрерывного режима виброползучести г). Однако, при частичной разгрузке образцов в режиме в), время до разрушения уменьшается (расчётное время t_2 по критерию составляет 5 мин.).

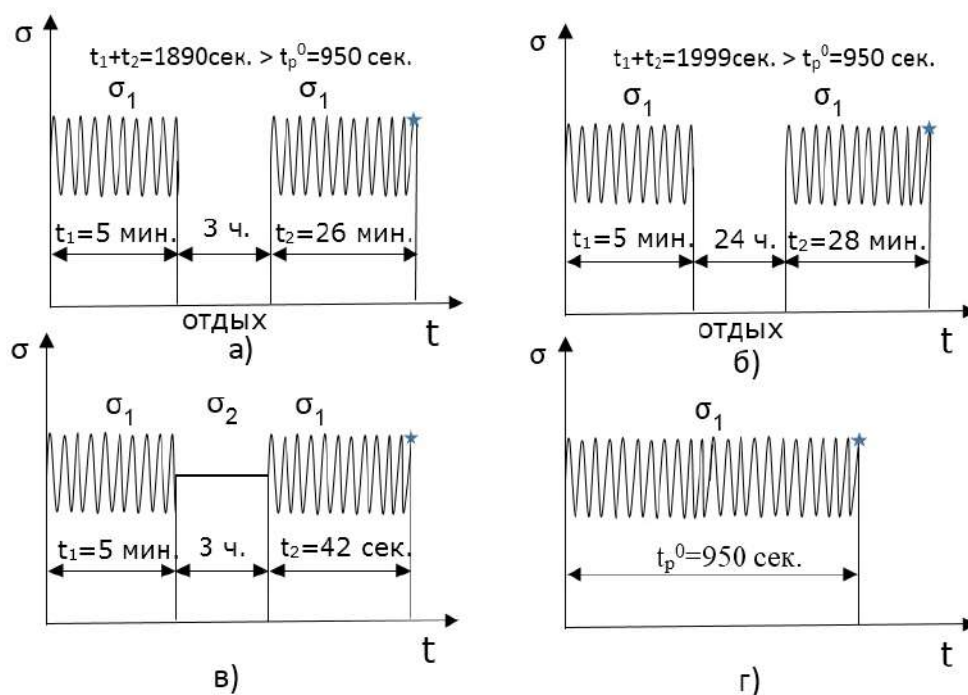


Рисунок 3 - Результаты испытаний исследуемых композитов в режимах вибро-нагружения: непрерывного (г), с полной (а, б) и частичной (в) разгрузкой

В результате расчётно-экспериментальных исследований установлено, что для относительно простых режимов нагружения (статическое приложение нагрузки или регулярные моночастотные вибрации) при прогнозировании долговременной прочности наполненных полимеров критерий Бейли подходит лучше с точностью в пределах 90-93%. Критерий Ильюшина предсказал разрушение по времени с точностью не выше 30%.

При определении величины накопленной повреждаемости в момент разрушения образцов критерии показали близкие к результатам лабораторных испытаний значения: Бейли – 1,09; Ильюшин – 1,098.

Таким образом было установлено, что для прогнозирования времени до разрушения наполненных полимеров в режимах монотонного вибронагружения с частотой порядка 10Гц можно использовать критерий Бейли.

Наличие частичной или полной разгрузки в процессе виброползучести высоконаполненных композитов (Рис.3) существенно влияет на ресурс прочностной работоспособности при последующем нагружении. Для прогнозирования длительной прочности в нестационарных режимах вибронагружения требуется корректировка линейных критериев Бейли и Ильюшина

Используемая литература:

1. Ильюшин А.А. Победра Б.Е., Основы математической теории термовязкоупругости. М.: Наука, 1970. – 281 с.

РАЗРАБОТКА СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО НАПОЛНЕННОГО ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА

Загородников Р.А., Анисимов И.И., Щемелинин А.В.

АО «ФНПЦ «Алтай», г. Бийск, Россия, zag22@ya.ru

В настоящее время применительно к решению задач создания и оптимизации механических характеристик изделий ракетно-космической техники (РКТ) активизировались разработки численных методов моделирования процессов деформирования и разрушения в структуре высокоэнергетических наполненных полимерных материалов [1] (ВНПМ). Основное внимание при этом ориентируется на сокращение объемов, длительности и стоимостных показателей многофакторных лабораторных экспериментов, в которых варьируются различные параметры структуры наполнителя с целью улучшения механических характеристик ВНПМ. Реальная структура ВНПМ (рисунок 1), состоящая из полимерной матрицы и мелкодисперсного наполнителя, заменяется расчетной моделью, которая должна адекватно отражать закономерности деформирования материала натурального изделия при воздействии различных силовых и температурных нагрузок.

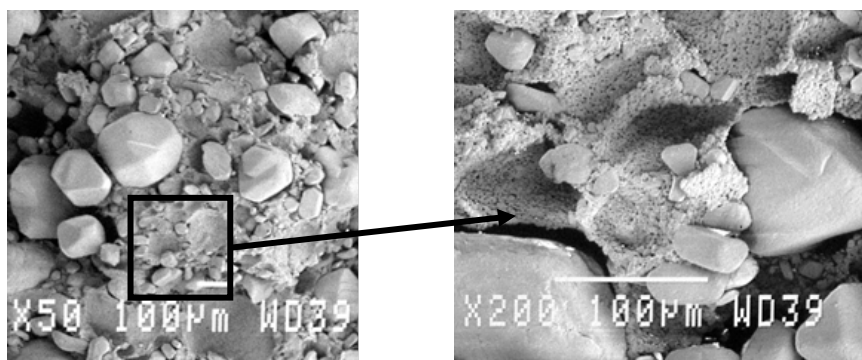


Рисунок 1 – Реальная структура ВНПМ (степень наполнения $\phi=75-85\%$)

Формирование расчетной модели – ключевой элемент технологии решения задачи оптимизации структуры и свойств ВНПМ. Современные подходы к моделированию структуры таких материалов в большинстве случаев базируются на использовании «плоских» моделей, в которых реализуются условия плоского деформированного или плоского напряженного состояния. Однако используемые в материалах изделий РКТ частицы наполнителя имеют пространственную (сферическую, эллиптическую, многогранную и т. п.) форму (рисунок 1). Моделирование структуры и напряженного состояния в объеме таких материалов предопределяет необходимость использования пространственных моделей, позволяющих отразить не только параметры и схему расположения наполнителя, но и особенности процессов взаимодействия частиц, скрепленных с полимерной матрицей (ПМ) [2].

К разрабатываемой модели предъявляются требования адекватности реальному ВНПМ по:

- концентрации, фракционности и форме наполнителя;
- условиям контакта на границе «наполнитель – ПМ» в процессе силового нагружения (деформирования) ВНПМ;
- жесткостным характеристикам наполнителя и ПМ;
- закономерностям развития объемных изменений $(\Delta V/V_0)$ в процессе одноосного растяжения ВНПМ.

Механическое поведение ПМ (полимерной матрицы) моделировалось упругой моделью механического состояния, наполнитель принимался абсолютно жестким. Параметры упругой модели ПМ определялись экспериментально.

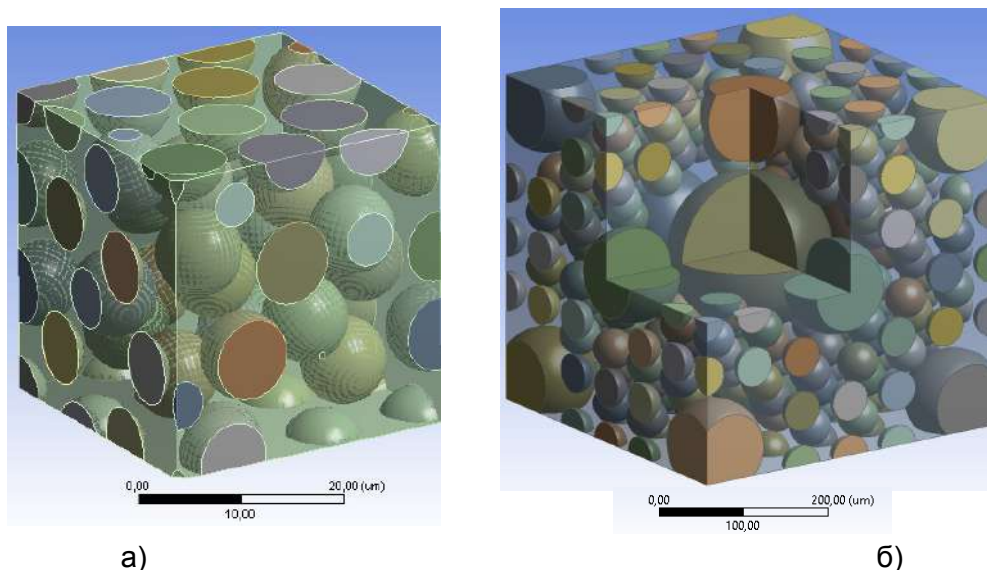


Рисунок 2 – Размерные уровни модели многофракционной структуры ВНПМ наполненного композита: а) I уровень ($\phi=25-30\%$); б) II уровень ($\phi=75-80\%$).

В соответствии с современными технологиями [3, 4], для реализации высокого уровня ($\phi=75-80\%$) заполнения ПМ наполнителем предусматривалось использование двухуровневых расчетных схем.

Первый уровень (рисунок 2, а) модели ВНПМ – одна мелкозернистая (5 мкм) фракция частиц наполнителя, которые скреплены с ПМ, объемное наполнение 25-30%. Параметры механического состояния ПМ ($E_{св}^{(1)}$, $\mu_{св}^{(1)}$) адекватно отражают характеристики реальной ПМ.

По результатам расчета кривой растяжения $\sigma=f(\epsilon)$ модели I уровня определяются параметры механического состояния модели ($E_{эф}^{(1)}$, $\mu_{эф}^{(1)}$), которые в дальнейшем используются в качестве характеристики связующего (ПМ) модели II уровня ($E_{пм}^{(II)} = E_{эф}^{(1)}$, $\mu_{пм}^{(II)} = \mu_{эф}^{(1)}$).

Второй уровень (рисунок 2, б) модели ВНПМ – три крупнозернистые фракции наполнителя, ($\phi=50, 120, 200$ мкм). Суммарное объемное наполнение двух уровней соответствует реальному ВНПМ ($\phi=80\%$).

При расчете напряженного состояния в модели ВНПМ II уровня введено условие реализации отслоений наполнителя по достижении определенного уровня напряжений на границе «наполнитель-ПМ» во время деформирования (рисунок 3). Это позволило отразить экспериментально регистрируемые эффекты физической нелинейности исследуемого материала при деформировании.

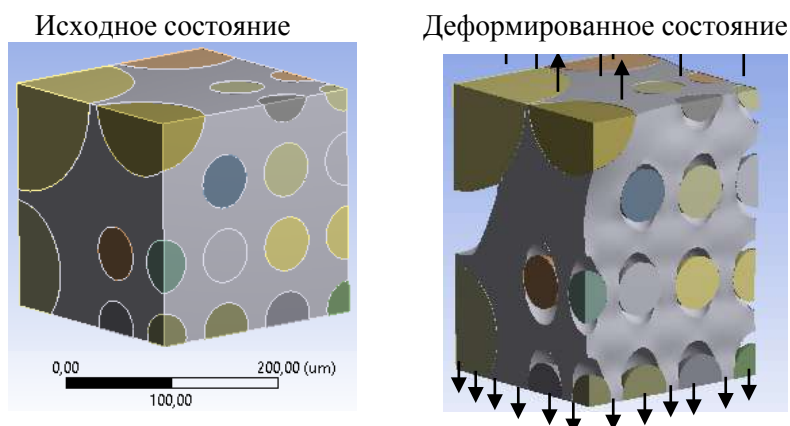


Рисунок 3 – Реализация отслоения наполнителя от связующего в структуре расчетной модели при растяжении

С целью верификации полученных результатов расчета была построена диаграмма деформирования $\sigma=f(\varepsilon)$ для реализованной модели, которая довольно хорошо сходится с экспериментальными данными (рисунок 4).

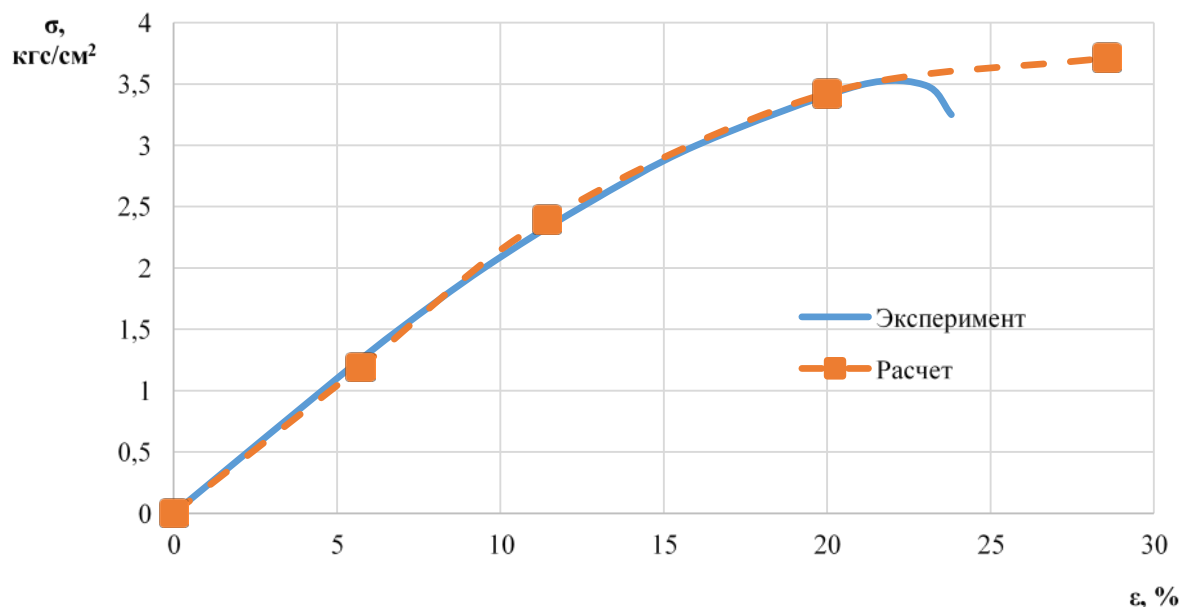


Рисунок 4 – Расчетная и экспериментальная диаграммы деформирования ВНПМ в режиме растяжения $\dot{\varepsilon}=10^{-3} \text{ с}^{-1}$

Выводы

- Сформулированы принципы построения расчетной модели материалов изделий РКТ, позволяющие оптимизировать параметры структурного состояния многофракционного наполнителя из условий моделирования механического поведения ВНПМ;
- Проведен трехмерный расчет модели серийно изготавливаемого ВНПМ. Полученные расчетные данные согласуются с экспериментом;
- Предложенная модель структуры ВНПМ позволяет выявить факторы структуры, оказывающие приоритетное влияние на механические характеристики наполненной композиции.

Литература

1. Banerjee B., Micromechanics-based prediction of thermoelastic properties of high energy materials // A dissertation submitted to the faculty of the University of Utah in partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Philosophy Department of Mechanical Engineering, The University of Utah, December 2002.
2. Жарков А. С., Анисимов И. И., Щемелинин А. В., Бочкарева С.А., Люкшин Б. А., Загородников Р. А. Исследование напряженно-деформированного состояния в структуре наполненного полимерного композита с использованием объемных моделей. // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2012.– №1.
3. Липанов А.М. Теоретические основы отработки твердых ракетных топлив. / Технич. редактор Е.Г. Вершинина. – Ижевск: Изд-во ин-та прикладной механики УрО РАН, 2003.
4. Компьютерное конструирование наполненных полимерных композиций/Б.А. Люкшин, С.В. Панин, С.А. Бочкарева, П.А. Люкшин и др. – Томск: Томск. гос. ун-т систем упр. и радиоэлектроники, 2007.

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРОЕНИЯ НЛЗ ИЗ СТАЛИ 65ГФ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС

Гриншпон А.С., Васенина Е.М., Седышев А.И., Павлова Н.В., Метлицкая М.К.
АО «Выксунский металлургический завод», ул. Бр. Баташевых, 45, г. Выкса,
Нижегородская обл., Россия, 607060
email: sedyshev_ai@vsw.ru

Исходя из мирового опыта, следует, что при замене слитка на НЛЗ требует внесения изменений весь технологический процесс производства, начиная с производства стали и заканчивая корректировками всех технологических операций непосредственно производства колёс.

На начальном этапе производства колёс из НЛЗ специалисты предприятия столкнулись с нестабильностью получаемых физико-механических, а также увеличения доли колёс с минимальными уровнем механических свойств, что в совокупности приводило к повышенному риску получения неудовлетворительных результатов испытаний. Необходимо было провести полное исследование металла на всех переделах колёсопрокатного производства.

Материалом для исследования послужили образцы, изготовленные из слитка сифонной разливки собственного производства Ø470 мм и непрерывнолитой заготовки производства АО «Уральская Сталь» Ø455 мм из стали 65 Г, а также образцы изготовленных из них колёс, отобранные на различных переделах колёсопрокатного производства.

В процессе работы проведено исследование особенностей формирования дендритной структуры, сформированной в процессе охлаждения микроструктуры по сечению слитка сифонной разливки собственного производства Ø470 мм и непрерывнолитой заготовки производства АО «Уральская Сталь» Ø455 мм из стали 65Г, загрязнённости неметаллическими включениями, ликвации и распределения химических элементов по их сечению. Определено влияние особенностей строения слитка и НЛЗ на процессы, протекающие в металле, и изменения структуры, оказывающие влияние на физико-механические свойства на всех переделах колёсопрокатного производства.

Проведенные исследования производства железнодорожных колёс из стали 65Г НЛЗ производства АО «Уральская Сталь» помогли определить основные причины получения более низких и нестабильных механических свойств на колёсах из стали НЛЗ, к которым относятся:

- Высокая химическая неоднородность по химическому составу, как по сечению, так и по длине заготовки;
- В металле колёс из НЛЗ отмечено более грубодисперсное строение перлита, которое прослеживается после всех переделов производства колёс;
- наличие микропор в металле колёс НЛЗ.

В связи с этим основной задачей, при производстве колёс из НЛЗ, является повышение прочностных свойств ободной части колёс, которое может быть достигнуто двумя путями.

Во-первых, введением в состав стали дополнительных легирующих элементов. Легирование приводит не только к твердо-растворному упрочнению, но и повышает температуру образования аустенита при нагреве. Карбидообразующие элементы, способствуют повышению прочности стали за счет дисперсионного упрочнения и измельчения зерна. На других предприятиях данная проблема решается за счёт

дополнительного легирования стали такими V, Cr, Ni, Mo, что приводит к значительным расходам и существенному повышению себестоимости.

Во-вторых, если оставлять используемый химический состав без дополнительного легирования, то твердость можно повысить путем диспергирования перлитной структуры, прежде всего уменьшением межпластиночного расстояния. Таким образом, если наличие микропор является выявленной особенностью строения непрерывнолитого металла, то дисперсностью перлитной составляющей можно попытаться управлять.

Как показали проведённые исследования разработанные режимы термического упрочнения для колёс, изготавливаемых из стали собственного производства, не обеспечивают необходимую, для получения более высоких и стабильных прочностных свойств металла, скорость охлаждения металла обода колеса в процессе прерывистой закалки. Перед специалистами предприятия встала задача по оптимизации режимов охлаждения колёс в процессе их термического упрочнения, с целью повышения скорости охлаждения. Основная трудность, при решении поставленной задачи, заключалась в том, чтобы при увеличении интенсивности охлаждения, получение в ободке однородной перлитной структуры по сечению обода колеса, несмотря на химическую неоднородность. На начальном этапе производства колёс из НЛЗ увеличение интенсивности охлаждения в процессе прерывистой закалки для повышения дисперсности структуры и повышения прочностных характеристик приводило к образованию с поверхности катания структур образующихся по сдвиговому и диффузионно-сдвиговому механизму. На основании проводимых ранее исследований был установлен оптимальный диапазон скоростей охлаждения для исключения образования структур мартенсита и бейнита с поверхности катания, и скорректирована технология термического упрочнения колёс из НЛЗ для получения более высоких и стабильных прочностных свойств железнодорожных колёс, при отсутствии дополнительного легирования стали.

В результате проведённых исследований определены особенности металла НЛЗ, влияющие на структурообразование в технологической цепочке производства и окончательные механические свойства железнодорожных колёс. Разработаны режимы и алгоритмы охлаждения колёс при закалке, позволяющие повысить уровень прочностных свойств и полностью перлитную структуру в ободьях колёс без дополнительного легирования стали и повышения себестоимости. Оптимизированы время закалки и отпуска для стабильного получения высоких физико-механических свойств железнодорожных колёс производства АО «ВМЗ».

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ В СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС НА УРОВЕНЬ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Романенко В.П., Севастьянов А.А., Фомин А.В., Севастьянов А.А.

АО «Выксунский металлургический завод», г. Выкса, Россия;

НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия;

e-mail: SEVASTJANOV_AA@vsw.ru

Железнодорожные колеса являются одним из основных и наиболее нагруженных элементов ходовой части подвижного состава, непосредственно взаимодействующих с путём, к которым предъявляются повышенные требования по эксплуатационной надёжности и ресурсу работоспособности. Развитие тяжеловесного и скоростного движения подвижного состава, а в целом непрерывное совершенствование всего железнодорожного транспорта, обуславливают необходимость постоянного повышения качества, эксплуатационных характеристик и ресурса работоспособности железнодорожных колёс.

Повышение обозначенных характеристик колёс возможно осуществить за счет улучшения качества исходной заготовки путём предварительной проработки литой структуры металла методами обработки металлов давлением. Обработкой металлов давлением возможно создание не только необходимой формы и геометрических размеров изделия, но и формирование благоприятной макро- и микроструктуры металла, обеспечивающей повышение его служебных свойств и эксплуатационной надёжности. При этом формирование структуры может быть осуществлено с учётом развития напряжений, возникающих при эксплуатации в готовом изделии, что позволяет существенно повысить ресурс его работоспособности [1, 2].

Одним из наиболее эффективных и перспективных методов, обеспечивающих существенную проработку литой структуры металла, является метод винтовой прокатки. Основной деформационный эффект проработки структуры металла достигается за счёт развития макросдвиговых процессов в обжимаемой заготовке при деформации. Эффективность проработки структуры металла зависит от интенсивности развития сдвиговых процессов при деформации. По этому показателю винтовая прокатка является наиболее эффективным способом обработки металлов давлением, причём в зависимости от режимов обжатия позволяет достичь различных результатов деформационного воздействия.

Многочисленными экспериментальными работами показано, что за счёт значительных макросдвиговых процессов в очаге деформации стана винтовой прокатки достигается проработка структуры металла даже при малых обжатиях [3]. При этом прорабатывается структура металла, как в центральной части исходной литой заготовки, так и в её периферийной зоне.

Экспериментальные исследования, проведенные в лабораторных условиях на модельных образцах колёсной стали, показали высокую эффективность применения винтовой прошивки в формировании механических свойств с обеспечением существенного повышения пластических свойств и ударной вязкости стали [4-6].

По результатам выполненных экспериментальных исследований осуществлено апробирование технологического процесса производства железнодорожных колёс диаметром 957 мм с использованием полых заготовок, полученных из толстостенных гильз. Для изготовления гильз использовались слитки сифонной разливки диаметром 474 мм колёсной стали марки Т по ГОСТ 10791.

Толстостенные гильзы получены прошивкой слитков на прошивном стане винтовой прокатки ЗАО «ЧТПЗ» при следующих технологических режимах и настроечных параметрах стана: расстояние между валками в пережиме 430 мм; выдвигание оправки за пережим валков 120 мм; обжатие в пережиме валков 9 %; угол подачи 5°; диаметр оправки 160 мм. Температура нагрева слитков перед прошивкой их в гильзы составляла 1220-1240 °С. Часть прошитых гильз дополнительно прокатывалась на стане винтовой прокатки без оправки.

Производство опытной партии железнодорожных колёс диаметром 957 мм из полых заготовок, а также из сплошных заготовок, полученных из исходных слитков одной плавки, осуществлялось на производственной линии АО «ВМЗ» по единой технологии, принятой для производства колёс из сплошной заготовки.

Изготовленные колёса опытной партии прошли полный производственный цикл, включая термическое и дробемётное упрочнение по единым режимам, а также контроль их качественного состояния на различных переделах.

По механическим свойствам колёса опытной партии, изготовленные из полых заготовок, полностью соответствуют требованиям ГОСТ 10791. Установлено положительное воздействие деформационной обработки слитка на повышение пластических свойств стали. По сравнению с колёсами текущего производства из сплошных заготовок колёса, изготовленные из полых, предварительно деформированных заготовок, обладают более высокими пластическими свойствами по следующим показателям: для обода по относительному удлинению на 8,6 %, по относительному сужению на 17,5 %; для диска по относительному удлинению на 9,5 %, по относительному сужению на 11,6 %. По прочностным характеристикам колёса опытной партии, изготовленные из полых заготовок, хоть и незначительно, но также превышают по этим показателям колёса, изготовленные из сплошной заготовки.

Также колёса опытной партии характеризуются более высокими значениями ударной вязкости при всех температурных условиях испытаний, как при положительной температуре (КСУ⁺²⁰), так и при отрицательной (КСУ⁻⁶⁰). По сопротивлению ударным нагрузкам при комнатной температуре (КСУ⁺²⁰) колёса опытной партии превосходили колёса текущего производства в среднем на 14,2 % по металлу обода и на 11,3 % по металлу диска. Наиболее высокие показатели механических характеристик по ударной вязкости стали колёс, изготовленных из полых заготовок, выявлены при отрицательных температурах (КСУ⁻⁶⁰). В этих условиях ударная вязкость металла диска опытных колёс более чем в 2 раза превосходила соответствующие значения для металла диска колёс текущего производства из сплошной заготовки.

По результатам механических испытаний опытных колёс установлено, что дополнительная обкатка не обеспечивает значительного повышения механических свойств железнодорожных колёс.

Результаты механических испытаний готовой продукции свидетельствуют, что деформационное воздействие на литой металл исходной заготовки заметно повышает механические свойства металла колёс. Использование деформированной заготовки для производства способствует, в первую очередь, росту пластических свойств металла, от которых, учитывая условия эксплуатации подвижного состава, напрямую зависит надёжность и долговечность работы железнодорожных колёс. Помимо улучшения пластических свойств винтовая прокатка за счёт доминирующего развития сдвигового смещения металла в тангенциальном направлении формирует в деформированной заготовке макроструктуру, ориентация волокон которой по отношению к действующим эксплуатационным нагрузкам будет наиболее стойка к

сколу и износу беговой дорожки колеса. По результатам выполненных исследований можно сделать вывод, что винтовая прокатка придает деформированной заготовке комплекс свойств, обеспечивающий в дальнейшем лучшую приспособляемость изготовленного изделия к эксплуатационным условиям железнодорожного транспорта, чем собственно и будет достигаться повышенный ресурс работоспособности колеса.

Наряду с повышением эксплуатационных характеристик железнодорожных колёс, перспективность технологии по использованию деформированной заготовки связана с возможностью снижения энергических затрат колёсопрокатного производства. При использовании полых заготовок соответственно по причине наличия внутренней полости, сокращается необходимое время их нагрева под деформирование. Сокращение энергозатрат также достигается вследствие снижения усилий деформирования за счет двустороннего истечения металла при операциях свободной осадки полый заготовки, последующей её осадки и разгонки в технологическом кольце.

Применение для производства колёс полый заготовки позволит снизить расходный коэффициент металла за счёт сокращения потерь металла в отходы при порезке исходной заготовки (гильзы) на части, а также существенно увеличить производительность данного передела.

Таким образом, технология производства колёс, основанная на использовании полый заготовки, является ресурсо- и энергосберегающей, способствует снижению производственных издержек и повышению потребительских свойств готовой продукции. Разработанная технология адаптирована для использования на действующих технологических линиях по производству железнодорожных колёс, а также для изготовления изделий типа дисков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тюрин В.А. Теория и процессыковки слитков на прессах. – М.: Машиностроение, 1979. – 240 с.
2. Микляев П.Г., Фридман Я.Б. Анизотропия механических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.
3. Галкин С.П., Харитонов Е.А., Романенко В.П. Радиально-сдвиговая прокатка новый высокоэффективный способ обработки металлов давлением. Прогрессивные технологии ОМД. Уч.-метод. пособие. – М.: ИРИАС, 2009. – 600 с.
4. Романенко В.П., Фомин А. В., Бегнарский В.В. и др. Деформационное воздействие винтовой прокатки на литую колесную заготовку // *Металлург*. 2012. № 10. С. 51-56.
5. Романенко В.П., Фомин А. В., Никулин А.Н. и др. Механические свойства колесной стали, деформированной сочетанием винтовой прошивки и свободной осадки // *Производство проката*. № 4. 2013. С. 18-22.
6. Романенко В.П., Фомин А.В., Никулин А.Н. Влияние предварительной деформации литой заготовки на служебные свойства колёсной заготовки // *Металлург*. 2013. №4. С. 63-68.

ПРИМЕНЕНИЕ ЦИФРОВЫХ МЕТОДОВ ПРИ ОПИСАНИИ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ

Кудря А.В., Соколовская Э.А.
НИТУ «МИСис», Москва, РФ
AVKudrya@isis.ru

Неоднородность структур – основная причина разброса качества конструкционных материалов. Отсюда важен прогноз свойств такой структуры на основе описания механизмов разрушения ее составляющих. В связи с этим развиваются методы оценки неоднородности разномасштабных структур и их разрушения.

Статистический характер изображений структур, особенности их отражения в строении изломов, априори предполагает совместное их рассмотрение в масштабах образца (изделия) с целью получения статистических оценок. Цифровизация обработки изображений в материаловедении – это не только получение иных масштабов полей зрения, но и использование иных подходов к их обработке. Если существующие подходы к оценке структур и изломов основаны на сравнении с эталоном (картинкой) или их словесном описании, то в рамках их цифрового представления возможно получение принципиально иной информации о морфологии объекта. Это и более высокие требования к функционированию оптико-цифрового тракта (микроскоп – цифровая камера – компьютер), где актуальным становится метрологическое обеспечение измерений, включающее в себя решение вопросов, связанных с оценкой роли различных факторов на «качество» обрабатываемых изображений (от условий режима травления до обоснования принципов удаления шумов различной природы). В частности, сопоставимость и воспроизводимость результатов достигается лишь при едином алгоритме и параметрах настройки для распознавания границы элементов структуры. Получение цифровой модели связано с выбором корректных алгоритмов бинаризации первичного изображения (выбор порогового значения интенсивности, переводящего изображение в черно-белое вида "0-1", где "0" – соответствует темным точкам, с интенсивностью ниже границы контраста, а "1" – светлым участкам) или мультиризации. Это даёт возможность однозначно «очертить» границы отдельных структурных составляющих, например, неметаллических включений, ямок на 2D-изображении излома [1].

При построении 3D-модели излома точность преобразования стереопары в карту рельефа методами стереофотограмметрии зависит от степени надежности предварительного визуального опознавания и выделения на обеих снимках достаточного числа достоверно совпадающих точек. Для сопоставления 3D-моделей, полученных на различных полях зрения (изломах) полезно использование эталон-объектов известной геометрии (соизмеримых с масштабами элементов излома) [2].

Возможность получения больших массивов данных (Big Data) результатов измерений открывает перспективы применения недоступных ранее (в т.ч. из-за трудоемкости обработки) алгоритмов обработки. Например, после бинаризации 2D-изображений панорам вязких изломов и их разбиения на полиэдры Вороного [3] можно построить, в частности, гистограммы распределения площадей полиэдров, числа их соседей и расстояний ямок от ближайших соседей, отражающие неоднородность размещения ямок (скупенность), что позволяет оценить различия в зарождении вязкого разрушения.

В настоящее время цифровая фотосъемка общедоступна, а для обработки измерений элементов структур существуют обширные пакеты быстродействующих программ, таких как Image Expert Pro [4]. Но для того, чтобы оценить значимость

найденных различий и принять решение, всю статистику измерений в конце необходимо свернуть в несколько чисел: параметры распределения, их ошибки воспроизводимости, показатель согласия с моделью.

Важную роль при этом играет корректный выбор статистики измерений с учетом природы анализируемого объекта. Показано, в частности, что при наблюдении закономерностей формирования дендритного рисунка в улучшаемой стали, различных микроструктур в сталях и сплавах размер кадра, начиная с которого обеспечивается воспроизводимость характеристик геометрии структуры, может превышать габариты стандартного образца для ударных испытаний. С одной стороны это означает, что при меньшей площади анализируемого кадра возможны случайные флуктуации числовых значений характеристик структуры, с другой – объясняет причину разброса значений тех же значений ударной вязкости для различных образцов однородной продукции.

Схожая картина наблюдается и при измерении геометрии изломов, когда на разных масштабных уровнях наблюдения, есть свой минимальный объем первичных данных, который даёт воспроизводимые значения параметров изломов.

Следует достаточно осторожно подходить к традиционному использованию средних значений характеристик параметров геометрии изображений для оценки различий морфологии разномасштабных структур и изломов. Как правило, здесь велика доля мелких элементов и если характер распределения, например, неметаллических включений по размерам имеет асимметричный характер, то в подобных случаях для сравнения различных выборок результатов измерения предпочтительнее использовать критерии непараметрической статистики.

В целом, использование цифровых методов в материаловедении, обеспечивая возможность быстрого накопления представительного объема результатов измерения геометрии структур и изломов, позволяет решить ключевую задачу - предсказать свойства неоднородной структуры из описания ее микроскопических составляющих и строения изломов. Эффективность такого подхода была апробирована, в частности, при оценке причин различий в ударной вязкости номинально однотипных вязких изломов конструкционных сталей различного состава и сортамента [3], конструировании оптимальной конфигурации структур твердых сплавов на железной основе для рабочих органов почвообрабатывающих машин с целью повышения их сопротивляемости преждевременному разрушению [5].

Список использованной литературы

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш. и др. // Изв. Вуз. Черная металлургия. 2009. №5. С.41-44.
2. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // Деформация и разрушение материалов. 2010. № 1. С. 38-44.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А. и др. // МиТОМ. 2015. № 4. С. 12-18.
4. Крупин Ю.А., Сухова В.Г. Компьютерная металлография.–М.: Изд. Дом МИСиС, 2009.
5. Мельниченко А.С., Кудря А.В., Ахмедова Т.Ш., Соколовская Э.А. // Металлург. 2017. № 12.

**МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ РАЗНОРОДНЫХ СТРУКТУР В КРУПНЫХ
ПОКОВКАХ ИЗ УЛУЧШАЕМОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

Нго Нгок Ха, Кайкибаева А.С., Соколовская Э.А., Кудря А.В.
НИТУ «МИСис», г. Москва, РФ
AVKudrya@misis.ru

Для понимания механизма последовательной, в рамках технологической наследственности, эволюции структур и дефектов необходимы объективные способы их измерения, алгоритмы описания стохастических структур, знание законов распределения характеристик их элементов в различных масштабах. В этой связи, целью настоящей работы явилось развитие методов прямого наблюдения и измерения разномасштабных структур в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА, выявление взаимосвязи их строения и оценка их влияния на разброс свойств.

В качестве объектов исследования были использованы изображения дендритного рисунка, серного отпечатка (по Бауману), микроструктуры и изломов в масштабах образцов и изделий трех крупных поковок кубической формы из улучшаемой стали типа 38ХНЗМФА. При удовлетворительных показателях механических свойств для всех поковок, по их сечению наблюдался значительный разброс вязкости и пластичности. Прежде всего, он мог быть вызван неоднородностью рисунка сохранившейся дендритной структуры и дальними последствиями ликвации (неравномерность размещения неметаллических включений и различия в устойчивости аустенита в осях и межосьях, ведущие к появлению разнородных структур). Масштабы дендритного рисунка и различия вязкости могут иметь различную природу. С увеличением толщины осей дендритов, становится больше степень ликвации и, соответственно, степень неоднородности конечных структур. Чем длиннее оси дендритов (а с ними и межосные промежутки), тем легче путь трещины по полоскам «плохой» структуры. Конфигурация дендритного «скелета» наряду с размерами определяет и размещение неметаллических включений (НВ), скопления и «пустыри» которых, лимитируют различия в условиях зарождения и протекания вязкого разрушения [1,2]

В работе были измерены и сопоставлены изображения макро- и микроструктур, серных отпечатков (по Бауману), в масштабах изделий, а также апробирована техника последовательного получения изображений: неметаллических включений на металлографическом шлифе, серного отпечатка по Бауману, микро- и дендритной структур в одной и той же плоскости шлифа, параллельной плоскости излома образца на растяжение.

На изображениях дендритной структуры поковок наблюдалось три зоны, отличающихся своим строением: периферийная, где оси столбчатой структуры примерно перпендикулярны поверхности поковки; промежуточная, с мелкодисперсной смесью дендритов; центральная, с грубыми, разно ориентированными дендритами. Эта неоднородность рисунка дендритов получила свое отражение в строении серного отпечатка. Это, в частности, подтверждает статистика полиэдров Вороного, построенных на фрагментах площадью 100 мм² (в масштабах образца), которые были вырезаны в диагональных направлениях поковки.

Оценка неоднородности размеров, кучности, плотности пятен (на серии кадров, площадью 100 мм², вырезанных по сечению поковок) в горизонтальном, вертикальном и диагональном направлениях показала, в частности, что их значения, как правило, уменьшаются от центра к краю поковки.

Для выделения областей скопления серы (тёмных пятен на серном отпечатке) проводили последовательные процедуры «дилатация – эрозия» (рис. 1). Контуры соединенных пятен после проведения последовательных процедур «дилатация-эрозия» соответствовали зонам с маленькими площадями полиэдров Вороного - областям с повышенной кучностью темных пятен серного отпечатка, это позволяет наглядно показать области скопления серы.

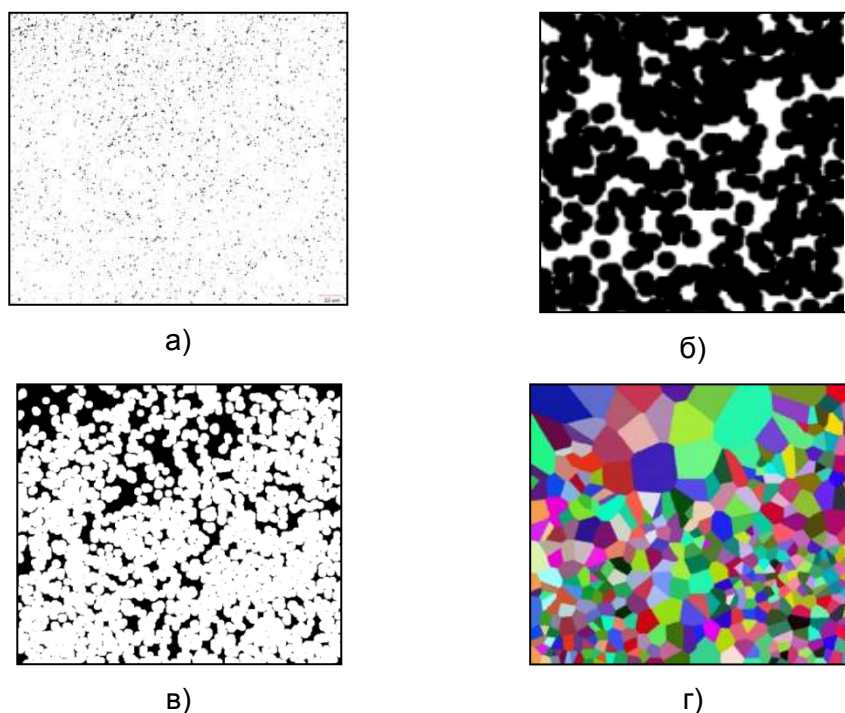


Рисунок 1 - Изображение серного отпечатка (а) после проведения последовательных процедур «дилатация (б) – эрозия (в)» и построения полиэдров Вороного (г)

Дендритная ликвация и неоднородность температурных полей поковки (по сечению) при ее охлаждении формируют неоднородную микроструктуру в поковке (дальние последствия ликвации). Действительно, в микроструктуре поковок обнаружены ферритные поля “белые пятна” поперечником от 20 до 140 мкм (рис. 2).

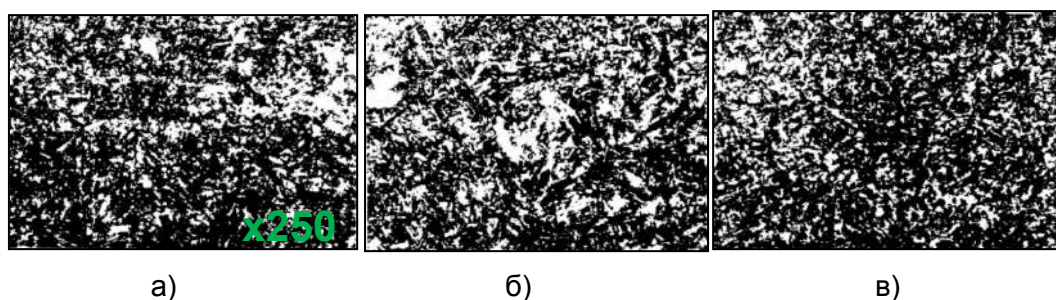


Рисунок 2 - Типичная микроструктура поковки в центральной (а), промежуточной (б) и периферийной зонах (в) поковок

Показано что, зависимость ударной вязкости от средней площади светлой составляющей в микроструктуре имеет линейный характер (коэффициент корреляции $>0,93$). Отсюда очевидно, что дальние последствия ликвации в поковках из стали 38ХНЗМФА (наличие ферритных полей в микроструктуре и неравномерное размещение сульфидов) – причина большого разброса вязкости по сечению поковок.

Последовательная дилатация бинаризованного изображения дала конфигурацию, повторяющую рисунок дендритов [2]. Дилатирование серного отпечатка также прямо указало места расположения пятен – междуетвия дендритов, а последовательное сопоставление изображений разномасштабных структур на одном и том же поле зрения – места локализации ферритных полей. Это указывает на единую, ликвационную, природу формирования неоднородных структур поковок из улучшаемой стали 38ХНЗМФА в различных масштабах наблюдения.

Таким образом, прямые измерения разнородных структур позволили установить их взаимосвязь. Это означает, в частности, что масштаб неоднородности первичных структур определяет их эволюцию в ходе последующего технологического процесса (технологическая наследственность). Сопоставление неоднородности изображений структур и изломов на разных масштабных уровнях наблюдения оказалось полезным также для реконструкции сценариев развития событий при разрушении разнородных структур. В целом, полученные результаты показали эффективность применения современных алгоритмов обработки изображений структур для определения причин разброса качества металла с развитой структурной неоднородностью.

Список использованной литературы

1. Сталь на рубеже столетий / Под ред. Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС. 2001. С. 445-543.

2 Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Известия РАН. Серия "Физическая". 2004. Т. 68. № 10. С. 1495.

**ПРОГНОЗ РИСКА РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В УПРОЧНЯЮЩИХ
НАПЛАВКАХ ПО МОРФОЛОГИИ ИХ СТРУКТУРЫ**

Мельниченко А.С., Ахмедова Т.Ш., Соколовская Э.А., Кудря А.В.
НИТУ «МИСус», г. Москва, РФ
tanya060592@gmail.com

Для прогноза риска преждевременного разрушения наплавки из твердых сплавов при эксплуатации полезны результаты оценки влияния геометрии неоднородных структур на процессы деформации и разрушения [1]. Однако для этого необходимо накопление представительного массива статистических данных результатов измерения структур и поверхности их разрушения с использованием компьютеризованных процедур [2 – 4]. В данной работе подобный подход использовался для определения требований к геометрическому строению структур твердых сплавов, используемых в качестве покрытий на рабочих органах почвообрабатывающих машин, обеспечивающих снижение риска их преждевременного разрушения.

В качестве объектов исследования использовались покрытия порошковых твердых сплавов типа ПГ-ФБХ-6-2, ПР-Х30СРНДЮ, ПР-Х4ГСР и ПГ-ФБХ-2(68%)+WC(30%)+Al(2%), полученных плазменно-дуговым способом, далее сплавы 1, 2, 3 и 4 соответственно. Изображения структур были получены на световом микроскопе Axio Observer D1m Carl Zeiss в диапазоне увеличений: $\times 50$ – $\times 1000$, изломов – сканирующем электронном микроскопе VEGA 3 SBH производства TESCAN.

В норме типичная структура износостойких наплавки представляет собой частицы твердой фазы, например, карбиды, окруженные относительно мягкой матрицей (рис. 1). При случайном распределении частиц одним из вероятных процессов износа наплавки при их силовом контакте с почвой является многократное пластическое деформирование одних и тех же объемов металла абразивными частицами почвы. В этих объемах в результате наклепа, локально достигается предел прочности матрицы, после чего начинается ее разрушение.

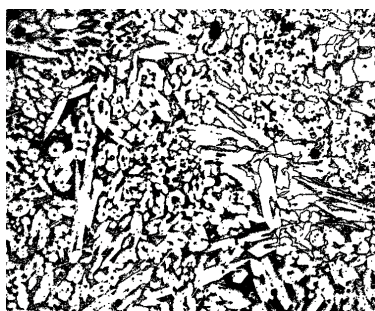


Рисунок 1 - Структура бинаризованного изображения износостойкой наплавки со случайным распределением карбидов (светлые объекты) в относительно мягкой матрице

Увеличение доли карбидной фазы повышает износостойкость, однако при существенном увеличении их количества карбиды могут выкрашиваться из-за разрушения прослоек матрицы, достигших предела прочности. В таком случае сопротивляемость твердого сплава разрушению и его износостойкость будут также определяться кооперативным влиянием размеров упрочняющих частиц и межчастичным расстоянием между ними (и характером его распределения).

В работе предложен метод оценки критической степени локальной деформации, после которой начинается разрушение износостойкой наплавки, в зависимости от совместного влияния двух параметров структуры – средней толщины вязких прослоек

между твердыми частицами и коэффициента асимметрии распределения толщин этих прослоек (которые варьировались в пределах от 0,8 до 1,8 мкм и от 2,5 до 3,2 соответственно для сплавов 1 – 4) (табл.).

Таблица - Сводная таблица значений коэффициента асимметрии для распределений значений толщин прослоек в структуре исследуемых твердых сплавов

Сплав	Толщина, мкм		Коэффициент асимметрии
	Средняя	Максимальная	
1	1,8	16	3,2
2	0,8	7	2,6
3	1,5	12	2,5
4	1,2	9	2,7

Первый параметр прямо связан с объемной долей твердой фазы. Коэффициент асимметрии g равен нулю у симметричного распределения, например, нормального, и чем больше он по абсолютной величине, тем больше отличаются правая и левая (относительно среднего значения параметра структуры) ветви распределения.

В качестве универсального асимметричного распределения вязких прослоек по толщинам было выбрано h гамма-распределение с плотностью вероятности

$$w_{\gamma}(h) = \frac{\lambda(\lambda h)^{b-1} \exp(-\lambda h)}{\Gamma(b)} \quad (1)$$

где $\Gamma(b)$ – гамма-функция Эйлера, λ – масштабный фактор

Параметр b распределения (1) – параметр формы. По мере его увеличения симметрия распределения возрастает (коэффициент асимметрии $g = 2/\sqrt{b}$ падает) а само распределение стремится к нормальному.

С уменьшением толщины прослойки напряжение течения и разрушающее напряжение возрастают, а пластичность снижается. В процессе деформации прослойки подвергаются наклепу и связанному с ним деформационному упрочнению [5,6]. Разрушение прослойки толщиной h наступает, когда в результате деформационного упрочнения напряжение течения прослойки достигает предела прочности и дальнейшая пластическая деформация прослойки становится невозможной:

$$\sqrt{\varepsilon} = \frac{1}{B} \left[(\sigma_{B0} - \sigma_{T0}) - \frac{k_T - k_B}{\sqrt{h}} \right] \quad (2)$$

где σ_{B0} – предел прочности массивного образца, σ_{T0} – предел текучести массивного образца, k_T – коэффициент Холла-Петча для напряжения течения, k_B – коэффициент Холла - Петча для разрушающего напряжения, B – коэффициент деформационного упрочнения

Установлено (рис. 2), что критическая деформация, возрастает по мере увеличения средней толщины прослоек. При разных коэффициентах асимметрии зависимости ведут себя подобно.

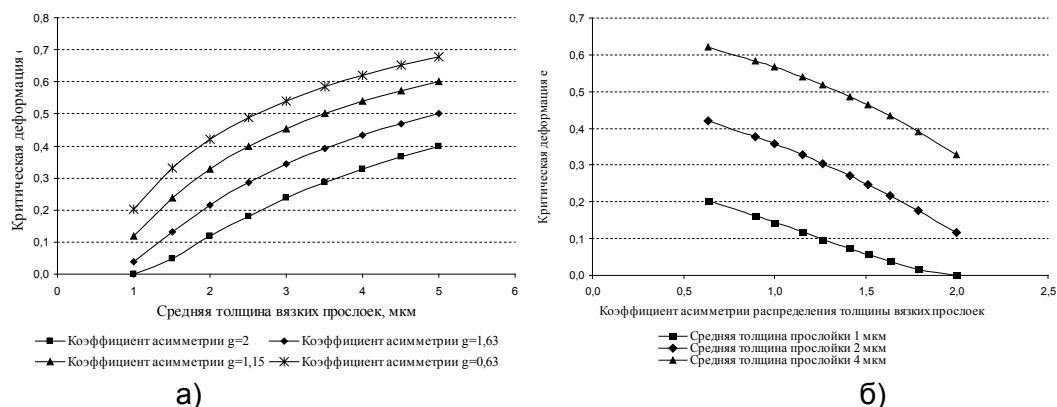


Рисунок 2 - Зависимость критической деформации от средней толщины вязких прослоек \bar{h} (а) и от коэффициента асимметрии распределения вязких прослоек (б)

Проведенные оценки кооперативного влияния разнородных структур на разрушение и износостойкость показали, что критическим фактором, инициирующим разрушение и выкрашивание поверхности наплавки (износостойкость) является максимальный размер упрочняющих частиц (карбиды более 150 мкм), а также кластеры дисперсных частиц поперечником от 50 – 70 мкм и выше (при толщине вязкой прослойки 10 – 15 мкм и ниже). Дальнейшее развитие разрушения и износа определяется уровнем дисперсности и однородности основной массы упрочняющих частиц и структурных составляющих (дендриты, зерна, эвтектика различной природы), соотношением средних значений толщин прослоек и величины коэффициента асимметрии кривой распределения толщин прослоек. Риск преждевременного разрушения наплавки определяется также масштабом градиента структур по толщине покрытия.

Список используемых источников

1. Разрушение. В 2 кн. Кн. 2. Разрушение структур: моногр. / М.А. Штремель – М.: Изд. Дом МИСиС. 2015. 976 с.
2. Соколовская Э.А. // Вопросы материаловедения. 2013, № 4. С. 143.
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. // Металлург. 2016. №12. С.77.
4. Крупин Ю.Б., Сухова В.Г. Компьютерная металлография. М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. 88 с.
5. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. II. Деформация. М.: МИСиС, 1997. 527 с.
6. Штремель М.А., Кузько Е.И., Пантелеев Г.В. // Деформация и разрушение материалов. 2005. №5. С.1.

**МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЧАСТИЧНО
СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ.
АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА**

**Боричевский В.Р.^{1,2}, Борик М.А.¹, Кулебякин А.В.¹, Ломонова Е.Е.¹,
Мызина В.А.¹, Милович Ф.О.², Табачкова Н.Ю.²**

¹Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия,

²НИТУ «МИСИС», Москва, Россия,

E-mail: vasbm@yandex.ru

Материалы на основе частично стабилизированного диоксида циркония имеют ряд свойств, которые делают их перспективными для использования во многих областях. Актуальность создания таких материалов определена перспективами их использования как конструкционных неметаллических высокопрочных и износостойких материалов, термобарберных и защитных покрытий, а также в качестве биоинертных материалов для медицины [1, 2]. Керамика на основе диоксида циркония уже нашла свое применение, но принципиальное отличие кристаллических материалов от керамических заключается в наличии анизотропии механических свойств, что потенциально позволит улучшить необходимые свойства.

В ходе работы были исследованы кристаллы частично стабилизированного диоксида циркония с концентрацией стабилизирующей примеси – оксида иттрия – от 2 до 4 мол. %. Кристаллы были выращены методом направленной кристаллизации в холодном контейнере. При таких концентрациях все кристаллы состояли из двух фаз, обе из которых являлись тетрагональными, но отличались степенью тетрагональности. Этот факт был подтвержден методами рентгеновской дифрактометрии. Также, с помощью просвечивающей электронной микроскопии было показано, что все кристаллы имели двойники.

Методом индентирования по Виккерсу проведены измерения микротвердости и трещиностойкости – коэффициента критических напряжений (K_{1c}). Измерения показали, что микротвердость слабо зависит от кристаллографической ориентации, в то время как значения трещиностойкости для разных ориентаций плоскости пластинок отличаются. Наибольшие значения трещиностойкости получены на образце, вырезанном по плоскости с нормалью $\langle 100 \rangle$. Была исследована зависимость микротвердости и трещиностойкости от направления диагоналей индентора. Максимальное значение трещиностойкости получено на плоскости $\{100\}$ при ориентации диагоналей индентора в направлении $\langle 100 \rangle$.

Методом локальной спектроскопии Рамана проведены исследования фазового состава внутри и вокруг отпечатков индентора на плоскостях $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ при нагрузках 20Н, 3Н и 1Н. Анализ показал, что при индентировании переход из тетрагональной фазы в моноклинную осуществляется анизотропно, что сказывается на реализацию трансформационного механизма упрочнения в кристаллах. Наибольшее количество моноклинной фазы было обнаружено на отпечатках, полученных при индентации на пластинках, вырезанных по плоскости $\{001\}$ при направлении диагоналей индентора $\langle 100 \rangle$. При этой ориентации отпечатков были получены наибольшие значения трещиностойкости. При такой ориентации диагоналей индентора максимальные действующие напряжения получаются вдоль когерентных плоскостей сопряжения тетрагональной и моноклинной фазы. При тетрагонально-моноклинном переходе – $(100) \rightarrow (100)_m$ и $[001] \rightarrow [010]_m$.

В кристаллах частично стабилизированного диоксида циркония кроме трансформационного может также реализовываться сегнетоэластических механизм

упрочнения, который также был подвергнут изучению. Исследования спектроскопии Рамана показали, что для реализации этого механизма упрочнения требуются напряжения существенно меньшие, по сравнению с трансформационным механизмом упрочнения.

Установлено, что при индентировании кристаллов диоксида циркония частично стабилизированного оксидом иттрия вклад в механизм деформации мартенситной и сегнетоэластичной трансформации различен и зависит не только от концентрации стабилизирующего оксида, определяющего структуру и фазовый состав материала, но и от кристаллографической ориентации плоскости индентирования и ориентации диагоналей отпечатка. Показано, что при снижении нагрузок соотношение действующих механизмов упрочнения меняется, снижение интенсивности появления моноклинной фазы происходит быстрее, чем снижение переориентации двойников тетрагональной фазы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-02-000742 и Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 1.32.

- 1 Г.А. Гогоци, Е.Е. Ломонова, В.В. Осико, Огнеупоры. 8, 14 – 17 (1991).
- 2 R.P. Ingel, D. Lewis, Journal of the American Ceramic Society. 71, 265 – 271. (1998).
- 3 A. Saiki, N. Ishizawa, N. Mitzutani and M. Kato, Journal of the American Ceramic Society of Japan. 97, 41 – 45 (1989).

ОБРАТИМАЯ ПАМЯТЬ ФОРМЫ В КОЛЬЦЕВЫХ КОНСТРУКЦИЯХ

Вьюненко Ю.Н.¹, Белоусов Н.Н.²

¹ ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, Российская Федерация, 6840817@mail.ru

² Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, Донецк

Применение кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ, "металлические мышцы") в конструкциях Шеров показало эффективность работы такого привода [1]. Подготовка КСПЭ к работе проводится как активным деформированием "металлических мышц" в низкотемпературном состоянии, так и с использованием состояния пластичности превращения при их охлаждении под нагрузкой через интервал температур прямого превращения [2]. В настоящее время наряду с силовыми элементами выполненными в виде бухт из проволоки и ленточных колец из никелида титана можно изготавливать силовые элементы из сварных проволочных овалов. Наличие наборов замкнутых проволочных контуров позволяет варьировать возможности установок типа Шер изменением количества деталей в приводах в зависимости от технологической задачи. Однако в первую очередь, поскольку речь идет о силовых элементах, встает вопрос о прочности сварной конструкции. Для сравнения этой характеристики у образцов из исходной проволоки и сварного были получены зависимости их деформации от приложенной нагрузки до разрушения. Опыты проводили на разрывной машине 2167P-50. Скорость деформирования задавали равной 1мм/мин. Длина рабочей части образца была равна ~ 100мм. Проволока диаметром 2мм была изготовлена из никелида титана с содержанием Ni ~ 50,35ат. %.

Графики на рис.1 показывают изменение удлинения исходного (кривая 1) и сварного (кривая 2) образцов с нарастанием нагрузки. Испытания показали, что разрушение во втором случае произошло в зоне сварки. Удлинение до разрыва оказалось в 3 раза меньше, чем у исходного образца. Однако уровень разрушающей нагрузки превысил 60% от величины, соответствующей первой кривой. Это уже позволяет применить сварные кольца в конструкции КСПЭ.

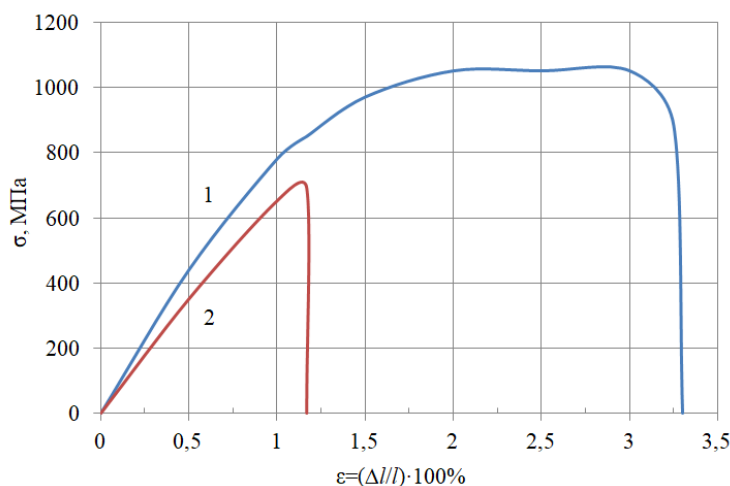


Рисунок 1 - Сравнение механических свойств исходных (1) и сваренных (2) образцов TiNi

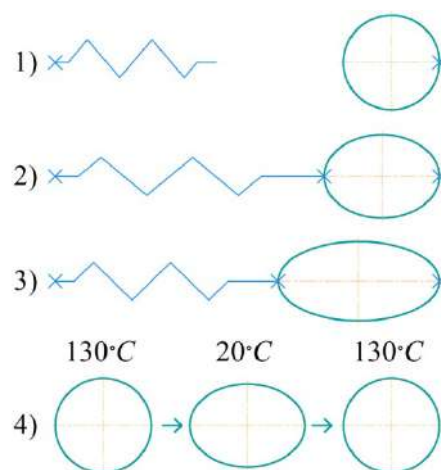


Рисунок 2- Схема наращивания обратимой памяти формы

Наличие сварных овалов дало возможность оценить применимость в "металлических мышцах" эффекта обратимой памяти формы (ОПФ). Для этого были

изготовлены сварные кольца диаметром ~ 62 мм. Деформирование образца в условиях пластичности превращения проводили с помощью спиральной пружины (рис.2). В исходном раздельном состоянии система пружина-кольцо нагревается в термостате до 130°C (рис.2, 1). При такой температуре материал овала полностью переходит в аустенитное состояние. Пружина растягивается и соединяется с кольцом. На кольцо начинает действовать усилие в 22.6Н. Диаметр, вдоль, которого действует сила, увеличивается на ~ 1 мм (рис.2, 2). В таком взаимодействии система пружина-кольцо охлаждается с термостатом. До 60°C форма кольца остается постоянной. В интервале температур $60 - 50^\circ\text{C}$ начинается процесс формоизменения (рис.3, кривая 1). Кольцо вытягивается в направлении действия силы на $\Delta d=13$ мм, приобретая "эллиптическую" форму (рис.2, 3). При этом сила, действующая на овал, уменьшается до ~ 15.6 Н. После разгрузки образца и нагрева первоначальная форма полностью восстановилась (рис.3, кривая 2). Во время повторного охлаждения в результате эффекта обратимой памяти формы максимальное увеличение диаметра образца $\Delta d_{\text{опф}}$ составило 2.3 мм. Нагрев вернул кольцо в начальное состояние (рис.2, 4).

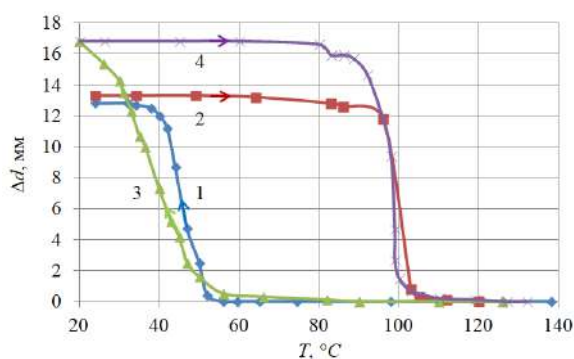


Рисунок 3- Температурная зависимость формоизменения сварного кольца в результате пластичности превращения и ЭПФ в 1 термоцикле (1, 2) и после 12 теплосмен (3, 4)

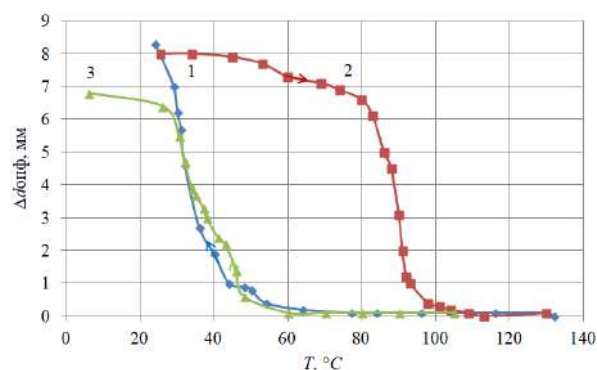


Рисунок 4- Температурная зависимость формоизменения сварного кольца в результате ОПФ после 12 термоциклов (1, 2) и с генерацией усилий при охлаждении (3)

В работе [3], исследуя явление обратимой памяти формы при активном деформировании материала в мартенситном состоянии, авторы отметили постепенный рост деформационного эффекта ОПФ при циклировании механического и теплового режимов воздействия на образец сплава TiNi. Поэтому с целью выяснения возможности увеличения формоизменения кольца было проведено многократное термоциклирование образца в заданном режиме. После 12 термоциклов Δd в условиях реализации пластичности превращения увеличилось до 15 мм (рис.3, кривая 3). Нагрев восстанавливал первоначальную форму образца за счет эффекта памяти формы (ЭПФ) (рис.3, кривая 4). Деформационные эффекты ОПФ возросли более чем в 3 раза (рис.4) и Δd достигло 8 мм. Температурные интервалы формоизменения сместились в сторону более низких температур на $\sim 10^\circ\text{C}$.

В течении следующих 20 термоциклов $\Delta d_{\text{опф}}$ превысило 12 мм и практически стабилизировалось (рис.5). Дальнейшее термоциклирование без охлаждения кольца под нагрузкой привело к уменьшению деформационного эффекта ОПФ на $\sim 20\%$. Но кольцевой силовой элемент сохраняет способность генерировать усилия как при нагреве, так и при охлаждении.

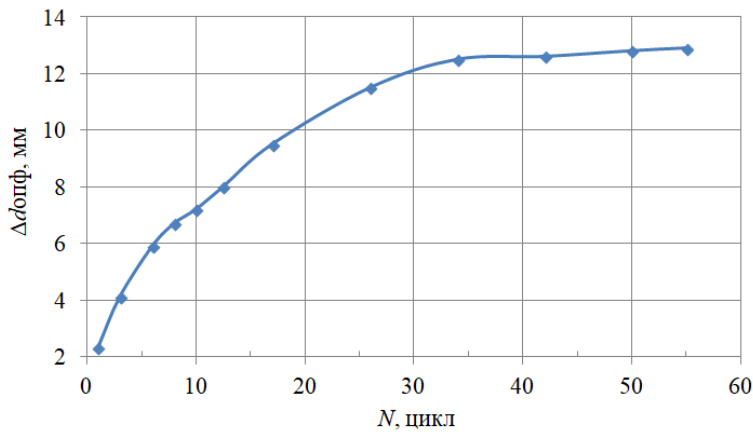


Рисунок 5 - Циклический рост обратимой памяти формы

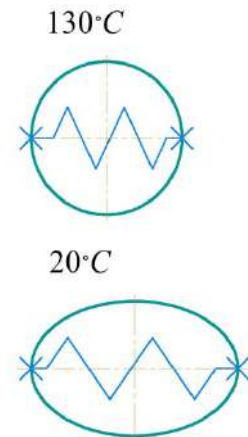


Рисунок 6 - Схема реализации обратимой памяти формы с генерацией усилий

На рис.6 приведена схема опыта. В аустенитном состоянии вдоль направления формоизменения кольца закрепляется пружина. Силовое воздействие на образец отсутствует. Во время остывания до 50°C форма овала постоянна. В интервале от 50°C до 25°C кольцо вытягивается и деформирует пружину (рис.4, кривая 3). Сила, действующая на образец со стороны упругого элемента, возрастает от 0 до ~ 3.7Н.

Полученные значения генерируемых усилий и деформационные характеристики ОПФ для кольца массой 5г говорят в пользу возможного использования в технологических устройствах аналогичных Шеру эффекта обратимой памяти формы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов / Перспективные материалы и технологии: сб. статей Междунар. науч. симпозиума – Витебск: УО «ВГТУ», 2011. – С.182-184.
2. Вьюненко Ю.Н., Хлопков Е.А., Волков Г.А. Механические свойства "металлических мышц" из материалов с эффектом памяти формы / Перспективные материалы и технологии: монография. В 2-х т. Т.1. Глава 25. / В.А. Андреев [и др.]; под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. – С. 412-429.
3. Андронов И.Н., Вербаховская Р.А., Данилов А.Н., Корепанова В.С. Мартенситный тип обратимой памяти формы в устройстве для восстановления систолического размера кольца митрального клапана. / Заводская лаборатория –Т.76, №8, 2010. – С. 38-42.

ПСЕВДОНЕПОЛНОЕ СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Страумал А.Б.^{1,2}, Мазилкин А.А.¹, Протасова С.Г.¹, Страумал Б.Б.^{1,2}

¹ *Институт Физики Твёрдого Тела РАН, Черноголовка, Россия*

² *Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС», Москва, Россия, a.str@issp.ac.ru*

Еще в 1977 году Дж. Кан предсказал возможность существования не только объемных фазовых переходов, но и фазовых переходов на границах раздела (границах зерен и межфазных границах) [1]. Одним из них является фазовый переход смачивания на границах зерен в металлах. Суть данного эффекта на границах зерен (ГЗ) заключается в том, что если в системе есть две фазы (твердая и жидкая или твердая и твердая), то при некоторых условиях энергия границы зерен может оказаться выше, чем удвоенная энергия межфазной границы раздела. Тогда система перераспределяет вторую фазу, находящуюся на границе зерен или в тройном стыке, в сплошную прослойку между зёрнами, полностью заменив, таким образом, данную границу зерен. В таком случае говорят, что произошел поверхностный фазовый переход смачивания. Если энергия границы зерен ниже двойной энергии межфазной границы раздела, то тогда вторая фаза остается в виде частиц или капель на границе зерен или в тройном стыке ГЗ. Такой случай называют неполным смачиванием данной границы зерен. Равновесный контактный угол, который формируется в стыке ГЗ и второй фазы, определяется отношением энергии ГЗ и удвоенной энергии межфазной границы. Чем ближе значения этих энергий друг к другу, тем ближе данный угол к нулю. На данный момент смачивание ГЗ исследовалось в системах Al–Sn, Zn–Sn, Cu–In, Al–Sn–Pb, W–Ni, Al–Ga, Al–Sn–Ga [2–8]. При этом важно понимать связь смачивания, адсорбции и сегрегации. Термины адсорбция и сегрегация обычно используют в случае, если на границе зерен образовался тонкий, от одного до нескольких атомных слоёв, слой растворенного элемента. При этом не учитывается, заполняет он всю границу зерен или только часть её площади. В случае смачивания на границах зерен рассматриваются толстые прослойки, которые полностью соответствуют критериям объемной фазы, и смоченной считается только граница зерен, полностью замененная на прослойку второй фазы.

Однако, сравнительно недавно была открыта еще одна возможная ситуация смачивания, а именно, так называемое псевдонеполное смачивание. Суть данного явления заключается в одновременном существовании тонкой прослойки легирующего элемента (по сути сегрегации) на границе зерен и объемной частицы расплава или твердой фазы на основе данного легирующего элемента в контакте с прослойкой на ГЗ и с ненулевым контактным углом. При этом данная ситуация равновесна во времени при температуре исследования, толщина прослойки не увеличивается, а контактный угол не уменьшается и может быть очень велик. Псевдонеполным такой случай смачивания называется потому, что большой контактный угол указывает на неполное смачивание, но при этом по всей площади границы зерен наблюдается многослойная сегрегация второго легирующего элемента. Строго говоря, данный объект уже нельзя называть границей зерен. Ранее такие прослойки во всех исследованных системах, перечисленных выше, не наблюдались.

Впервые псевдонеполное смачивание наблюдалось в коллоидной химии на системах алканы–вода. Когда капля алкана садится на поверхность воды, то сразу образуется очень тонкий, порядка нескольких атомных слоёв, слой алкана на поверхности воды. При этом у капли алкана сохраняется ненулевой контактный угол и он не уменьшается во времени. Такую пленку на поверхности принято называть в коллоидной химии «пленкой прекурсора», и в случае сидячей капли она формируется в результате Ван-дер-Вальсовых сил взаимодействия. В случае несмешивающихся жидкостей такие пленки появляются всегда.

В металлических системах такое явление впервые было найдено в системах Cu–Pb и Cu–Bi. На поверхности монокристалла меди создавали слой висмута или свинца. При отжиге чуть выше температуры плавления висмута и свинца слои на поверхности

меди разбиваются и собираются в капли с ненулевым контактным углом. При этом на всей поверхности меди остается тонкий слой висмута и свинца с каплями, сидящими на нем. При стравливании этого слоя с поверхности и повторном отжиге хорошо различимо, как из-под расплавленных капель расплзается опять по всей поверхности такой же тонкий слой второго элемента. При этом важно отметить, что медь и висмут и медь и свинец очень плохо растворимы друг в друге, так же как и алканы в воде.

Логично предположить, что так же как и в ситуации с полным смачиванием, если псевдонеполное смачивание на поверхности существует в металлических системах, то и на границах зерен такой эффект тоже может наблюдаться. Однако ранее этот эффект не наблюдался.

В данной работе впервые экспериментально показано существования псевдонеполного смачивания на границах зерен в двухфазных сплавах систем Al–Zn, Nd–Fe–B и W–C–Co. Все эти системы были выбраны потому, что сплавы этих систем обладали свойствами, необъяснимыми в рамках классической теории о строении двухфазных систем, и которые можно объяснить существованием очень тонких прослоек на границах зерен.

В системе Al–Zn на образцах состава Al–30 вес % Zn после кручения под высоким давлением (КВД) наблюдалась нетипично высокая пластичность, что могло быть объяснено существованием прослоек цинка на границах зерен алюминия. Для подтверждения этого были исследованы образцы состава Al–10 вес % Zn деформированные методом КВД.

Применение метода КВД, одного из методов интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяет достигнуть мелкозернистой структуры образца с составами фаз, соответствующими некоторой эффективной температуре. То есть, если бы данный сплав отжигался при такой температуре, то состав и соотношение фаз было бы таким же, как после КВД.

Таким образом, применение данного метода в эксперименте выполняло сразу две задачи. Во-первых, измельчение структуры позволило увеличить удельное количество границ зерен в поле зрения просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ). Это увеличивает вероятность найти искомые зернограницные прослойки при меньшем количестве наблюдений в ПЭМ. Во-вторых, так как эффективная температура после КВД, в случае этого эксперимента, составляла примерно 200°C, то при реальном отжиге длительность отжига до достижения стабильной микроструктуры могла быть порядка 8500 часов, и использование КВД значительно ускоряет эксперимент. КВД производилось при давлении в 6 ГПа, скорости вращения бойка 1 об/мин. Было произведено 5 оборотов бойка.

Образцы исследовались на сканирующем просвечивающем электронном микроскопе (СПЭМ) в режиме высокоуглового кольцевого темного поля (ВКТ). Такой режим дает очень сильный элементный контраст, и можно различать даже очень маленькие скопления примесных атомов. На Рис. 1 приведена микрофотография образца Al – 10 вес % Zn, сделанная в режиме ВКТ СПЭМ. Видно, что на границе зерна присутствует тончайшая прослойка цинка, а контактный угол у частицы цинка не равен нулю и близок к 60°.

При исследовании профиля интенсивности ВКТ СПЭМ сигнала поперек ГЗ Al/Al было определено, что толщина прослоек цинка составляет 1-2 нм. Было также показано, что вторая фаза имеет кристаллическую структуру, что соответствует твердофазному псевдонеполному смачиванию.

В системе Nd–Fe–B также исследовалось псевдонеполное смачивание. Сплавы данной системы обладают высокой намагниченностью насыщения и коэрцитивной силой, которые нельзя объяснить только существование толстых прослоек парамагнитной фазы на основе неодима, разделяющих магнитные зерна фазы Nd₂Fe₁₄B. На Рис. 2 показано, что на границах зерен Nd₂Fe₁₄B/Nd₂Fe₁₄B существуют тонкие прослойки парамагнитной фазы Nd, находящиеся одновременно в контакте с объёмной частицей этой фазы с ненулевым контактным углом. Изучение профиля интенсивности сигнала ВКТ СПЭМ показало, что толщина этих прослоек составляет 4-5 нм.

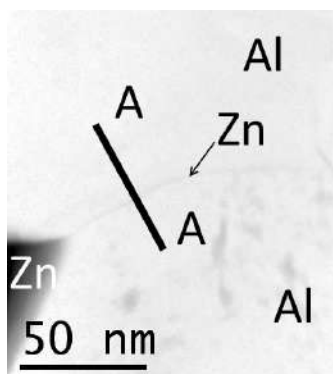


Рисунок 1 – микрофотография в режиме ВКТ СПЭМ, образца Al–10 вес % Zn. Стрелкой указана прослойка цинка. Сверху и снизу зерна алюминия. Линия А-А – место исследования профиля интенсивности сигнала ВУК ТП.

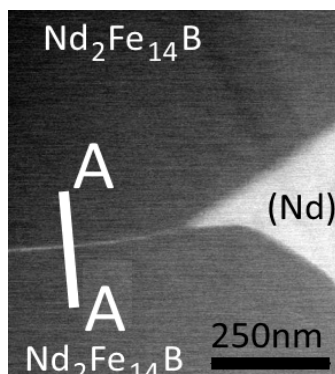


Рисунок 2 – микрофотография в режиме ВКТ СПЭМ образца системы Nd–Fe–В. Линия А-А – место исследования профиля интенсивности сигнала ВУК ТП.

Последней системой, в которой было предположено существование псевдонеполного смачивания, была система WC–Co. Опыты по исследованию смачивания поверхности карбида вольфрама жидким кобальтом показывали полное смачивание, тогда как в объемных материалах средний контактный угол очень далек от нуля. Лишь на 10% границ контактный угол достигает нуля. Эти два факта находятся в противоречии.

Исследуя с виду несмоченные границы зерен WC/WC при помощи ВКТ СПЭМ, мы определили, что на них находятся тонкие прослойки кобальта. Изучение профиля интенсивности сигнала ВКТ СПЭМ показало, что толщина этих прослоек 5-7 нм.

Таким образом, мы доказали экспериментально существование еще одного состояния смачивания – псевдонеполного смачивания.

Авторы благодарят РФФИ за финансовую поддержку (грант № 18-03-00284).

Литературные источники:

1. J.W. Cahn, J. Chem. Phys. 66 (1977) 3667.
2. B. Straumal, D. Molodov, W. Gust. J. Phase Equilibria. 15 (1994) 386.
3. B. Straumal, W. Gust, D. Molodov. Interface Sci. 3 (1995) 127.
4. B. Straumal, T. Muschik, W. Gust, B. Predel. Acta metall. Mater. 40 (1992) 939.
5. B.B. Straumal, W. Gust, T. Watanabe. Mater. Sci. Forum 294–296 (1999) 411.
6. B. Straumal, D. Molodov, W. Gust. Mater. Sci. Forum 207–209 (1996) 437.
7. V.G. Glebovsky, B.B. Straumal, V.N. Semenov, V.G. Sursaeva, W. Gust. High Temp. Mater. & Processes 13 (1994) 67.
8. B. Straumal, S. Risser, V. Sursaeva, B. Chenal, W. Gust. J. Physique IV 5, C7 (1995) 233.
9. Straumal, B., Valiev, R., Kogtenkova, O., et al., Acta Mater., 2008, vol. 56, no. 8, p. 6123.
10. Valiev, R.Z., Murashkin, M.Y., Kilmametov, A., et al., J. Mater. Sci., 2010, vol. 45, no. 17, p. 4718.
11. Straumal, B.B., Kogtenkova, O.A., Protasova, S.G., et al., J. Mater. Sci., 2011, vol. 46, no. 11, p. 4243.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТОРОВ ВЛИЯЮЩИХ НА СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА

Хапов А.С., Поротников Л.К., Киселёв В.Г., Чеканов С.В.

Всероссийский – научно – исследовательский институт автоматики им.

Н.Л. Духова, г.Москва, Россия, vnii4@vniia.ru

1. Введение

Кристаллографическая текстура – это преимущественная ориентация зерен в пространстве, относительно внешних осей образца. В кристаллических материалах текстура возникает при кристаллизации, пластической деформации, рекристаллизации, электролизе и вакуумном осаждении металлов [1]. Текстура существенно влияет на механические и физические свойства материала. Текстурированный поликристаллический материал обладает высоким уровнем анизотропии [2].

Принцип рентгеновских методов исследования включает расщепление исследуемого материала, обладающего практически всегда развитой кристаллографической текстурой, на отдельные компоненты, соответствующие зернам с разными ориентациями.

2. Эксперимент

Из монокристаллического молибдена на электроэрозионном станке нарезались пластины, толщиной порядка 500 мкм, трех основных кристаллографических ориентаций $\{100\}$; $\{110\}$; $\{111\}$. Пластины подвергались химическому травлению с целью очистки поверхности и отжигу для снятия внутренних напряжений. Далее следовал процесс полирования поверхности подложки. Полировка являлась необходимым фактором для обеспечения низкого уровня шероховатости поверхности образца. После вышеперечисленных операций, следовало нанесение слоя титана на монокристаллические подложки методом магнетронного напыления рисунок 1.



Рисунок 1 - Внешний монокристаллических подложек с напыленным слоем титана

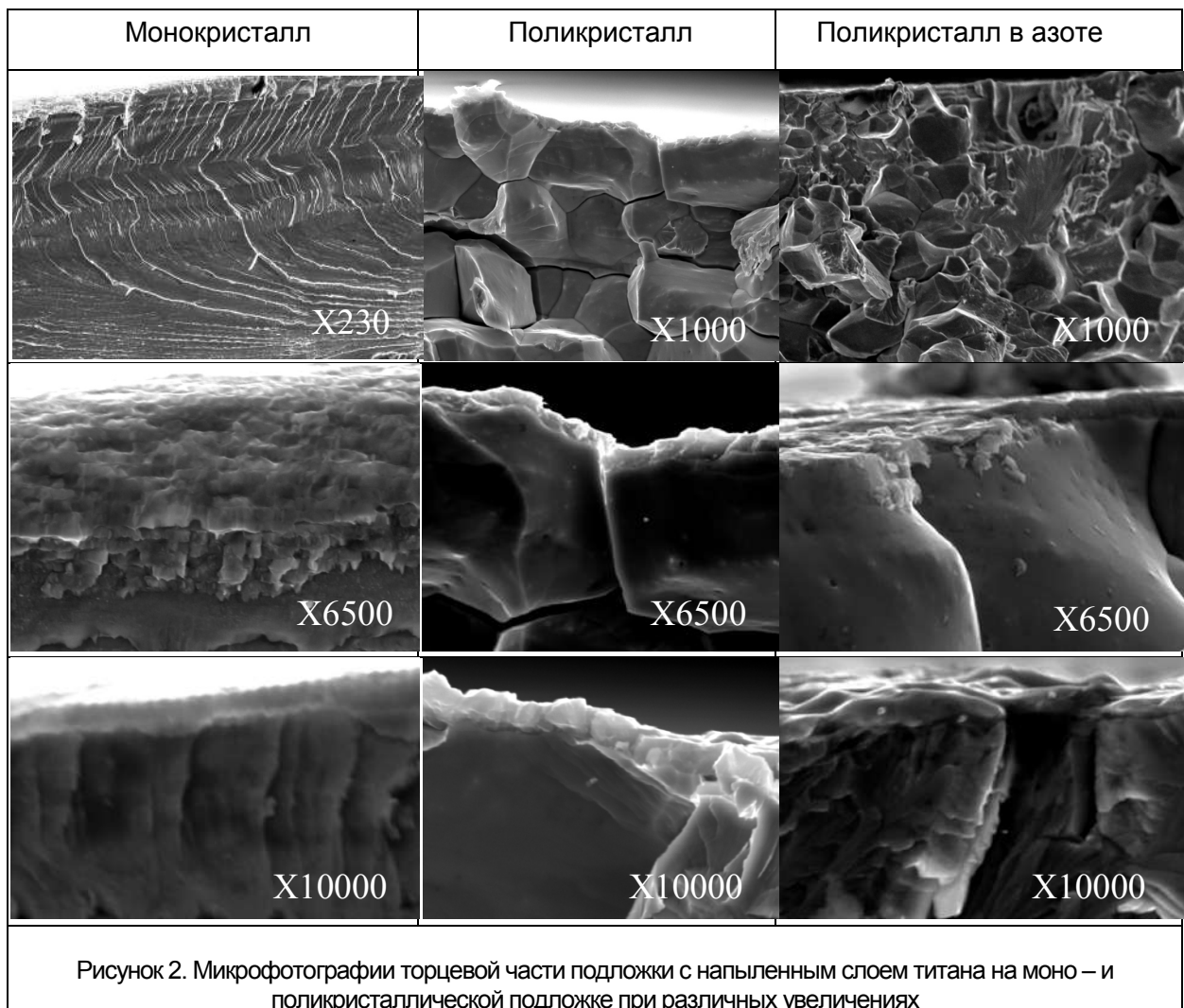
Далее методами рентгеновского текстурного анализа определялась кристаллографическая ориентация напыленного слоя сорбента. Экспериментально в работе установлены ориентационные соотношения между подложкой из монокристаллического молибдена и напыленным слоем титана $OЦК - ГПУ: \{110\}_n \parallel \{001\}_r ; [111]_n \parallel [100]_r$.

Испытания на термоциклирование проводили при температуре 350°C в течении нескольких часов. Процесс установления термической стабильности проводили в установках с различными степенями вакуума. Термическая стабильность – это способность материала сохранять неизменным атомное отношение (стехиометрию) газа к металлам и сплавам при изменении температуры относительно исходного состояния.

Испытания термоциклирования образцов на установках с различной степенью вакуума показали зависимость, глубины отрицательного давления от термической стабильности материала. Данные потерь водорода образцами, указывают на процесс связанный с количеством растворенного оксида титана в слое сорбента. Искаженные параметры решетки титана, а также цвета побежалости на поверхности образца, до

процесса насыщения водородам, свидетельствуют о наличии оксида титана, а также альфированного слоя. Из полученных результатов предполагается, что на термическую стабильность подложек с напыленным слоем титана в первую очередь влияет барьерный оксидный слой, его толщина, стехиометрия и однородность. Альфированный слой в свою очередь, является неким армирующим компонентом, который так же положительно сказывается на процессах связанные с удержанием водорода в решетке по средствам внутренних напряжений.

Исследование влияния дефектной структуры подложки на формирование титанового слоя в данном разделе проводилось путем анализа данных сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) рисунок 2.



После напыления титана на подложку, образец подвергался механическому разрушению при комнатной температуре и после выдержки в жидком азоте. Эксперимент проводился на моно– и поликристаллический образцах. Из данных приведенных на рисунке 2, титан на монокристаллической подложке имеет однородный слой по толщине, скол торцевой части имеет вязко – хрупкое разрушение, дефектов и трещин на слое сорбента не зафиксировано. В тоже время титан на поликристаллической подложке имеет также высокий уровень адгезии в сопряженном слое Mo – Ti, однако склонность к растрескиванию возникает в материале подложки по механизму межзеренного охрупчивания молибдена и передается по дефектным областям на титановый слой. Границы и их пористость, унаследованные титановым слоем от подложки, по всей видимости, являются одним из транспортных каналов водорода.

3. Выводы

– Исследование термической стабильности монокристаллических образцов с напыленным слоем титана выявило возможность повышения температуры отжига по отношению к поликристаллическим образцам. В ходе испытаний определено влияние кристаллографической текстуры материала на термическую стабильность монокристаллических образцов, определены ориентации с наибольшим показателем этой величины.

– Установлены ориентационные соотношения между сопрягаемыми слоями подложки и напыленного слоя титана.

– В работе определены некоторые механизмы десорбции водорода, при различных условиях испытаний.

– Установлено, что дефекты подложки, а именно границы зерен, точечные дефекты, полностью наследуются напыленным слоем титана.

Список литературы

[1]. Физическое материаловедение: Учебник для вузов. В 7 т. / Под общей ред. Б.А. Калина. – М.: МИФИ, 2012. Том 1. Физика твердого тела. – М.: МИФИ, 2012г.

[2]. Полухин П. И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. – М., Металлургия, 1982г.

**ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Ильичев М.В.¹, Ливанова Н.О.², Тюфтяев А.С.¹, Филиппов Г.А.²

¹ОИВТ РАН, г. Москва, Россия

²ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия, iqs12@yandex.ru

Известно, что повышение прочности и надежности конструкционной стали может быть осуществлено применением комплекса технологических приемов, обеспечивающих улучшение качества по вредным примесям и газонасыщенности, измельчение структуры за счет модифицирования, рационального раскисления и микролегирования, использование специальных режимов деформационно-термической обработки. Повышение уровня прочности стали без обеспечения запаса вязкости увеличивает опасность преждевременного хрупкого разрушения стальных изделий и конструкций.

Среди известных способов упрочнения конструкционных материалов можно выделить три основных: объемное упрочнение, объемно-поверхностное и поверхностное.

В настоящем докладе рассмотрены закономерности влияния различных способов упрочнения на прочность и сопротивление хрупкому, в том числе замедленному разрушению, конструкционных сталей разных структурных классов: феррито-перлитных, перлитных и мартенситных.

Представлены реальные случаи преждевременного хрупкого разрушения и причины их вызвавшие, а также принципы создания высокопрочных конструкционных сталей с повышенным сопротивлением хрупкому разрушению.

Наиболее эффективными способами увеличения запаса вязкости конструкционных сталей является повышение степени чистоты по примесным элементам и неметаллическим включениям, а также измельчение структуры. Одним из примеров успешно решенных задач повышения уровня прочности и надежности является создание высокопрочных низколегированных сталей для трубопроводного транспорта [1].

Благодаря рафинирующим обработкам содержание серы в современных низколегированных сталях обеспечивается не выше 0,005%, что в сочетании со снижением содержания углерода, микролегированием и применением специальных технологий контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения позволяет повысить класс прочности до X100 и X120 при значениях низкотемпературной ударной вязкости 300-400 Дж/см².

Другим примером успешного решения задачи одновременного повышения прочности и надежности является создание составов и технологий термической обработки высокоуглеродистых перлитных сталей для железнодорожного транспорта [2]. Повышение качества колесной стали позволило при условии увеличения содержания углерода и микролегирующих добавок создать стали со структурой ультрадисперсного перлита для железнодорожных колес грузовых и пассажирских вагонов с улучшенными эксплуатационными характеристиками.

К одному из наиболее эффективных способов объемно-поверхностного упрочнения можно отнести легирование стали компримированным азотом. Насыщение стали азотом в условиях повышенных температур и давлений позволяет повысить твердость поверхностных слоев металла до 60-62 HRC на глубине нескольких миллиметров при сохранении пластичности и вязкости сердцевины [3]. Такой способ объемно-поверхностного упрочнения способствует увеличению эксплуатационного

ресурса металлоизделий, работающих в жестких условиях трения и износа. Например, инструментальные стали, подшипник, детали топливной аппаратуры и др.

Среди множества способов поверхностного упрочнения металлоизделий широкое распространение нашли плазменные технологии [4]. В отличие от различных видов химикотермической обработки, плазменная обработка позволяет упрочнять локальную область изделия, наиболее подверженную внешнему воздействию.

В частности плазменная обработка внутренней поверхности гребней железнодорожных колес позволяет существенно увеличить их эксплуатационный ресурс за счет повышения твердости в зоне контакта колеса с рельсом. Изменение твердости по глубине от поверхности гребня колеса, подвергнутого плазменной обработке, показало ее возрастание, что является следствием образования в процессе плазменной обработки градиента характерных для стали типа 65Г структур – от высокоазотистого аустенита и мартенсита до троостита и сорбита.

Особый интерес представляют результаты исследований влияния плазменной обработки на структуру и свойства колесной стали после длительной эксплуатации с дефектами, возникшими в результате взаимодействия колеса с рельсом [5]. Как показали исследования плазменное упрочнение колес после эксплуатации без обточки до полного устранения поверхностных дефектов приводит к следующему: исчезает область наклепа, а количество мелких дефектов типа трещин и выщербин уменьшается, что возможно является следствием их «залечивания» в результате воздействия плазменной струи на поверхность металла. Однако грубые окисленные трещины, возникшие в ходе эксплуатации, остаются без наблюдаемых изменений.

Проведенные рентгеноструктурные исследования образцов по глубине от поверхности катания подтвердили протекание процесса релаксации остаточных напряжений в результате плазменной обработки.

Таким образом, плазменное упрочнение бывших в употреблении колес без обточки позволяет снизить количество мелких дефектов и продлить эксплуатационный ресурс изделия.

Список литературы.

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами. –М., Металлургиздат, 2003. -500 с.
2. Шишов А.А., Никулин А.Н., Сухов А.В., Филиппов Г.А. Технологические аспекты повышения надежности железнодорожных колес // Сталь. 2007. №9. С. 79-83.
3. Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Филиппов Г.А. Структура и свойства стали 40Х после упрочнения в среде компримированного азота // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2012. № 4. С. 70-74.
4. Ильичев М.В., Исакаев Э.Х., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Плазменная обработка сталей с различным химическим составом // Бюллетень «Черная металлургия». 2008. №10. С. 54-57.
5. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние технологических параметров плазменной обработки на формирование структуры и свойств стали типа 60Г //Металлург. 2008. №10. С. 59 – 62.

РЕАЛИЗАЦИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ И ТЕПЛОВИМ ВОЗДЕЙСТВИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

**Рубаник В.В.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{1,2}, Лесота А.В.¹, Сибирев А.В.³, Беляев С.П.³,
Реснина Н.Н.³**

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

²УО «Витебский государственный технологический университет»,
г. Витебск, Беларусь

³ Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия

Известно, что эффект памяти формы в сплаве TiNi может быть инициирован ультразвуковыми колебаниями. Вместе с тем, влияние ультразвуковых колебаний на степень восстановления деформации и эффективность данного способа инициирования эффекта памяти формы по сравнению с обычным нагревом не изучено. Поэтому целью работы явилось комплексное исследование восстановления деформации при конвективном нагревании или ультразвуковом воздействии в сплаве TiNi, предварительно деформированном до различных деформаций.

Плоские образцы сплава Ti-50,2ат.-%Ni длиной и шириной рабочей части 70 и 4 мм и толщиной 0,9 мм закалили от 800°C 10 мин в воде и отожгли при температуре 500°C 2 часа. После указанной термообработки сплав испытывал B2 → B19' превращение при температурах: M_n=42°C, M_k=30°C, A_n=57 °C, A_k=74°C. Образцы предварительно растягивали при температуре 25°C, при которой сплав находился в мартенситном состоянии, до деформации 5 – 30 % и разгружали. Часть образцов нагревали до температуры 140–200°C, чтобы реализовать обратное мартенситное превращение и инициировать эффект памяти формы. Оставшиеся образцы устанавливали в волновод и подвергали ультразвуковому воздействию (20 секунд) с использованием генератора ультразвуковых колебаний УЗГ 20-15. Температуру образца контролировали с помощью тепловизора NEC TN9100.

Полученные результаты показали, что величина эффекта памяти формы, инициированного нагреванием и ультразвуковым воздействием, оказывается сопоставимой. Увеличение предварительной деформации немонотонно влияет на величину восстанавливаемой деформации, максимальное значение которой 4,7% наблюдается в образце, предварительно деформированном до 10%, в котором остаточная деформация составляет 8%. Установлено, что ультразвуковое воздействие частично или полностью подавляет эффект стабилизации мартенсита, что приводит к тому, что восстановление деформации при ультразвуковом воздействии происходит при более низких температурах, чем при обычном нагревании. Таким образом, результаты исследования показали, что ультразвуковое воздействие может быть эффективно использовано для инициирования эффекта памяти формы в образцах, вне зависимости от их предварительной деформации. Преимуществами ультразвукового инициирования эффекта памяти формы являются время, за которое восстанавливается деформация (20 секунд), и подавление эффекта стабилизации мартенсита, что является актуальным при применении сплавов с памятью формы в приводах.

Работа выполнена при поддержке молодежного международного проекта Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант №Т17РМ-112) совместно с Российским фондом фундаментальных исследований (грант № 17-58-04078-Бел_мол_а).

СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНОЙ КЕРАМИКИ
НА ОСНОВЕ НИКЕЛЬ – ЦИНКОВОГО ФЕРРИТАШут В.Н., Сырцов С.Р., Лалетин В.М., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В.,
*Петлицкий А.Н.

ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

*ОАО «ИНТЕГРАЛ», г. Минск, Беларусь

e-mail: shut@vitebsk.by

Одним из наиболее быстро развивающимся направлением в физике активных диэлектрических материалов является разработка структур с изменяющимися по объёму характеристиками – **градиентных ферроиков (graded ferroics, GF)** [1]. Теоретически предсказано появление ряда уникальных и практически значимых эффектов (например, смещение петель гистерезиса), возникающих в таких системах при приложении переменных электрических (магнитных, деформационных) полей. Наибольший объем работ, выполненных к настоящему времени в данном направлении, посвящен исследованию систем с сегнетоэлектрической неустойчивостью. В частности, создание градиентных структур на основе твёрдых растворов $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ позволило преодолеть один из главных недостатков, присущих однородным материалам – температурную нестабильность их характеристик. В тоже время в градиентных сегнетоэлектриках экспериментально не подтверждено наличие эффектов, предсказанных теорией. Поэтому большой интерес представляет исследование указанных эффектов в градиентных магнитных структурах. Создание таких материалов весьма перспективно и в плане модификации их «традиционных» магнитных характеристик – проницаемости, удельной намагниченности и т.п. Отметим, что в последние годы появились работы, подтверждающие увеличение магнитоэлектрического эффекта в композиционных структурах с градиентной магнитной подсистемой. Целью данной работы является исследование структуры и свойств градиентной керамики на основе феррита $(Ni_{1-x}Zn_x)Fe_2O_4$, полученной по толсто пленочной технологии.

Объектом исследования являлись многослойные структуры $(Ni_{1-x}Zn_x)Fe_2O_4$, содержание цинка в которых составляло $x = 0; 0.1; 0.2$. Из исходных порошков методом шликерного литья получали пленки толщиной $\sim 25 \mu m$ [2]. Однородные структуры (с фиксированной концентрацией цинка) собирались из пленок одинакового состава. Для изготовления градиентных структур совместно прессовались пленки различных составов $(Ni_1Fe_2O_4 + (Ni_{0.9}Zn_{0.1})Fe_2O_4 + (Ni_{0.8}Zn_{0.2})Fe_2O_4$ (по три пленки каждого состава)). Для уменьшения диффузионных процессов на границах слоев с различным составом был применен двухступенчатый режим спекания образцов. На первом этапе температура полученных заготовок повышалась до максимального значения $1270^\circ C$, затем снижалась до $1100^\circ C$ при которой осуществлялась выдержка в течение 3 h. Окончательная толщина многослойных образцов составляла $\sim 200 \mu m$.

Рентгеноструктурные исследования, образцов показали, что используемая технология синтеза позволяет получать однофазные структуры в диапазоне концентрации замещения никеля цинком $x=0-0.2$. Параметры элементарных ячеек градиентной структуры с обеих сторон идентичны их значениям для однородных материалов соответствующего состава. На рисунке 1 представлены SEM-изображения поверхностей градиентного образца с различным содержанием цинка – соответственно при $x=0$ (рис. 1а) и $x=0.2$ (рис. 1б). Однородная микроструктура материалов обеих поверхностей свидетельствует о сбалансированности условий синтеза.

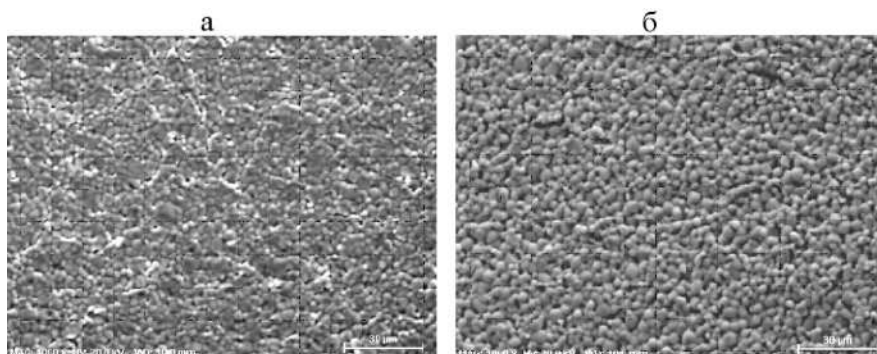


Рисунок 1 - SEM-изображения поверхностей градиентной магнитной керамики с различным содержанием цинка (а – $x=0$, б – $x=0.2$)

SEM-изображение торцевой поверхности и пространственное распределение основных элементов по толщине керамики представлены на рисунке 2.

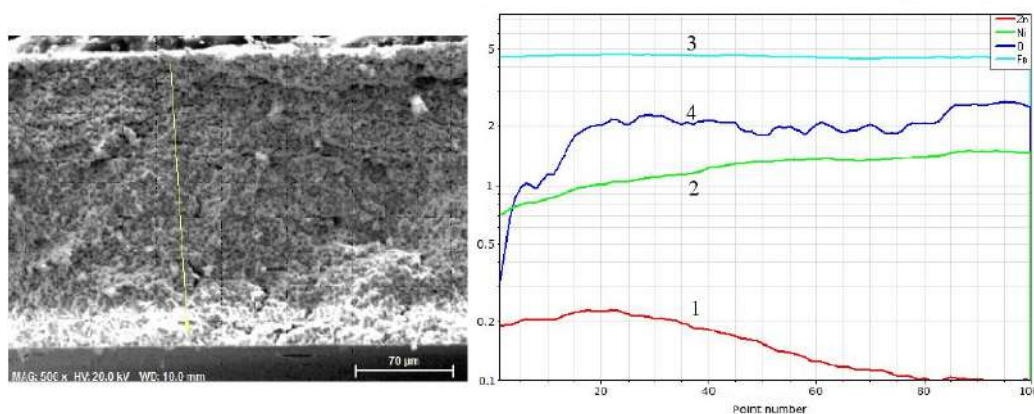


Рисунок 2- SEM-изображение торцевой поверхности и распределение элементов по толщине образца (1 – цинк, 2 – никель, 3 – железо, 4 – кислород)

Видно, что используемая в данной работе технология позволяет добиться квазинепрерывного распределения ионов цинка и никеля по толщине образца в диапазоне концентраций от $x=0$ до 0.2. Можно предположить, что изменение магнитных и диэлектрических характеристик происходят преимущественно по толщине пленок, а каждый из слоев многослойной структуры имеет магнитную восприимчивость χ и удельную намагниченность σ , близкие к параметрам однородных материалов соответствующего состава.

Были изучены зависимости удельной намагниченности градиентных структур от величины индукции магнитного поля $\sigma=f(\mathbf{B})$ при комнатных температурах в геометрии параллельного и перпендикулярного направления магнитного поля относительно плоскости пленок. При приложении поля параллельно плоскости образца петли гистерезиса для всех однородных образцов имели стандартный вид (рис. 3). Для аппроксимации петель гистерезиса каждого из слоев образца использовались выражения :

$$\sigma = \pm \sigma_s \operatorname{th}\left(\frac{\pm B - B_c}{2\delta}\right)$$

где σ_s – намагниченность насыщения, σ_r – остаточная намагниченность (верхний знак соответствует восходящей ветви петли, нижний знак – нисходящей).

Результаты эксперимента подтвердили предположение, что результирующая петля магнитного гистерезиса градиентной структуры может быть образована «суммированием» ординат петель магнитного гистерезиса отдельных слоев структуры (рис. 3).

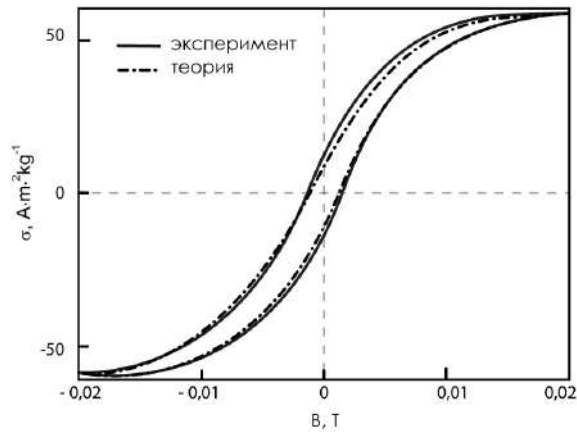


Рисунок 3- Петли магнитного гистерезиса образца с градиентом состава (магнитное поле параллельно поверхности слоя)

В случае если внешнее поле коллинеарно градиенту величины намагниченности (градиенту состава) – $\mathbf{H} \parallel \nabla \sigma$, петли имели вид, представленный на рисунке 4.

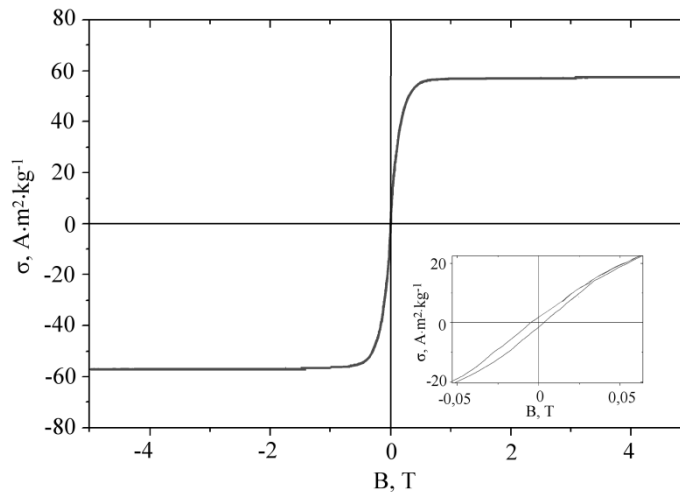


Рисунок 4 - Петли магнитного гистерезиса образца с градиентом состава (магнитное поле $\mathbf{H} \parallel \nabla \sigma$). На вставке детально изображена область вблизи $B = 0$

В пределах погрешности эксперимента, сдвига петли гистерезиса (ни по оси σ , ни по оси B), свидетельствующего о наличии в исследуемых материалах внутреннего поля обнаружено не было. Вероятной причиной этого является наличие в системе полидоменной структуры, препятствующей появлению внутреннего магнитного поля.

Используемый в данной работе метод получения градиентных структур, может быть эффективен при изготовлении магнитных материалов (в частности, ферритов) с модифицированными характеристиками.

Список литературы:

- [1] J.V. Mantese, S.P. Alpay. Graded Ferroelectrics, Transpacitors and Transponents. Springer, New York. (2005). 153 p.
- [2] В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, Л.С. Лобановский, К.И. Янушкевич. ФТТ, **58**, 1907, (2016).

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СО СВЯЗНОСТЬЮ 3-(3-0)

Шут В.Н., Лалетин В.М., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В.
*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь,
e-mail: shut@vitebsk.by*

Мультиферроики – материалы, в которых сосуществуют магнитное и электрическое упорядочение, а взаимодействие электрической и магнитной подсистем проявляется в виде магнитоэлектрического (МЭ) эффекта – возникновении в образце электрического поля при приложении магнитного – $E = \alpha H$ [1]. С точки зрения практического применения наиболее перспективными являются двухфазные магнитоэлектрические композиты различной связности, состоящие из двух механически связанных друг с другом фаз – магнитострикционной и пьезоэлектрической. Хотя МЭ эффект отсутствует в отдельных фазах, в результате взаимодействия пьезоэлектрической и магнитной подсистем через упругие деформационные поля, он наблюдается в композитах – возникает как результат произведения свойств (product property) отдельных фаз структуры. Важными факторами, определяющими характеристики МЭ композитов, являются качественный интерфейс (perfect interface) между магнитной и пьезоэлектрической фазами и тип их связности. Из 10 возможных типов соединения фаз в двухфазных композитах, наибольшее распространение получили объемные композиты со связностью 3-0 (по классификации Newnham [2]). При этом одна фаза композита (обычно пьезоэлектрическая) имеет связность во всех трех направлениях (обозначается индексом 3), а вторая фаза (магнитная) – изолированная и не имеет связности ни в одном направлении (обозначается индексом 0).

Теоретически доказано, что для достижения высоких МЭ характеристик необходимо повышенное содержанием (свыше 50 %) магнитной фазы. Задача создания таких систем оказалась практически трудно реализуемой из-за высокой проводимости зерен магнитной фазы, способствующей возникновению в композите перколяционного эффекта. Наличие этого эффекта существенно затрудняет процесс поляризации композита и усиливает проблемы, связанные с токами утечки (leakage problem). Кроме того недостатком многих двухфазных композитов (особенно с металлическим магнитным наполнением) является их недостаточная механическая прочность. Многочисленные попытки решения указанных проблем за счет вариации состава композитов и параметров стандартной керамической технологии, а также использования альтернативных способов изготовления (горячее прессование, СВЧ и SPS спекание и другие) позволили сделать это лишь частично.

Одним из перспективных способов повышения диэлектрических и МЭ характеристик композитов является создание структур с модифицированной связностью (квазисвязностью) [3]. Эффективность данного подхода была продемонстрирована на примере трехфазных квази-0-3(0-3-3) полимерных композиционных систем (polymer lased composites). В них внедрение обеих активных компонент (пьезоэлектрической и магнитной) осуществлялось в полимерную матрицу (сополимеры P(VDF-TrFE)), через которую происходит взаимодействие фаз. Благодаря высокому качеству интерфейса, механические свойства структуры в целом при этом оказываются необыкновенно высокими.

В данной работе нами исследуются характеристики композита на основе ЦТС и феррита никеля с квазисвязностью 3-(3-0). В отличие от полимерных квазиструктур (в которых неактивный полимер используется просто в качестве связующего вещества) в нашем случае в качестве матрицы используется пьезоактивная PZT керамика, вносящая дополнительный вклад в МЭ отклик образца. А в качестве наполнителя PZT матрицы может выступать МЭ композит (0-3) PZT-NiFe₂O₄ с высоким (до 80%) содержанием феррита никеля. В результате суммарная концентрация магнитной фазы

в образце может превышать ее содержание в образцах с обычной связностью, что также должно способствовать увеличению МЭ характеристик.

Получение МЭ структур проводилось по керамической технологии. В качестве исходных материалов использовали цирконат - титаната свинца марки ЦТС 23 (пьезоэлектрическая фаза) и феррит никеля с добавками кобальта $\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_{4-\delta}$ (магнестрикционная фаза). Из этих компонент синтезировали промежуточный композиционный материал PZT 850 – 20 масс.% и феррит никеля кобальта – 80 масс.%. Спекание проводилось на воздухе при температуре 1180°C в течение двух часов в тиглях со свинецсодержащей засыпкой во избежание нарушения стехиометрии состава пьезокерамики. Далее промежуточный композит перетирали в ступе в течение 1,5 часов в жидкой среде до получения порошкообразного состояния. На следующем этапе промежуточный композит смешивали с порошком PZT 850, прессовали в таблетки и спекали по указанному выше режиму. В результате были получены образцы системы $(1-x)\text{PZT} - x\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_{4-\delta}$ с суммарным содержанием феррита 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6 весовых долей. После спекания, образцы (диаметр 8.7 – 9 мм) подвергались плоскопараллельной шлифовке.

Результаты дифракционного анализа композитов различных составов и чистых исходных компонентов свидетельствуют о том, что используемая в настоящей работе технология позволяет получать двухфазные структуры: ферритмагнитная фаза $\text{NiFe}_{1.9}\text{Co}_{0.02}\text{O}_{4-\delta}$ (со структурой шпинели) и сегнетоэлектрическая фаза PZT (с тетрагональной перовскитной структурой) отдельно сосуществует в композитах всех составов. Других промежуточных или межграницных фаз с помощью рентгеновского дифракционного анализа обнаружено не было. Результаты исследований влияния состава композита на удельное сопротивление представлены на рис.1. Для исследованных композитов величина удельного сопротивления попадает в интервал от $5 \cdot 10^{12}$ Ом·см до $1 \cdot 10^{14}$ Ом·см, что позволило провести эффективную поляризацию образцов.

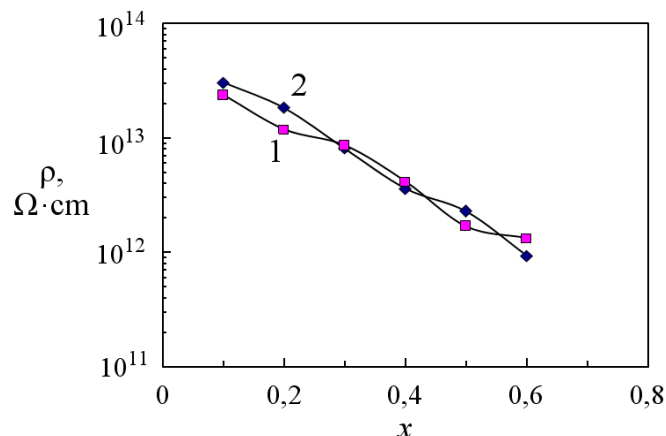


Рисунок 1 - Зависимости удельного сопротивления композиционных материалов от концентрации феррита никеля (1 - образцы с квазисвязностью 3-(3-0), 2 - образцы с «обычной» связностью 0-3)

На рисунке 2 представлены зависимости диэлектрической проницаемости (ϵ) и тангенса угла потерь ($\text{tg}\delta$) композитов различной связности от содержания фазы феррита в них. Для обоих видов связности наблюдается монотонное уменьшение ϵ с увеличением концентрации феррита и рост диэлектрических потерь. Следует отметить, что при всех концентрациях потери при комнатной температуре находятся на удовлетворительно низком уровне ($\text{tg}\delta \leq 0.02$). Изменение поперечного магнитоэлектрического коэффициента в зависимости от концентрации феррита в композитах различной связности представлена на рис. 3.

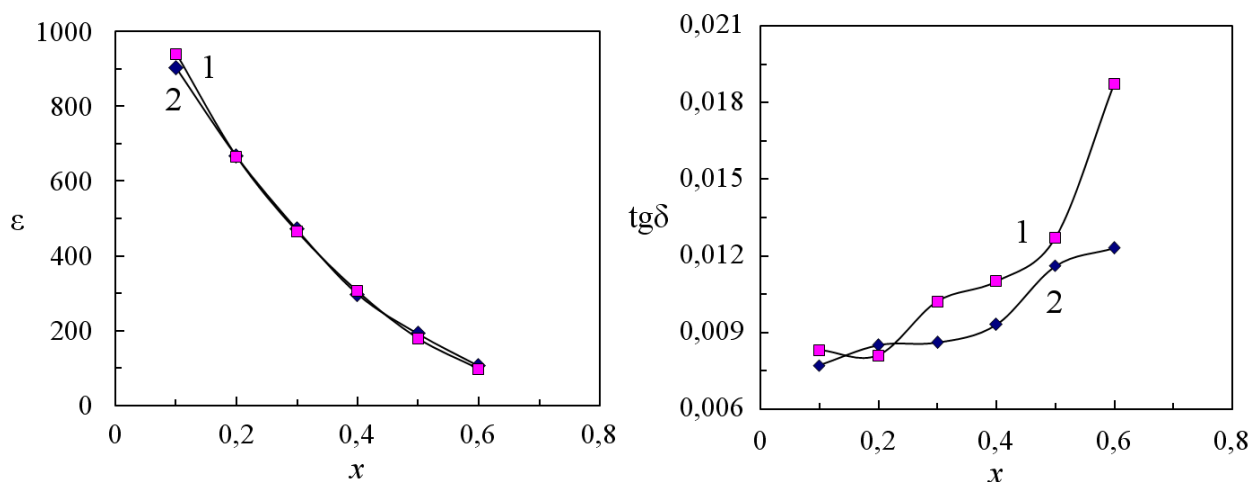


Рисунок 2- Зависимости ϵ и $\text{tg}\delta$ композитов различной связности от концентрации феррита никеля (1 - связанность 3-(3-0), 2 - 0-3)

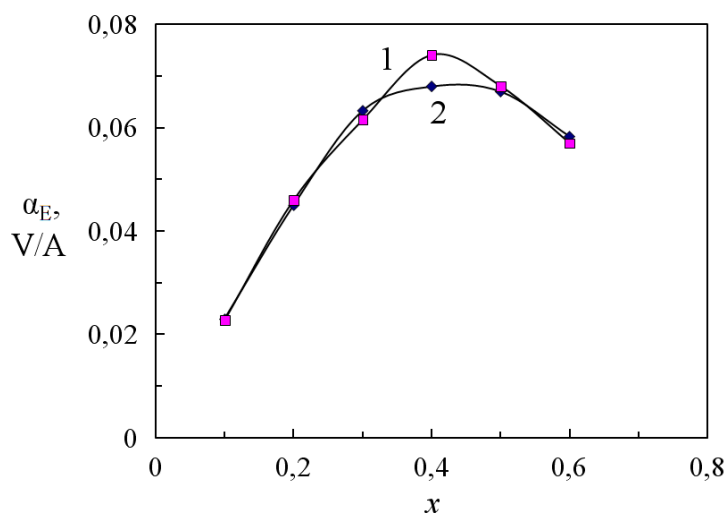


Рисунок 3 - Зависимости поперечного МЭ коэффициента от концентрации феррита для композитов различной связности (1 - связанность 3-(3-0), 2 - 0-3)

Видно, что максимальное значение МЭ коэффициента достигается при концентрациях феррита 40-50 вес.%. Причем для композитов со сложным типом связности α_E на ~10% выше по сравнению с «классическими» образцами. Следует отметить, что разработанный метод изготовления объемных композиционных материалов с новым типом связности 3-(3-0) имеет дальнейшую перспективу развития за счет оптимизации состава и температурных режимов синтеза.

Список литературы:

- [1] J. Ma, J. Hu, Z. Li, C.-W. Nan. *Nan. Adv. Mater.* 23, 1062 (2011).
- [2] R.E. Newnham, D.P. Skinner, L.E. Cross. *Mat. Res. Bull.* 525 (1978).
- [3] Multiferroic magnetoelectric composites: Historical perspective, status, and future directions / C.-W. Nan [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2008. – Vol. 103, Is. 3. – P. 031101–031101-35.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ ОКСИДА МЕДИ СОНОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ И ИССЛЕДОВАНИЯ ИХ СВОЙСТВ**Шут В.Н.* , Мозжаров С.Е.* , Янченко В.В.** , Акулёнок О.М.*******Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь***Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Беларусь****ОДО «Научно-исследовательское коллективное предприятие Ресан»,
Витебский государственный медицинский университет, Витебск, Беларусь.*****УЗ «Витебская областная клиническая больница», Витебск, Беларусь*

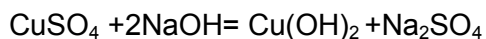
Порошки оксидов меди нашли многочисленные применения в различных областях: они являются основой высокотемпературных сверхпроводников и применяются для изготовления прозрачных проводников p -типа, производства электрохромных покрытий, стекла и эмалей, а также используются в качестве газового сенсора и фотовольтаического материала в солнечных батареях [1]. Оксиды меди широко используются как антибактериальные продукты [2], для защиты древесины, в катализе, в частности, для приготовления катализатора, применяемого для очистки газовых смесей от оксида углерода в выбросах промышленных предприятий, для очистки выхлопных газов двигателей внутреннего сгорания, а также для придания медицинским материалам биоцидных свойств [3].

На сегодняшний день существует достаточно большое количество методов получения мелкодисперсных и наноразмерных порошков оксида меди: высокотемпературный процесс окисления; электрический взрыв проводников; электролиз меди с использованием переменного тока промышленной частоты и др. [4]

В последнее время для получения мелкодисперсных и наноразмерных порошков различного назначения активно развиваются методы с применением ультразвука – сонохимические и соноэлектрохимические методы [5, 6]. Существенным достоинством сонохимических методов является их высокая производительность и дополнительные возможности управления ходом процесса, как путем изменения параметров химических реакций, так и за счет изменения режимов УЗ-воздействия.

Нами предложен новый метод получения оксида меди под действием ультразвука из прекурсора – гидроокиси меди ($\text{Cu}(\text{OH})_2$).

На первом этапе, при медленном добавлении раствора CuSO_4 под действием ультразвука к раствору NaOH (мольное соотношение - 1:2,2) получаем $\text{Cu}(\text{OH})_2$:



На втором этапе - отмытую и осажденную гидроокись меди смешиваем с дистиллированной водой (объемное отношение твердого к жидкому 1:3) и подвергаем действию ультразвука в течение 5 минут. За это время голубая гидроокись меди превращается в темно коричневую смесь оксидов меди.

Эффекты воздействия УЗ на химические процессы в жидких средах достаточно хорошо исследованы [6-8]. Кроме нагрева среды и интенсификации массопереноса, воздействие УЗ вызывает кавитационные явления — образование микропузырьков, при коллапсе которых могут быть достигнуты очень высокая температуры (>5000 К), давление (>20 МПа) и скорость охлаждения ($> 10^7$ К/с), а также происходит генерация ударных волн. Благодаря этому на кавитационных пузырьках возникают дополнительные центры зародышеобразования и одновременно разрушаются агрегаты частиц под действием ударных волн. Все эти факторы благоприятствуют использованию ультразвука для получения ультрадисперсных и наноразмерных материалов.

Средний арифметический размер частиц полученного порошка, определенный с помощью прибора ANALYSETTE 22 MicroTec plus фирмы «FRITSCHE» (рисунок 1),

равен 610 нм. Метод лазерного сканирования не дает представления о морфологии частиц, поэтому образовавшиеся конгломераты считаются за частицу крупных размеров. Соответственно реальный средний размер частиц (а также кристаллитов) будет меньше.

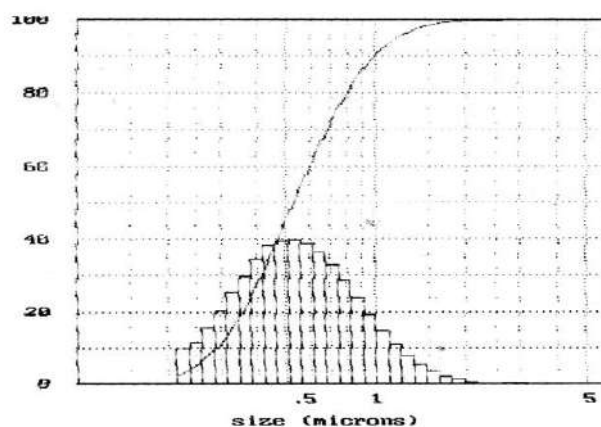


Рисунок 1 - График Fritsch-анализа порошка оксида меди

На рисунке 2 приведены рентгенодифракционные спектры полученного порошка и этого же порошка отожженного при 400 °С в течение 4 часов.

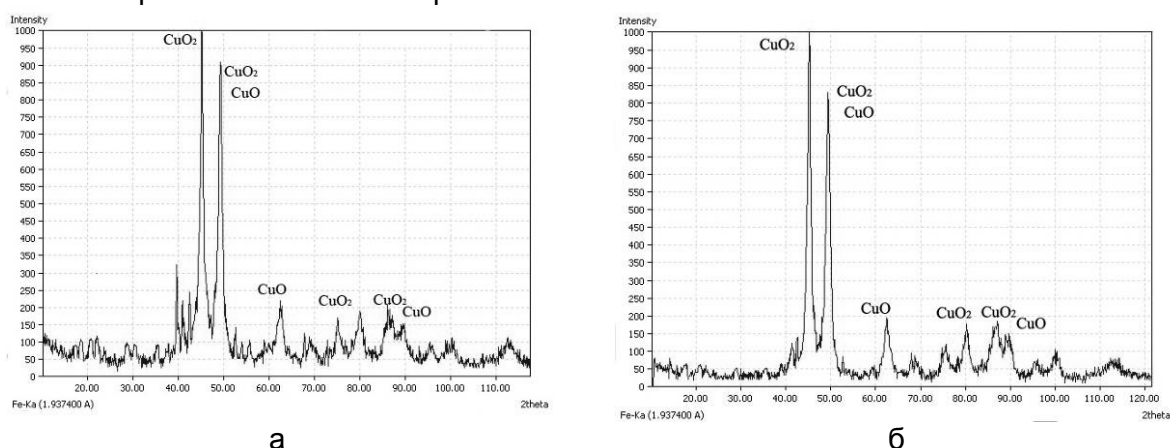
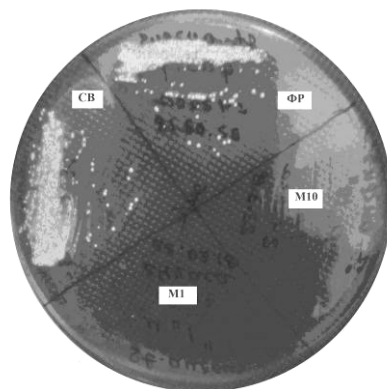


Рисунок 2 - Дифрактограмма порошка оксида меди полученного под воздействием ультразвука а) и затем отожженного б)

Спектры показывают, что порошки практически не отличаются по составу, что позволяет считать метод пригодным для получения мелкодисперсных порошков оксида меди.

Была протестирована антибактериальную активность полученного порошка. Тестирование проводили на штамме золотистого стафилококка - *Staphylococcus aureus* subsp. *aureus* Rosenbach (ATCC 25923). Для этого готовили рабочую взвесь микробов на стерильном физрастворе ($1,5 \times 10^8$ КОЕ на мл), которая добавлялась (по 100 мкл) в три микропробирки. Первая микропробирка (1), контрольная, содержала 1 мл физраствора, вторая (2) и третья (3) по 1 мл физраствора с порошком оксида меди в концентрации 1 и 10 мг/мл соответственно. Пробирки инкубировались 24 часа при комнатной температуре. Затем микробиологической петлей производили посев содержимого микропробирок и исходной рабочей взвеси микробов на чашки с кровяным агаром для количественного определения микробов и на чашку с Мюллер Хилтон агаром для качественного определения (рисунок 3) микроорганизмов - в опытных и контрольных пробах.



СВ – посев исходной суспензии штамма *Staphylococcus aureus*; ФР - посев из пробирки 1 (без оксида меди); М1- посев из пробирки 2 (концентрация оксида меди 1 мг/мл); М10 - посев из пробирки 3(концентрация оксида меди 10 мг/мл)

Рисунок 3 - Чашка для качественного определения микробов, через 24 часа инкубации

Чашки инкубировались 18 часов при температуре 35°C. Затем оценивали количество выросших колоний (колонии микроорганизмов на рис.3 видны как белые точки и пятна). После 24 инкубации бактерий с порошками оксида меди колонии микроорганизмов отсутствовали. В контрольных - выявлялись микроорганизмы *Staphylococcus aureus* в концентрации $1,0 \times 10^6$ КОЕ на мл.

Список литературы

1. Sears , W.M. Preparation and properties of $\text{Cu}_2\text{O}/\text{Cu}$ photovoltaic cells/ W.M. Sears , E. Fortin// Solar Energy Materials.– 1984.– №10 .– P. 93-103
2. Biokinetics of different-shaped copper oxide nanoparticles in the freshwater gastropod, *Potamopyrgus antipodamm* / T.Ramskova [at all]// Aquatic Toxicology.– 2015.– № 163.– P. 71-80.
3. Toxicity of copper oxide nanoparticles in lung epithelial cells exposed at the air-liquid interface compared with in vivo assessment / X.Jing [at all] // Toxicology in Vitro.– 2015.– Vol. 29.– P. 502-511.
4. Применение наноразмерных медьсодержащих порошков в качестве эффективных биоцидных препаратов/ Гарасько Е.В. [и др.] // Изв. вузов. Химия и хим. технология.–2008.–Т. 51,№ 10.– С. 116-119
5. Copper oxide nanomaterials: Synthesis, characterization and structure-specific antibacterial performance / A.Ananth [et all] // Chem. Eng. Jour.– 2015.– № 262.– P. 179-188.
6. Mancier, V. Synthesis and characterization of copper oxide (I) nanoparticles produced by pulsed sonoelectrochemistry /Valerie Mancier , Anne-Lise Daltin , Didier Leclercq// Ultrasonics Sonochemistry.– 2008.– №15.– P.157–163.
7. Sdez, K. Sonoelectrochemical Synthesis of Nanoparticles/ K. Sdez, T.J. Mason // Molecules.– 2009.– Vol. 14, № 10.– P. 4284-4299.
8. Bang J. H., Sustick K.S. Applications of Ultrasound to the Synthesis of Nanostructured Materials / J. H. Bang K.S., Sustick //Adv. Mater. –2010. –Vol. 22. –P. 1039-1059.

АТОМНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ КРИСТАЛЛОВ ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПРОФИЛЬНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ХРОМА

**А.Л. Толстихина¹, Р.В. Гайнутдинов¹, Н.В. Белугина¹, В.Н. Шут²,
С.Е. Мозжаров², И.Ф. Кашевич³**

¹ *Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Ленинский просп. 59, Москва, Россия*

² *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

³ *ВГУ им. П.М. Машерова, Витебск, Беларусь*

E-mail: kashevich@tut.by

Интерес к исследованию доменной структуры сегнетоэлектрических материалов сильно возрос в последние годы благодаря развитию новой отрасли прикладной науки - доменной инженерии (domain engineering), которая занимается разработкой методов создания в сегнетоэлектрических кристаллах доменных структур с определенной геометрией для применения в различного рода функциональных устройствах. Поэтому развитие методов исследования сегнетоэлектрических доменов остается важной задачей современной физики сегнетоэлектриков. В этом отношении методы сканирующей зондовой атомно-силовой микроскопии (АСМ) показали большие практические и потенциальные возможности, как для исследования доменной структуры сегнетоэлектриков на нанометровом уровне, так и формирования в материале программируемых доменных конфигураций. Однако сложность в интерпретации полученных АСМ изображений, связанных с различными артефактами, сдерживает широкое применение этих методов при исследовании поверхностей диэлектриков из-за статического электричества, особенно для кристаллов, содержащих примеси. Поэтому изучение доменной структуры АСМ методами проводится комплексно с использованием нескольких методов электрической АСМ (сканирующей емкостной микроскопии, микроскопии пьезоэлектрического отклика, сканирующей микроскопии Кельвина).

Сканирующая емкостная микроскопия (СЕМ) известна как метод измерения пространственных вариаций емкости с высоким разрешением [1]. В основном используется для высокоточного анализа концентрации легирующей примеси в полупроводниковых структурах, количественной оценки толщины диэлектрических пленок или диэлектрической постоянной. К сегнетоэлектрикам пока этот метод применялся мало, о чем можно судить по ограниченному количеству исследовательских работ. Применение этого метода к изучению реальной структуры сегнетоэлектриков представляется весьма интересным, так как ранее для анализа и идентификации дефектов в диэлектриках успешно использовались способы, основанные на измерении емкости [2].

В данной работе исследована конфигурация доменных границ кристаллов триглицинсульфата TGS-TGS+Cr с ростовой периодической примесной структурой методами сканирующей емкостной микроскопии (СЕМ), микроскопии пьезоэлектрического отклика (МПО), сканирующей микроскопии Кельвина, проводящей АСМ.

Кристаллы были выращены скоростным методом при постоянной температуре роста 31.4 °С (температура Кюри TGS – 49.15 °С), пересыщение чистого раствора было 0.1 °С, раствора с примесью – 0.5 °С [3]. Периодическое изменение состава достигалось путем доращивания затравки попеременно в растворах разного состава – в номинально чистом и содержащем легирующую примесь ионов хрома (Cr³⁺). Концентрация хрома в растворе 5 – 6 вес.%. Время роста затравки в чистом растворе – 1.5 часа, в примесном растворе – 4.5 часа за один цикл. Образцы (толщиной 1.5 – 2 мм) получали свежим сколом по плоскости спайности (010), для чего из пирамиды роста грани *m* вырезали бруски с большой осью, параллельной сегнетоэлектрической оси *b*, которые затем раскалывали. Выходящие на поверхность (010) номинально «чистые» и примесные полосы наблюдались в оптический микроскоп и имели ширину ~ 200 и 500 мкм, соответственно.

Кристаллы исследовали на сканирующем зондовом микроскопе NTEGRA Prima (НТ-МДТ, Россия) по стандартным методикам электрической АСМ [17]. Использовали кремниевые кантилеверы (марка SCM-PIT, Bruker) с покрытием Pt со следующими характеристиками: частота $f = 75$ кГц, постоянная жесткости $k = 2.8$ Н/м, радиус закругления острия 20 нм. Доменную структуру изучали в контактном режиме МПО при приложении переменного электрического поля U_{ac} с амплитудой 1 В и частотой 371 кГц к проводящему зонду путем измерения сигнала электромеханического отклика.

Для измерения поверхностной вариации емкости применялась двухпроходная бесконтактная методика, в которой при первом проходе в процессе сканирования регистрируется рельеф, а при повторном, проводимом на постоянном расстоянии кантилевера от поверхности при поданном переменном напряжении $U = U_0 + U_1 \times \sin(\omega t)$, измеряется амплитуда колебаний кантилевера на второй гармонике (2ω). Поскольку электростатическая сила, с которой зонд притягивается к поверхности, равна $F = -\frac{1}{2} U^2 \times dC/dZ$, соответствующая амплитуда $A_{2\omega U} \sim U_1^2/4 \times dC/dZ$, и полученное в процессе сканирования изображение определяется распределением поверхностной емкости. В наших экспериментах измерения в емкостном режиме проводились при приложении переменного электрического поля U_{ac} с амплитудой 3 – 4 В и частотой 29 кГц. В принципе измеряемая емкость характеризует систему зонд-образец в целом, но вклад в емкость от различных участков поверхности убывает обратно пропорционально расстоянию от зонда (а дифференциальная емкость dC/dz , соответственно, еще быстрее), поэтому данная методика все же относится к разряду локальных. Токковые изображения получали методом проводящей АСМ в контактном режиме при подаче на нижний электрод напряжения.

Методом МПО и СЕМ исследовали полярную поверхность кристалла и были получены контрастные изображения одного и того же участка поверхности с границей между полосами: «чистой» (слева) и примесной (справа) (рис. 1а,б).

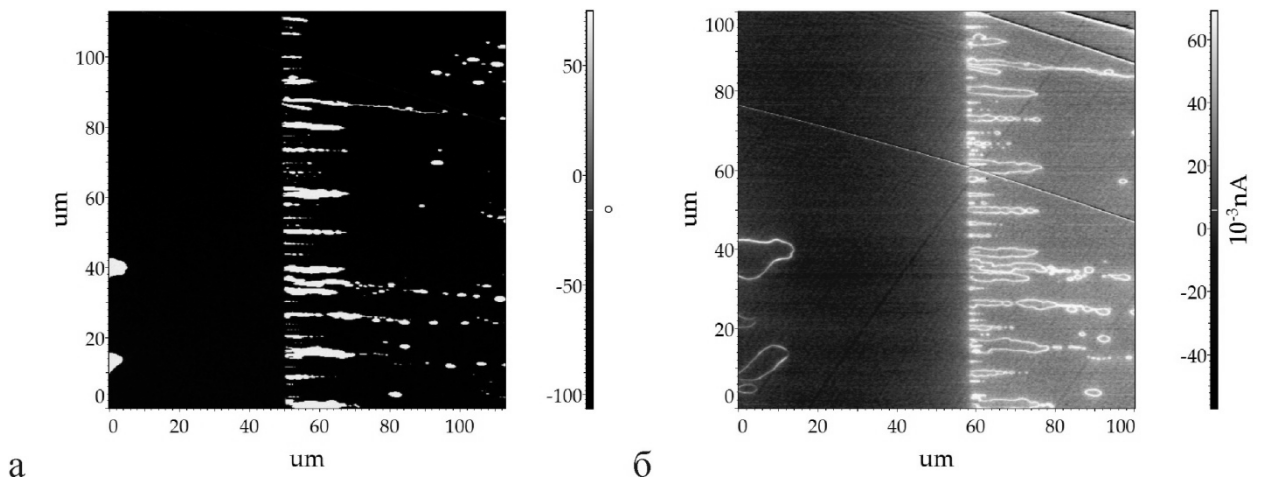


Рисунок 1 - Один и тот же участок полярной поверхности кристалла TGS – TGS+Cr с чистой (слева) и примесной (справа) полосой: МПО (а), СЕМ (б). Граница между полосами отображается повышенной плотностью доменных стенок. Размер 100 × 100 мкм.

Наличие мелкодисперсных доменов с одной стороны границы и в самой полосе указывает на то, что это примесная полоса. Конфигурация доменов на обоих изображениях отображается одинаково. На МПО-изображении разница в контрасте (светлый, темный) обусловлена только переменной знака полярности 180°-ных доменов. На СЕМ-изображении наблюдаются три контраста: светлый, соответствующий доменным границам, темный – полосе чистого TGS, и еще один промежуточный серый – полосе с примесью хрома.

На рис. 2 представлены изображения другого участка поверхности того же кристалла с границей между «чистой» и примесной полосой, не характерного для полосчатых кристаллов, полученные в различных режимах АСМ. На МПО-изображении (рис. 2а) слева виден крупный домен (темный контраст) положительного знака (по

данным сканирующей микроскопии Кельвина), характерный для «чистого» кристалла, и отсутствует мелкодисперсная доменная структура, которая определяла бы примесную полосу.

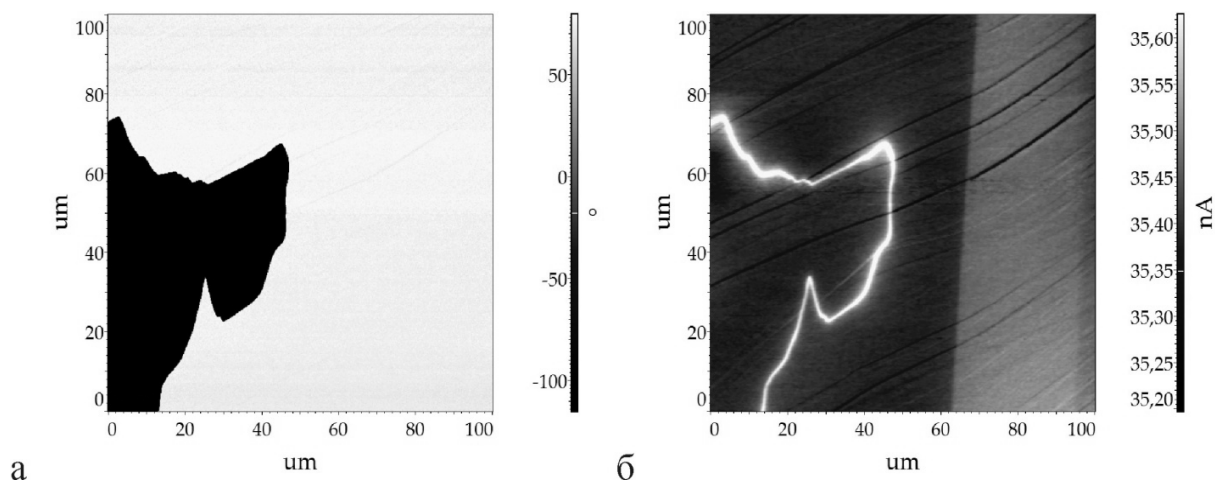


Рисунок 2 - Изображение одного и того же участка полярной поверхности кристалла TGS – TGS+Cr: микроскопия пьезоэлектрического отклика, фазовый контраст (а), сканирующая емкостная микроскопия, амплитудный контраст (б). Размер 100 × 100 мкм.

В данной ситуации, имея только одно МПО-изображение, невозможно определить, где находится граница полос, и установить взаимосвязь доменной и примесной структуры. На рис. 2б приведено СЕМ-изображение того же участка поверхности. Можно видеть, что помимо границ крупного домена за счет пространственного изменения емкости обнаруживается примесная полоса с промежуточным серым контрастом. Заметим, что вклад в контраст емкостного изображения также дают элементы рельефа поверхности.

Метод сканирующей емкостной микроскопии впервые применен к изучению сегнетоэлектрических кристаллов триглицинсульфата с профильным распределением примеси хрома. Показано, что контраст емкостного изображения формируется в областях с градиентом примеси, на доменных границах и на отдельных элементах рельефа (ребрах выступающих ступеней скола). Основанный на измерении пространственной вариации емкости и обладающий высокой чувствительностью к наличию примеси метод СЕМ позволил наблюдать ростовые примесные полосы в сегнетоэлектрическом кристалле вне связи с доменной структурой и устанавливать взаимосвязь дефектной и доменной структуры.

На примере водородсодержащих кристаллов с периодической примесной ростовой структурой продемонстрированы преимущества комплексного метода нанодиагностики, объединяющего сканирующую емкостную микроскопию, микроскопию пьезоэлектрического отклика, проводящую АСМ, сканирующую микроскопию Кельвина для исследования доменной и дефектной структуры сегнетоэлектриков.

Список литературы

1. Сорокина К.Л., Толстихина А.Л. // Кристаллография. 2004. Т.49. №3. С.541.
2. Oliver R. A. // Rep. Prog. Phys. 2008. V.71 P. 076501.
3. Шут В.Н., Кашевич И.Ф., Воттс Б.Э. // Кристаллография. 2004. Т. 49, № 2. С. 253.

ВЛИЯНИЕ СТЕХИОМЕТРИИ НА СТРУКТУРУ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ BaTiO_3 , ЛЕГИРОВАННОЙ ЛАНТАНОМ

Шут В.Н., Трубловский В.Л., Бобров В.П., Медведева Ю.В., Ильющенко Д.А.
Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
Витебский государственный университет имени П.М. Машерова, Витебск,
Беларусь
ОАО ВЗРД «Монолит»
e-mail: shut@vitebsk.by

Благодаря своим высоким диэлектрическим и сегнетоэлектрическим свойствам керамические материалы на основе титана бария (BaTiO_3) широко применяются при изготовлении конденсаторов, элементов памяти, пьезоэлектрических преобразователей, терморезисторов с положительным температурным коэффициентом сопротивления [1]. Для модификации свойств керамики в зависимости от конкретных требований используют различные примеси. Титанат бария (ТБ) имеет перовскитную структуру, с общим обозначением ABO_3 . Ионы бария Ba^{2+} локализованы в углах элементарной ячейки, кислород занимает центры граней, образуя октаэдрическую конфигурацию. В центре кислородного октаэдра размещается титан. Катион Ti^{4+} имеет некоторую свободу перемещения внутри октаэдрической поры, так как ионный диаметр Ti^{4+} меньше расстояний между кислородными ионами. При легировании, ионы бария могут быть замещены на одно, два и тривалентные катионы; ионы титана – на два, три, четыре или пентавалентные элементы [2]. Это открывает огромные возможности по управлению свойствами соединений на основе титаната бария за счет частичного или полного замещения элементов кристаллической решетки при различном сочетании легирующих примесей. Кроме валентности примесных ионов, важную роль играет положение, в которую они внедряются в решетку. Занимаемое положение главным образом зависит от соотношения ионных радиусов примеси и замещаемого базового элемента, а также от стехиометрии (соотношения Ba/Ti), концентрации, условий синтеза.

Среди гетеровалентных примесей достаточно часто используют лантан La. В перовскитной структуре координационное число (Ba^{2+}) равно 12, (Ti^{4+}) – 6, а радиусы ионов составляют $\text{Ba}^{2+}(12) = 1,61(\text{Å})$, $\text{Ti}^{4+}(6) = 0,61\text{Å}$. Радиусы ионов лантана составляют: $\text{La}(12) = 1,36(\text{Å})$ и $\text{La}(6) = 1,03(\text{Å})$. Поэтому лантан занимает позицию бария. При гетеровалентном замещении бария компенсация заряда зависит от концентрации вводимого лантана. При малых концентрациях избыточный положительный заряд компенсируется свободными электронами, а при больших ($>1/5$ мол.%) – за счет образования отрицательно заряженных вакансий по титану. В первом случае образуется полупроводниковая керамика, обладающая эффектом положительного температурного коэффициента сопротивления, во-втором – зернограничная диэлектрическая керамика. Таким образом легирование приводит к изменениям как в А-подрешетке, так и в сегнетоактивной В-подрешетке. Поэтому введение ионов лантана в структуру ТБ существенно смещает температуру Кюри (~ 24 °С/мол%), размывает фазовый переход. При концентрациях $\text{La} > 4$ мол.% могут проявляться релаксационные явления, связанные с образованием кластеров из ионов лантана и титановых вакансий. Не смотря на достаточно большой объем работ, многие аспекты явлений, происходящих в таких материалах, остаются не ясными. В частности не было проведено последовательного исследования по влиянию стехиометрии на свойства керамики. В данной работе представлены результаты исследования влияния соотношения Ba/Ti на структуру и электрофизические характеристики керамики BaLaTiO_3 .

Методика получения образцов. В качестве исходных компонентов для приготовления образцов использовались порошки титаната бария фирмы Fuji (Япония) с исходным соотношением $Ba/Ti \approx 1.0025$, содержанием свободного BaO - 1.53%, средним размером частиц ≈ 0.5 мкм. Для корректировки Ba/Ti в сторону увеличения применяли $BaCl_2$, который при помолу осаждали углекислым аммонием. Для корректировки Ba/Ti в сторону уменьшения применяли TiO_2 со средним размером частиц ≈ 1 мкм. Помол и перемешивание производили в капролоновых барабанах с циркониевыми мелющими телами в течение 8 часов в водной среде. После перемешивания шихту обезвоживали и сушили. Затем производили термообработку в камерной печи при $T_{max} = 970^\circ C$ в течение 1 часа. Было получено три состава порошков ТБ со следующими соотношениями Ba/Ti : 0.996; 1.001; 1.005.

Из полученных порошков готовили составы в соответствии с формулой:

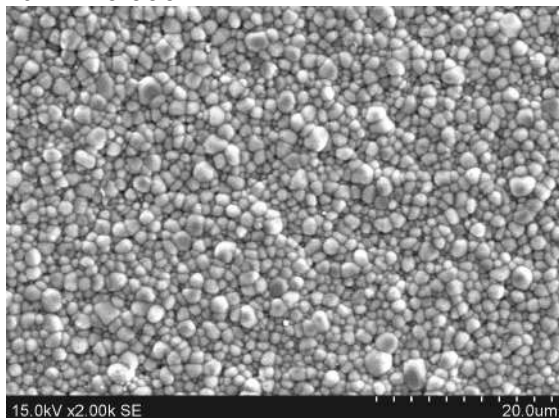


Лантан вводился в форме водного раствора $La(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$ (марки ХЧ ТУ 6-09-4676-83, содержание основного компонента 99.3%). Для осаждения нитрата лантана в суспензию вводили карбонат аммония $(NH_4)_2CO_3$. Из полученного порошка прессовали заготовки диаметром 17.0 мм толщиной 1.15 мм при давлении 1400 кг/см^2 .

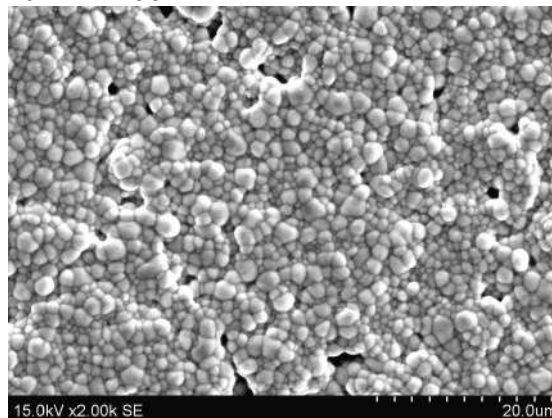
При спекании образцов использовали двухстадийный режим термообработки [3]. С целью получения мелкозернистой структуры проводился быстрый нагрев образцов до $T_1=1350^\circ C$ (время выдержки $t_1=6$ мин), затем температура снижалась до более низких значений $T_2=1270^\circ C$. Спекание при T_2 производили в течение 4 ч.

Результаты их обсуждения. Микроструктура образцов $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$, полученных из порошков с различной стехиометрией, приведена на рисунке 1.

$Ba/Ti = 0.996$



$Ba/Ti = 1.001$



$Ba/Ti = 1.005$

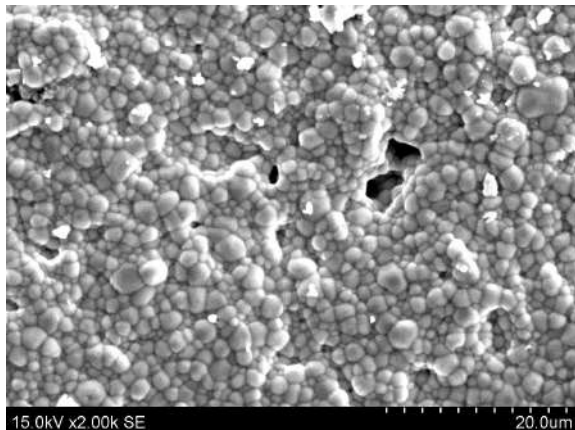


Рисунок 1- Микроструктура образцов $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$, полученных из порошков с различной стехиометрией:

- 1- $Ba/Ti = 0.996$;
- 2 - $Ba/Ti = 1.001$;
- 3 - $Ba/Ti = 1.005$

Видно, что все образцы имеют достаточно однородную микроструктуру со средним размером зерен $d = 1-3$ мкм. Формирование мелкозернистой структуры характерно для керамики ТБ, легированной лантаном. При больших концентрациях примеси (5 мол.%), а также из-за сегрегационных процессов, часть La может выделяться на границах зерен с образованием при синтезе дополнительных фаз, которые препятствуют росту кристаллитов. Кроме того, развитие микроструктуры затормаживается при использовании двухстадийных режимов термообработки.

Дифрактограммы исследуемых образцов приведены на рисунке 2. Кристаллическая структура соответствует кубической фазе. Керамика, полученная из порошков с соотношением $Ba/Ti = 1.005$, практически однофазна. На рентгеновских спектрах других образцов регистрируются добавочные фазы. С отклонением от стехиометрии в сторону обогащения барием размер элементарной ячейки незначительно уменьшается (рентгеновские пики смещаются в сторону больших углов).

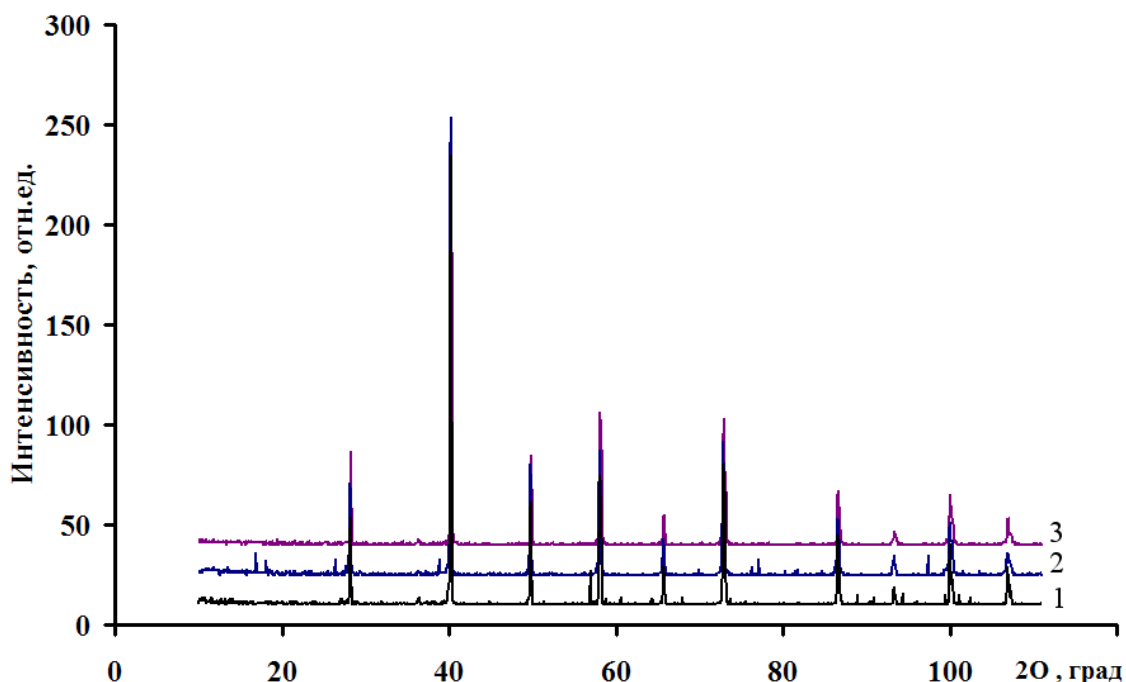


Рисунок 2 - Дифрактограммы керамики $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$, полученной из порошков с различной стехиометрией: 1- $Ba/Ti = 0.996$; 2 - $Ba/Ti = 1.001$; 3 - $Ba/Ti = 1.005$

На рис. 3 представлены температурные зависимости диэлектрической проницаемости ϵ керамики с различной стехиометрией. С увеличением содержания титана температура фазового перехода достаточно значительно снижается (более, чем на 10 градусов). Однако при этом, диэлектрическая проницаемость в окрестности температуры Кюри ϵ_m максимальна. Это достаточно парадоксальный результат. На температуру ФП перовскитных структур могут влиять следующие факторы: размерные эффекты и внутренние напряжения, связанные с фазовым переходом [4]; наличие добавочных фаз; положение, которое занимает примесь в решетке материала. Последний фактор можно исключить из рассмотрения, поскольку радиус иона лантана больше октаэдрической поры ТБ – La замещает позицию Ba. Размерные эффекты, связанные с фазовым переходом, могут сказываться на параметрах ячейки и температуре ФП при размерах зерна керамики менее 1 мкм. В нашем случае размер зерна составлял 1-3 мкм. Образование дополнительных фаз может приводить к возникновению больших внутренних напряжений (до 400 МПа) из-за разности температурных коэффициентов расширения [5]. По-видимому, этот фактор играет ключевую роль в смещении температуры Кюри в нашем случае.

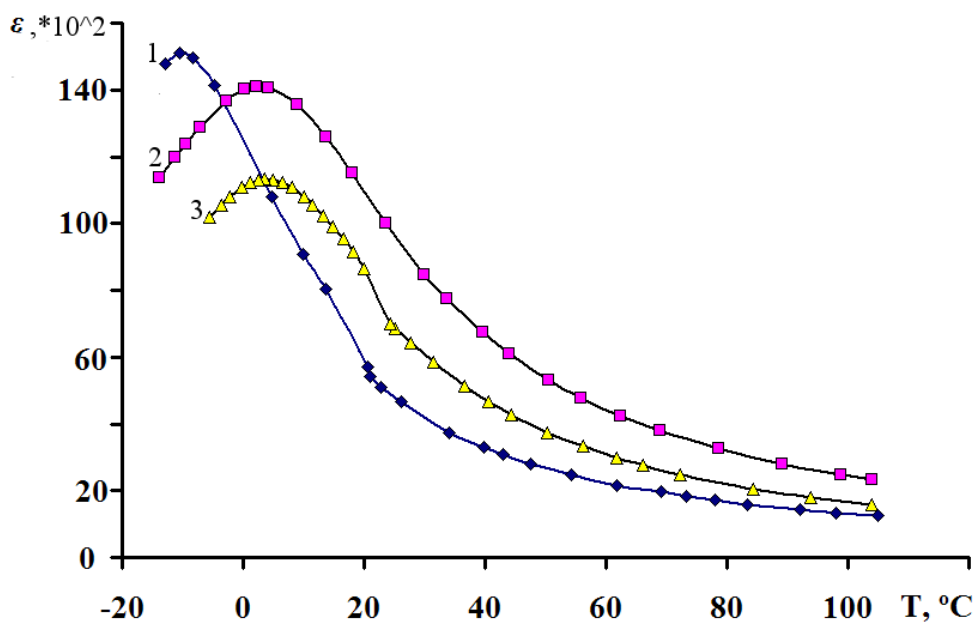


Рисунок 3- Температурные зависимости керамики $Ba_{0.95}La_{0.05}Ti_{1\pm\delta}O_3$:
 1- $Ba/Ti = 0.996$; 2 - $Ba/Ti = 1.001$; 3 - $Ba/Ti = 1.005$

Образцы, обогащенные титаном ($Ba/Ti = 0.996$), не смотря на присутствие избыточных фаз, характеризуются наиболее развитым фазовым переходом. Это обусловлено тем, что согласно SEM изображениям, керамика этого состава имеет наиболее однородную, крупнокристаллическую, безпористую микроструктуру.

Таким образом, экспериментально доказано, что стехиометрия исходных порошков оказывает значительное влияние на фазовые переходы в керамике титаната бария, легированной лантаном (температуру Кюри, значение диэлектрической проницаемости).

Список литературы:

1. Electroceramics: Materials, Properties, Applications. 2nd Edition. Edited by A. J. Moulson and J. M. Herbert. 2003 John Wiley & Sons, 557 p.
2. M.T. Buscaglia, V. Buscaglia, M. Viviani, P. Nanni, M. Hanuskova Influence of foreign ions on the crystal structure of $BaTiO_3$. J. Eur. Ceram. Soc. 2000. V. 20, N. 12. P. 1997–2007.
3. V.N. Shut, S.R. Syrtsov, V.L. Trublovsky, D.A. Il'yuschenko, I.O. Troyanchuk. Dielectric characteristics of $Ba_{1-x}La_xTiO_3$ ceramics with submicron grain size. Ferroelectrics. 2014, V. 460, P.11–17.
4. Z. Zhao, V. Buscaglia, M. Viviani, M. Teresa Buscaglia, L. Mitoseriu, A. Testino, M. Nygren, M. Johnsson, P. Nanni. Grain-size effects on the ferroelectric behavior of dense nanocrystalline $BaTiO_3$ ceramics. PHYSICAL REVIEW B 70, 024107 (2004).
5. Jung-Kun Lee, Kug-Sun Hong, Jin-Wook Jang. Roles of Ba/Ti Ratios in the Dielectric Properties of $BaTiO_3$ Ceramics. J. Am. Ceram. Soc., 84 [9] 2001–2006 (2001).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТРЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ КАТАНКИ

^aПлатов С.И., ^bНекит В.А., Огарков Н.Н., Ярославцев А.В., Керимова Л.Ф.
 ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им.
 Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия
^apsipsi@mail.ru, ^bnekit.49@mail.ru

Параметры трения на поверхности контакта инструмента и заготовки были исследованы инженерным методом определения напряжений при волочении проволоки круглого поперечного сечения [1]. При изучении параметров трения при волочении проволоки было установлено частичное несоответствие полученных результатов и практических данных. Целью работы является исследование методов двумерного описания пластического течения металла при волочении проволоки, для изучения условий трения на контактной поверхности заготовки и инструмента. Условия трения между инструментом и заготовкой в процессе формирования металла имеют большое значение при теоретическом анализе параметров энергии и силы [4-15].

Обычно условия трения принимаются до начала исследования и напряжения. В расчетах использовали два способа учета контактного трения.

По первому способу - закону Кулона–Амонтона коэффициент контактного трения f определяется как отношение касательного напряжения трения τ_k к нормальному давлению σ_n со стороны инструмента на поверхность металла [2-3]

$$f = \frac{\tau_k}{\sigma_n}. \quad (1)$$

Во втором способе определения величины контактной силы трения используется коэффициент, называемый фактором трения f_s , который определяется как часть от максимального касательного напряжения k (предела текучести $2k$)

$$f_s = \frac{\tau_k}{2k}. \quad (2)$$

По теоретическим соображениям фактор трения не может быть больше 0,5, так как в противном случае деформируется поверхностный слой заготовки.

Инженерные методы исследования процессов обработки металлов давлением преимущественно применяют первый способ учета сил контактного трения [16-17]. При решении аналогичных задач методом характеристик проще задавать условия контактного трения с помощью фактора трения f_s . При этом коэффициент контактного трения Кулона –Амонтона f может быть определен после завершения решения задачи по выражению (1)

Методы исследований

Метод характеристик используется для решения задач двумерного пластического течения, в том числе для задачи волочения плоской полосы [1-2]. В работе использован частный случай, имеющий конечное решение. Это решение является границей перехода от одного вида полей характеристик к другому, его условно можно отнести к границе между высокими и низкими очагами пластической деформации.

Зависимости, определяющие параметры волочения, могут быть представлены в следующем виде.

Касательное напряжение на поверхности контакта [1-2]

$$\tau_k = k \cdot \sin 2\delta, \quad (3)$$

где δ - условный параметр [2].

Сила волочения T [2]

$$T=2L_{ab}(\sigma_n \sin \alpha + \tau_k \cos \alpha), \quad (4)$$

где L_{ab} – длина линии контакта,

α - полуугол волокна.

Напряжение волочения p [2]

$$p = 2kr \left[\alpha + \delta + \frac{\sin(\alpha + \delta)}{\sin \alpha} \cos \delta \right], \quad (5)$$

где r - относительное обжатие.

Соотношение между полууголом волокна α и относительным обжатием ε

$$\varepsilon = \frac{\sqrt{2} \sin \alpha}{\cos\left(\frac{\pi}{4} - \delta\right) + \sqrt{2} \sin \alpha}. \quad (6)$$

Расчеты и исследования проведены для случая волочения катанки из стали со следующими характеристиками:

- диаметр катанки – 5,5мм;

- полуугол волокна α - 6°.

Результаты исследований

Совместное решение уравнений (3-8) позволяет установить зависимость между фактором трения f_s и коэффициентом трения f , она представляет зависимость близкую к прямой, при этом коэффициент трения может принимать значения, большие 0,5 (рис.1).

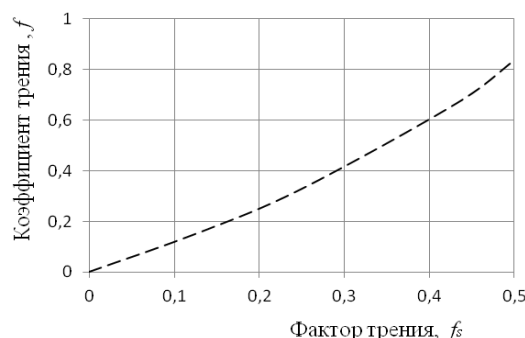


Рисунок 1 - Зависимость коэффициента трения и обжатия при волочении от фактора трения

В соответствии с полученным решением для низкого очага пластической деформации значения напряжения волочения, полученные расчетом по инженерному методу и расчетом по методу характеристик, отличаются незначительно.

Проведены исследования параметров волочения проволоки для высокого очага пластической деформации. Результаты исследования напряжений, полученных с помощью инженерного метода значительно ниже результатов напряжений с аналогичными исходными параметрами, полученными с помощью метода характеристик (Рис.2). Разница между результатами достигает 50%. Можно предположить, что в двумерном решении учитываются затраты энергии на вихревые потоки металла в очаге пластической деформации при волочении.

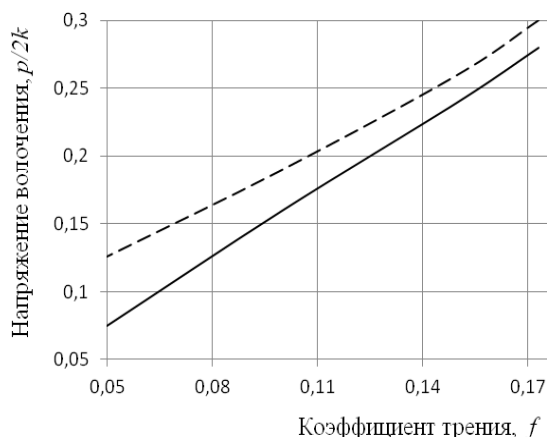


Рисунок 2 - Зависимость напряжения волочения от степени деформации для высокого очага пластической деформации (коэффициент трения на поверхности контакта $f=0,06$): ____ получено расчетом инженерным методом, _ _ расчет по методу характеристик

Заключение

Оценка напряжений волочения проволоки по инженерному методу показала, что применение метода плоских сечений в случае, когда относительная высоты очага пластической деформации 2 и более, дает большие ошибки из-за допущений и упрощений решения. Поэтому, рекомендуется при анализе процесса волочения проволоки в условиях высокого очага пластической деформации (для относительной высоты очага пластической деформации 2 и более) применять двумерные методы решения или другие, более точные методы оценки параметров волочения проволоки.

Большое практическое значение имеет взаимосвязь между фактором трения и коэффициентом трения, полученная в результате анализа результатов решения задачи по методу характеристик.

Список литературы:

1. Платов, С.И. Силы трения в процессе волочения катанки / С.И. Платов, В.А. Некит, Н.Н. Огарков // Перспективные материалы и технологии. Материалы международного симпозиума. В 2-х частях. Под редакцией В.В. Рубаника. - 2017. - С. 251-253.
2. Соколовский, В.В. Теория пластичности. – М: Высшая школа. – 1969. – 608 с.
3. Некит, В.А. Экспериментальное исследование опережения и отставания при прокатке / В.А. Некит, С.И. Платов, И.А. Курбаков, А.Д. Голев // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. - 2015. - № 1. - С. 52-54.
4. Некит, В.А. Механическая модель процесса прокатки-волочения тонких полос // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2014. - С. 114-118.
5. Некит, В.А. О положении нейтрального сечения в очаге пластической деформации при прокатке полос // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2012. - С. 137-138.
6. Некит, В.А. Условия трения и упругого сжатия валков при холодной прокатке листов и полос // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2009. - С. 101-104.
7. Некит, В.А. Теоретическое обоснование условия захвата при установившемся процессе холодной листовой прокатки // Моделирование и развитие процессов ОМД. - 2013 - С.72-75.

8. Платов, С.И. Совершенствование технических параметров обработки гибким инструментом катанки и проволоки перед волочением // *Сталь*. – 2005. - № 5. – С. 84-86.

9. Платов, С.И. Волочение катанки и проволоки с регламентируемым микрорельефом поверхности / С.И. Платов, Д.В. Терентьев, С.А. Морозов // *Производство проката*. - 2002. - № 4. - С. 27-28.

10. Платов, С.И. Способы получения катанки с регламентированным микрорельефом поверхности и особенности ее волочения / С.И. Платов, С.А. Морозов, Д.В. Терентьев // *Фазовые и структурные превращения в сталях*. – Магнитогорск. - 2002. - С. 333-338.

11. Патент на полезную модель. Устройство для распыления жидкости // *RUS 110663 14.06.2011* / С.И. Платов, Р.Р. Дема, Д.А. Кувшинов.

12. Патент на изобретение. Способ подготовки поверхности заготовки для волочения // *RUS 2196652 27.06.2001* / С.И. Платов, Д.В. Терентьев В.Н., Урцев, С.А. Морозов.

13. Платов, С.И. Исследование микрорельефа поверхности катанки и проволоки после обработки / С.И. Платов, В.К. Белов, В.П. Анцупов, Д.В. Терентьев, А.В. Анцупов, А.В. Анцупов // *Вестник машиностроения*. - 2005. - №4. - С. 29-31.

14. Патент на изобретение. Способ формирования микрогеометрии поверхности катанки и мелкого сорта // *RUS 2196650 27.06.2001* / С.И. Платов, Д.В. Терентьев, В.Н. Урцев, С.А. Морозов, А.А. Макачук, В.С. Славин.

15. Огарков, Н.Н. Влияние параметров шероховатости на сцепление оболочки и сердечника при волочении биметаллической проволоки / Н.Н. Огарков, Е.С. Шеметова // *Современные методы конструирования и технологии металлургического машиностроения*. Под редакцией Н.Н. Огаркова. – Магнитогорск. - 2015. - С. 15-17.

16. Шеметова, Е.С. Оценка длины контакта криволинейной волоки с деформируемым материалом с учетом ее упругой деформации / Е.С. Шеметова, Н.Н. Огарков // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. - 2010. - №2. - С. 38-40.

17. Огарков, Н.Н. Оценка устойчивости пластической деформации оболочки при волочении биметаллической проволоки / Н.Н. Огарков, Е.С. Шеметова // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. - 2012. - №1. - С. 34-37.

ПЕРСПЕКТИВЫ ОПТИЧЕСКОГО МОНИТОРИНГА ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И.

Институт физики металлов им. М.Н. Мухомеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия.
drago@imp.uran.ru; pudov@imp.uran.ru**Введение**

Уровень физических свойств твёрдых тел существенно зависит от состояния их кристаллической структуры, наличия в ней различных неоднородностей химического состава, внутренних напряжений, различных включений, шероховатости поверхности. В частности, в ферромагнитных сталях и сплавах при намагничивании уровень их магнитных характеристик в значительной мере определяется взаимодействием движущихся границ магнитных доменов с этими структурными неоднородностями. Эта связь динамики магнитных доменов с неоднородностями структуры металлов и сплавов служит надёжной основой их магнитной структуроскопии [1].

Методы магнитной структуроскопии металлов и сплавов.

Среди методов магнитной структуроскопии широко используется оптический мониторинг поверхности твёрдых тел с использованием различного вида оптических микроскопов. Они позволяют, например, в магнитомягких материалах исследовать динамику магнитной структуры при различных внешних воздействиях (механические деформации, термообработка, намагничивание, облучение), в целях улучшения структуры и свойств материалов. Так как наиболее массовые магнитомягкие сплавы и электротехнические стали (ЭТС) широко используются в качестве магнитопроводов в виде тонких листов и лент, то наиболее достоверным и информативным может быть исследование их структуры в одних и тех же участках материала на двух противоположных его поверхностях одновременно.

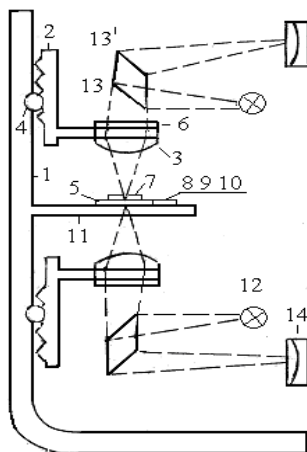


Рисунок 1- Схема устройства для оптического мониторинга двух поверхностей образца

Для этой цели устройство [2] на основе двух взаимосвязанных оптических систем, расположенных на общей станине 1 (рис.1). Оно снабжено двумя кольцевыми постоянными магнитами 6, перемещаемыми вдоль объективов 3, а также устройством для растяжения 7 и перемещения 8,9,10 исследуемых листовых образцов сплавов, располагаемых между объективами. Обе системы, состоят из одинаковых оптических элементов – объективов, окуляров 14, источников света 12, свето-преломляющих призм 13, 13', зубчато-винтовых механизмов фокусировки 4. Они расположены в вертикальной плоскости, параллельно одна относительно другой, причём их объективы установлены соосно и направлены линзами навстречу друг к другу.

Новое устройство создаёт возможность исследования кристаллической и магнитной структур и их изменений одновременно в двух противоположных слоях одного и того же участка металлического образца, а при его малых толщинах (0.30–0.05 мм для ЭТС) достаточно достоверно прогнозировать вид структуры и внутри образца. Становится также возможным определять оптимальные режимы обработок, места зарождения основных и замыкающих доменов, распределение и условия сквозного прохождения их границ, физические механизмы изменения параметров доменов при различных деформационно-текстурирующих воздействиях, улучшая магнитные свойства материала.

Результаты мониторинга поверхности лент сплава Fe-3%Si

Установлено, что сквозная магнитная структура из основных полосовых 180° доменов формируется при толщине кристалла порядка ширины этих доменов, для замыкающих доменов – порядка их длины. Обнаружено в объёме кристаллов сложное комплексное 180-90-градусное строение замыкающих доменных структур (рис.2), управление параметрами которых позволяет снижать магнитные потери при растяжении или локальной лазерной обработке стали или магнитопроводов [3–7].

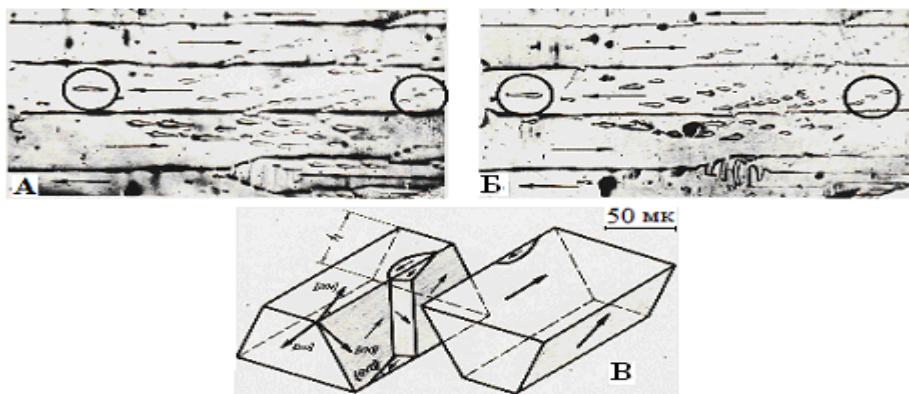


Рисунок 2- Вид сквозной магнитной структуры на верхней(а) и нижней (б) поверхностях кристалла стали и объёмная схема 180-90°комплексов замыкающих доменов (в)

Изучение доменной структуры в сплаве Fe-3%Si типа (110)[001] одновременно на двух противоположных его поверхностях (рис.3 а, б) позволило также определить и объёмный вид доменов в процессе их сложной перестройки при намагничивании под разными углами к оси лёгкого намагничивания (ОЛН), например, под углом 25°. В этом

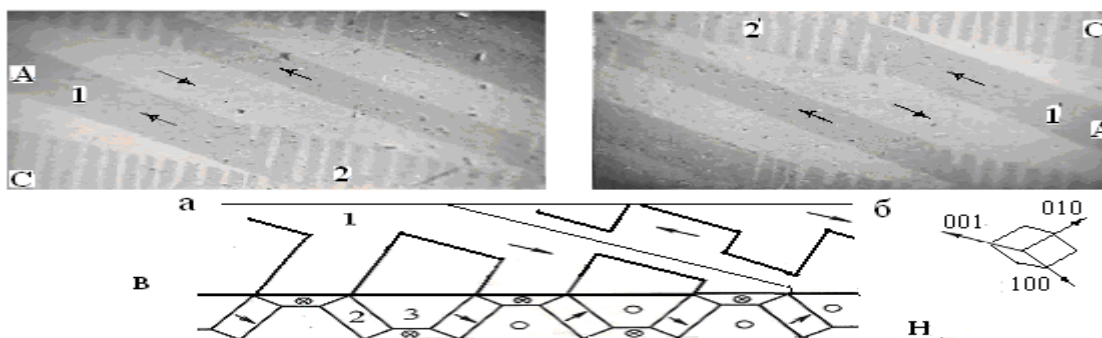


Рисунок 3 - Вид доменов типа А и С кристалла Fe-3%Si при намагничивании.
H→ направление поля

случае вначале происходит постепенное вытеснение исходной полосовой структуры 180° доменов 1 типа А системой узких внутриобъёмных 90° доменов 2 типа С, намагниченных вдоль двух других ОЛН кристалла – [010] и [100]. Магнитный поток доменов 2 новой структуры замыкается вблизи поверхностей кристалла через систему дополнительных трапецевидных доменов 3 (рис.3 в). Дальнейшее увеличение поля

приводит к росту тех доменов 2 структуры типа С, намагниченность которых ближе к направлению действующего поля H , чем намагниченность в соседних доменах.

Аналогичное объемное строение замыкающей структуры доменов типа С обнаружено и вблизи достаточно крупных локальных дефектов в кристаллах сплава Fe-3%Si, поверхности которых составляют значительные углы с ОЛН (рис.4).

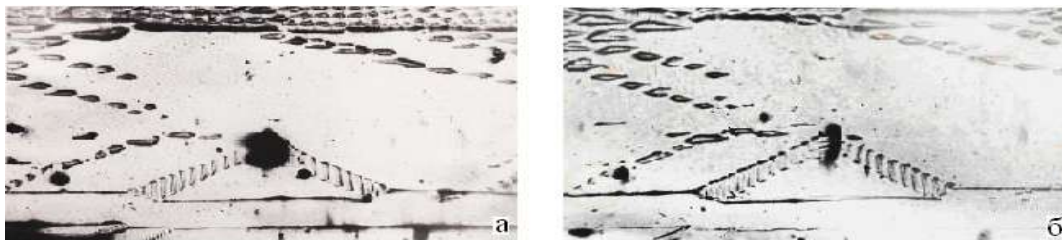


Рисунок 4 - Вид сквозной замыкающей доменной структуры при сквозном дефекте на верхней (а) и нижней (б) поверхностях кристалла.

Наличие 90° доменов в таких замыкающих структурах затрудняет смещение границ доменов при намагничивании и увеличивает линейную магнитострикцию сплава. Нанесение магнитоактивных (растягивающих металл) электроизоляционных покрытий переводит эти домены типа С в менее вредные клиновидные 180° субобласти.

Заключение

Таким образом, данное оптико-магнито-механическое устройство существенно повышает уровень и качество исследования кристаллической и магнитной структур и их изменений, причем одновременно в двух противоположных слоях и в объеме металлического образца. При этом технический результат направлен также на перспективность снижения трудоемкости, повышения информативности исследований, на расширение областей практического использования устройства.

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №АААА-А18-118020290129-5, «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3 и проекту УрО РАН №18-10-2-8.

Список литературы

1. Горкунов, Э.С. Влияние структуры сталей на процессы перемагничивания и решение задач магнитной структуроскопии / Э.С. Горкунов, Ю.Н. Драгошанский, С.С. Родионова // Дефектоскопия. – 1998. – № 6. – С. 42–59.
2. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. Устройство для оптического мониторинга поверхностей твердых тел // Патент РФ. № 174673. Бюл. изобр. 2017. -№ 30.
3. Nozawa T., Mizogami M., Mogi H., Matsuo Y. Magnetic properties and dynamic domain behavior in grain-oriented 3%Si-Fe // IEEE Trans. Magn. -1996. -V.32, № 2.- P. 572–589.
4. Dragoshanskii Yu.N., Karenina L.S., Pudov V.I. Effect of laser treatment stress on the magnetic properties of grain-oriented electrical steel // Актуальные проблемы прочности: Сб. трудов. 53 Международной конференции. Витебск. – 2012. – Ч.1. – С. 231–233.
5. Драгошанский, Ю.Н. Улучшение магнитной структуры и свойств магнитомягких сплавов при модификации их поверхности / Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов // ФХОМ. – 2013. – №3. – С. 48–52.
6. Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Способ изготовления анизотропной электротехнической стали // Патент RU. №2569260. Бюл. изобр. -2015.- №32.
7. Пудов, В.И. Доменная структура и магнитные потери шихтованных магнитопроводов при лазерной обработке / В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский // ФММ.– 2015.–Т.116, №6.– С.571-576.

ОБРАТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ ОТ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ. ПРИЧИНЫ И СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ

Гребеньщиков А.С., Волкова Н.П., Волков А.В., Ледер М.О., Калиенко М.С.

ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда, Россия,

grebenshchikov_as@vsm-po.ru

Растущие требования к прочности крепежа изготавливаемого из титановых сплавов обусловили необходимость использования для этой цели высокопрочных $\alpha+\beta$ титановых сплавов с пределом прочности до 1500 Мпа. Однако, при достижении некоторой прочности, дальнейшее её повышение приводит к отсутствию роста или даже падению значений сопротивления срезу.

Начало текучести при чистом сдвиге по условию текучести Мизеса $\tau_s = \frac{\sigma_y}{\sqrt{3}} = 0.577 \sigma_s$. Для τ_s и σ_b зачастую применяют коэффициент $\frac{\tau_s}{\sigma_b} = 0.6 \div 0.63$, которое выполняется для сплавов мартенситного класса типа ВТ6 (Ti6Al4V). На высокопрочных сплавах $\alpha+\beta$ класса при повышении прочности наблюдается линейное снижение коэффициента $\frac{\tau_s}{\sigma_b}$ вплоть до 0.39.

Целью настоящей работы является поиск корреляции снижения сопротивления срезу с ростом прочности от структуры материала, а также напряженного состояния при испытании.

Материалом работы служили прутки после горячей прокатки из сплавов VST55531, VST3553, VT22, VT16, а также проволока из сплава VST55531 подвергнутая холодному волочению. На материал накладывались режимы термообработок позволяющие получить широкий диапазон прочностных характеристик. Испытание на двойной срез проводилось на цилиндрических образцах диаметром 3 мм и 12 мм по методике NASM 1213-13. Испытание на кручение проводилось на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 10 мм по ГОСТ 3565-80.

На рис. 1 представлены экспериментальная и теоретическая зависимость значений напряжения срезу после испытания на двойной срез от условного предела прочности при испытании на растяжение.

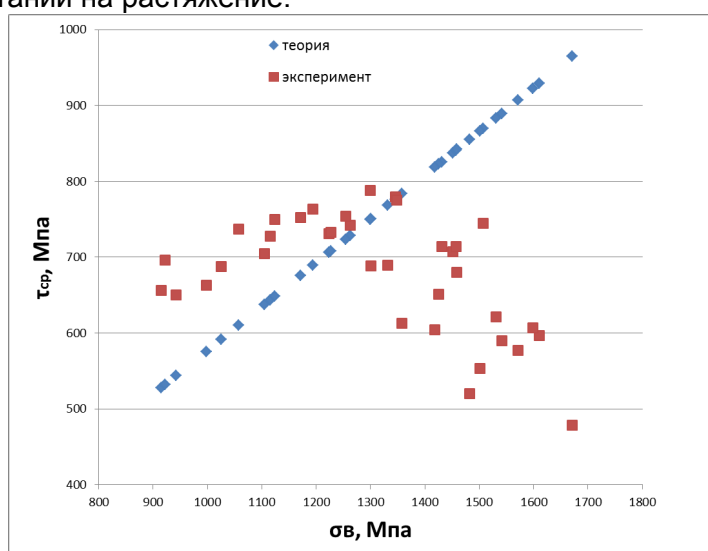


Рисунок 1 - Сопротивление срезу от условного предела прочности в титановом сплаве.

Данные представленные на рис. 1 свидетельствуют о существовании предельной прочности на растяжение, выше которой значения τ срезу начинают снижаться. При испытании на осадку и кручение подобной картины не наблюдается. Соотношение прочностных характеристик близко к линейному (рис. 2).

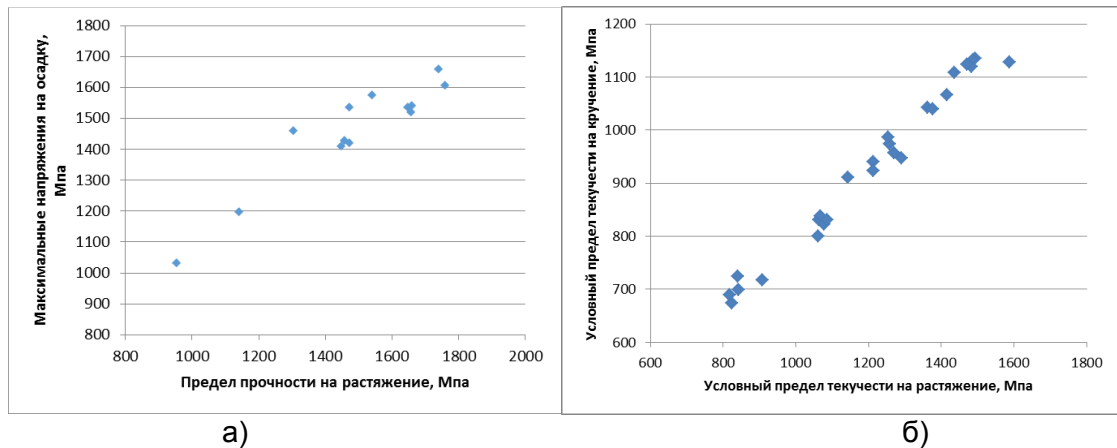


Рисунок 2 - Зависимость а) предел прочности на осадку от предела прочности на растяжение б) условный предел текучести на кручение от условного предела текучести на растяжение

В работе было рассмотрено влияние структуры на точку перегиба зависимости τ среза от σ_b . Обнаружено, что изменение структуры сплава в широком диапазоне не оказывает существенного влияния на положение точки перегиба. Обнаружено, что изменение химического состава сплава в диапазоне коэффициента β стабилизации 1 – 1.3 не приводит к изменению наклона линейной зависимости τ/σ_b от σ_b . Однако, при уменьшении диаметра цилиндрического образца при испытании на двойной срез с 12 до 3 мм наблюдается сдвиг точки перегиба τ_{cp} от σ_b в сторону более высоких значений прочности на растяжение, что приводит к получению повышенных значений сопротивления срезу в высокопрочных состояниях. Природа данного масштабного фактора на данный момент неясна.

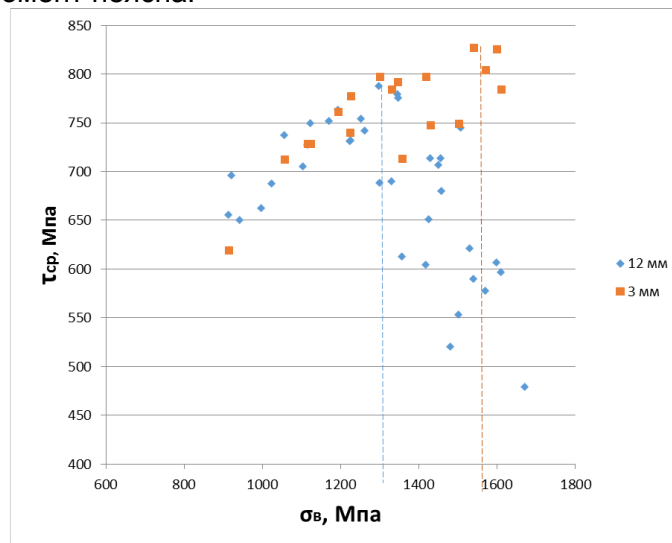


Рисунок 3 - Изменение точки перегиба зависимости τ_{cp} от σ_b при изменении диаметра образца при испытании на двойной срез.

В результате работы были сделаны следующие выводы:

- Использование критерия текучести Мизеса не корректно описывает напряжение течения при испытании на двойной срез
- Изменение микроструктуры материала не приводит к существенному изменению наклона линейного снижения коэффициента $\frac{\tau_s}{\sigma_e}$.
- Обнаружен масштабный фактор при испытании на двойной срез: уменьшение диаметра образца приводит к повышению максимальных достижимых значений сопротивления срезу.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПИЯ ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК, ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Орехов К.А., Павилайнен Г.В.

Россия, Санкт-Петербургский госуниверситет
email: G_V_Pavilaynen@mail.ru

Рассматриваются математические модели упругопластического изгиба балок, пластин и оболочек из пластически анизотропных материалов. Модель иллюстрируется решением задачи для горизонтальной консоли в двух случаях нагружения: сосредоточенной вертикальной силой на свободном конце и чистым моментом. Консольная балка постоянного сечения изготовлена из листового проката, обладающего свойствами разноточности и разносопротивляемости растяжению и сжатию при пластической деформации, в научной литературе закрепился также термин SD-материалы [1], буквально, «разнокрепкие». Этот эффект, как показывают многочисленные экспериментальные исследования, существенно меняет и качественно, и количественно картину процесса упругопластического изгиба [2,3].

Пределы текучести при растяжении или сжатии материала балки считаются известными, сосредоточенная нагрузка или момент считаются постоянными, продольные деформации балки не учитываются. Основываясь на классической теории изгиба балок и теории идеальной пластичности, задача решается аналитически. Получено дифференциальное уравнение для нахождения кривизны балки. В результате интегрирования получено точное решение для прогиба консоли при чистом изгибе и при изгибе сосредоточенной нагрузкой и проведен расчет для материала с эффектом SD (сталь А40Х) по формулам и с применением МКЭ. Получено хорошее совпадение теоретического и численного решений. Принимаются гипотеза плоских сечений и схема идеальной пластичности. Некоторые результаты для SD-балок получены в [4] - [7]. Деформацией сдвига в поперечном сечении при изгибе пренебрегаем. На рисунках 1 и 2 показаны схемы изгиба с образованием пластических зон, которые заштрихованы.

Для описания SD-эффекта вводим безразмерный параметр d как отношение предела текучести при сжатии одномерного образца σ_s к пределу текучести при растяжении σ_t . Предполагаем, что $d > 1$, что характерно для многих видов сталей и металлических сплавов. Балка имеет прямоугольное сечение с размерами $2h$ на b и длину L .

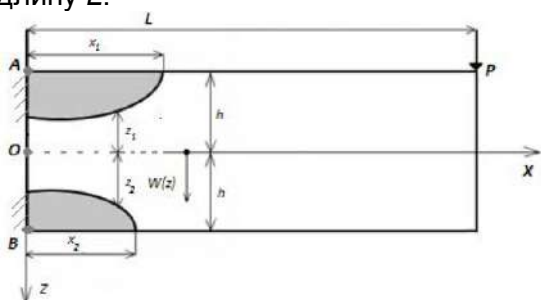


Рисунок 1

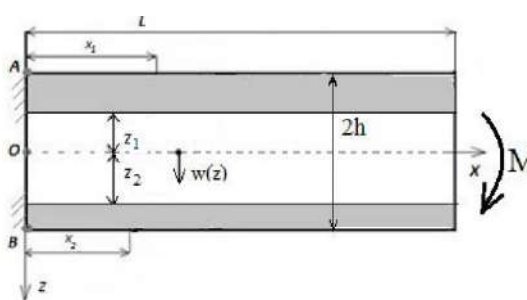


Рисунок 2

Предположение о наличии эффекта SD материала балки приводит к нарушению симметрии при развитии пластических деформаций, имеет место смещение нейтральной оси по сравнению со средней геометрической. Начало координат задаем в заделке балки на нейтральной оси, направление осей указано на рисунках, для вычисления отклонения нейтральной оси вводим функцию $z_0(x)$, для построения уравнения изгиба вводим две функции $z_1(x)$, $z_2(x)$, определяющие расстояния от нейтральной оси до границ раздела упругой и пластической части балки в областях растяжения и сжатия. А также введем длины пластических зон x_1 и x_2 . Фиксируем три случая различных НДС в сечении балки (рис. 1): упругий при $x_1 < x < L$; случай с одной пластической зоной в области растяжения $x_2 < x < x_1$; случай с двумя несимметричными пластическими зонами в области растяжения и в области сжатия

$0 < x < x_2$. В каждом случае дифференциальное уравнение изгиба имеет конкретный вид и общее решение по всей длине проводится «склейкой» решений при условиях непрерывности прогиба и угла поворота сечения. В случае изгиба чистым моментом он изгиб описывается одним дифференциальным уравнением.

Результаты решения задач приведены на рисунках 3,4. Расчет проведен для балок различной длины при значении сосредоточенной силы на свободном конце $P=1,5 \cdot 10^5$ N. Области с разным количеством пластических зон изображены различным цветом. На рис. 4 показано влияние величины момента на прогиб консоли при чистом изгибе.

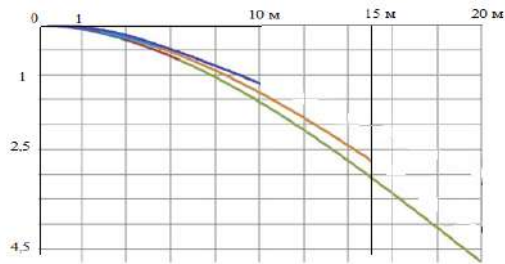


Рисунок 3

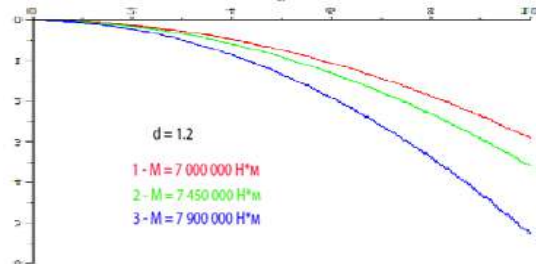
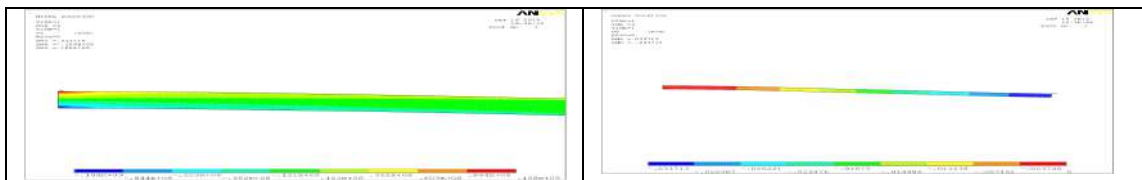


Рисунок 4

На рисунках 5,6 представлено численное решение по МКЭ с применением пакета ANSYS.



Рисунки 5, 6 Распределение напряжений и прогиб ($w=33,7$ см) при $P=1,2 \cdot 10^5$ N

Построенную математическую модель упругопластического изгиба балки можно использовать при исследованиях пластин и оболочек из SD-материалов.

Литература

1. Ohashi Y. Effects of complicated deformation history on inelastic deformation behaviour of metals // Memoirs of the Faculty of Engineering. Nagoya University. 1982. Vol. 34. N1. P.1-76.
2. Kulawinski D., Nagel K., Henkel S., Hubner P., Kuna M., Biermann H. Characterization of stress-strain behavior of a cast TRIP steel under different biaxial planar load ratios // Engineering Fracture Mechanics. Vol. 78, 2011. P. 1684–1695.
3. Рыбакина О.Г. Критерий текучести анизотропного материала, обладающего эффектом SD. // Вестн. Ленингр. ун-та. Исследования по упругости и пластичности. 1982. №14. С. 132--142.
4. Намазов М.Е. Упруго-пластический изгиб горизонтальных SD балок. // Современные проблемы теории машин. Новокузнецк: НИЦ МС, 2017. № 5, С. 88-94.
5. Лачугин Д.В. Упруго-пластический изгиб разнопрочной вертикальной консоли под действием сосредоточенной нагрузки на свободном конце. // Российско-китайский научный журнал "Содружество" раздел Физико-математические науки. 2016. № 2(2). С. 32-35.
6. Pavilaynen G.V. Elastic-plastic deformations of a beam with the SD-effect. AIP Conf. Proc. 2014 ICNAAM, Rhodes, Greece.
7. Pavilaynen G.V., Naumova N.V. Elastic-plastic deformations of SD-beams. In Proceedings VII Polyachov's Reading, Saint-Petersburg, 2015. Book of Abstract I, p.239.

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С
ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ**

Ситдиков О.Ш., Автокротова Е.В., Ильясов Р.Р., Латыпова О.Э., Маркушев М.В.
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
sitdikov@nm.ru

Термонеупрочняемый сплав 1570С (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, вес.%), является одним из перспективных конструкционных материалов авиакосмической техники нового поколения. Он легко обрабатывается давлением при повышенных температурах, в (ультра)мелкозернистом (УМЗ) состоянии демонстрирует уникальные сверхпластические свойства [1,2]. Одним из критичных вопросов промышленного использования сплава является отсутствие эффективного технологического процесса получения массивных предзаготовок с УМЗ структурой.

Цель работы - исследовать структуру и механические свойства слитков сплава подвергнутых всесторонней изотермической ковке (ВИК).

Заготовки $\varnothing 80 \times 150$ мм, вырезанные из гомогенизированного при 360°C в течение 6 часов слитка, последовательно осаживали и протягивали при температуре 325°C ($\sim 0,65T_{\text{пл}}$) до суммарной степени деформации $\epsilon \approx 12$ по схеме, представленной на рисунке 1 [3]. Форма и размеры заготовки при этом сохранялись приблизительно постоянными после каждого перехода. Для фиксации структурных изменений, вызванных деформацией, заготовку после ВИК охлаждали в воде. Структуру деформированного сплава исследовали в центральной части заготовок (в поперечном сечении, параллельном последней оси сжатия), применяя стандартные методы оптической металлографии (ОМ) (с использованием микроскопа «Nikon L-150»), а также сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии (СЭМ и ПЭМ) (с использованием микроскопов «TESCAN MIRA 3 LMH SEM» с приставкой HKL Channel 5 и «JEOL-2000EX», соответственно). Угловые и размерные параметры структуры, в том числе, средний угол разориентировки межкуристаллитных границ, долю большеугловых границ, и средний размер зерен и субзерен определяли из анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (СЭМ-EBSD). Размер (суб)зерен определяли методом эквивалентного диаметра, как величину диаметра круга, равновеликого эллипсу, вписанному в кристаллит. Микротвердость измеряли по методу Виккерса при комнатной температуре при нагрузке 0.5 Н. Испытания на растяжение плоских образцов с размером рабочей части $1,5 \times 3 \times 6$ мм проводили при комнатной и повышенных температурах на универсальном динамометре «Instron 1185». Термическую стабильность структуры оценивали после часового отжига в интервале температур $325-500^\circ\text{C}$.

В исходном литом и гомогенизированном состоянии сплав имел равноосную зеренную структуру с размером зерна ~ 25 мкм (рис. 2 а) и содержал относительно равномерно распределенные наноразмерные ($\sim 5-10$ нм в диаметре) когерентные выделения $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$. В результате ВИК в заготовках была получена достаточно однородная равноосная УМЗ структура (рис. 2 б-г), формирование которой было обусловлено многоэтапностью и разнонаправленностью деформации, обеспечившей равномерность измельчения зерен по объему заготовки. Доля большеугловых границ и средний угол разориентировки межкуристаллитных границ в такой структуре составили $0,78$ и $31,4^\circ$, соответственно, при размере мелких зерен около 2 мкм.

Механические свойства сплава при комнатной температуре в состояниях до и после ВИК представлены в таблице 1. Для сравнения там же приведены данные для

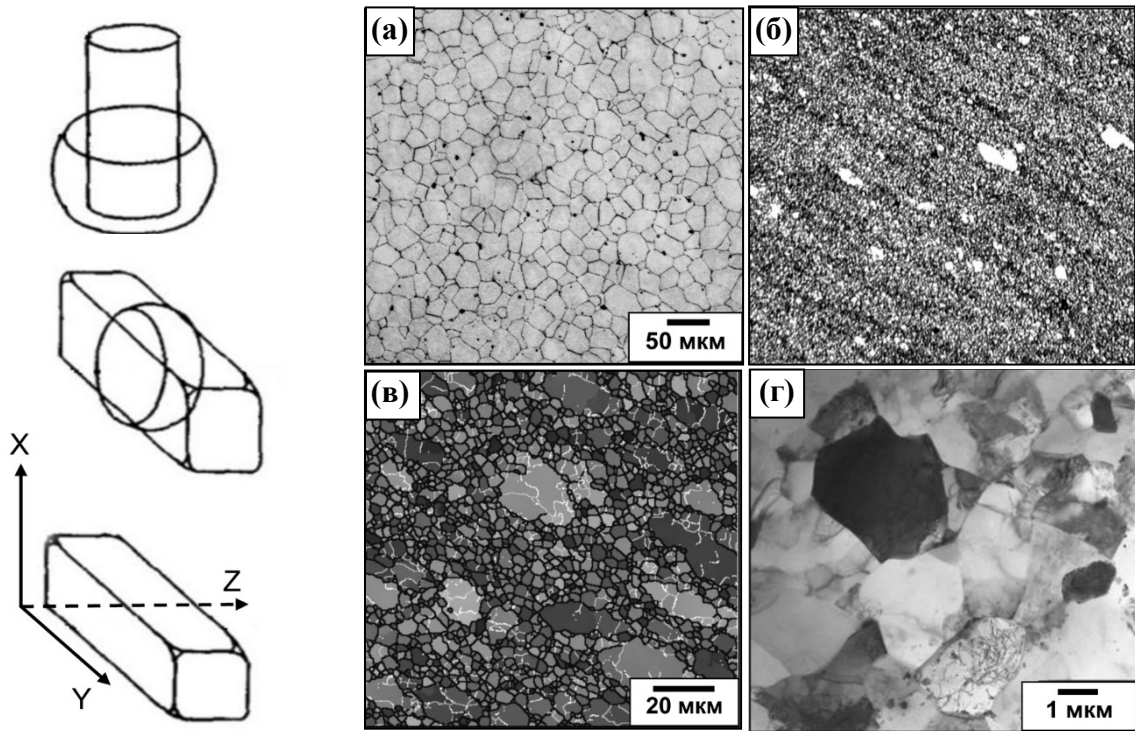


Рисунок 1 (слева) - Схематичное представление процесса ВИК.
 Рисунок 2 (справа) - Микроструктура до (а) и после (б-г) ВИК: (а,б) ОМ; (в) EBSD; (г) ПЭМ.

УМЗ сплава, полученного после 8 проходов равноканального углового прессования (РКУП) при 325°C [4]. Видно, что в отличие от РКУП, проведение ВИК при той же температуре не привело к упрочнению сплава. Пластичность при этом возросла значительно больше после ВИК. Такое поведение сплава было обусловлено несколькими причинами. Отсутствие разницы в прочности до и после ВИК было вызвано компенсацией его структурного (Холл-Петчевского) упрочнения от измельчения зерен аналогичным по величине уменьшением вклада в упрочнение от дисперсионного твердения, связанным с некоторым ростом дисперсных частиц $Al_3(Sc,Zr)$ при высокотемпературной обработке [5]. А повышенная прочность РКУП сплава была обусловлена большей (на ~2 порядка), чем при ВИК, скоростью деформации и, соответственно, большей плотностью дефектов. Кроме того, после РКУП фиксировали несколько меньший (~1 мкм) размер зерна [6]. А наибольшую пластичность закономерно демонстрировал материал с наиболее равновесной и однородной УМЗ структурой, формировавшейся в процессе ВИК.

Таблица 1 - Механические свойства при растяжении при комнатной температуре сплава 1570С после обработки методом ВИК и РКУП.

Состояние	Hv	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходное	105±10	240±3	355±6	28±1
ВИК при 325°C	105±10	235±5	360±5	38±3
РКУП Вcz 325°C [4]	-	300±4	380±6	31±2

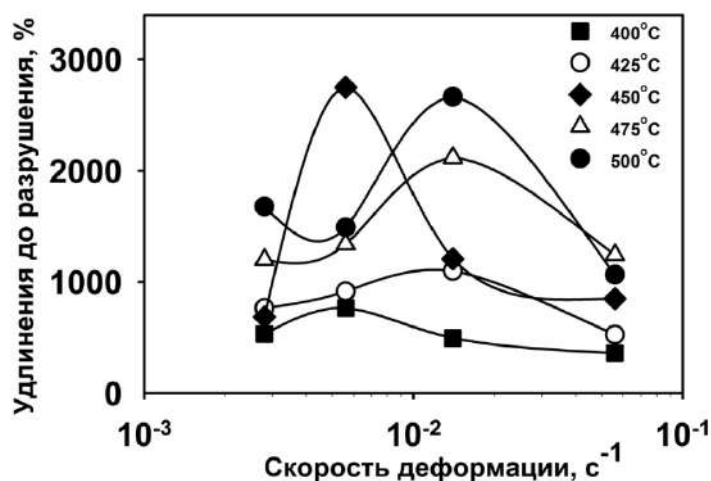


Рисунок 3 - Удлинения до разрушения (а) и внешний вид образца, показавшего наибольшее удлинение при 450°C и $5,6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, (б) сплава 1570С после ВИК.

Оценка термической стабильности зеренной структуры, полученной ВИК, показала, что она стабильна вплоть до 425°C. При более высоких температурах отмечали аномальный рост зерен, который приводил к трансформации УМЗ структуры в бимодальную, состоящую из областей крупных и мелких зерен.

Исследования свойств при растяжении при повышенных температурах показали, что сплав после ВИК демонстрировал уникальный эффект сверхпластичности в интервале температур 400-500°C с удлинениями до разрушения более 500% при скоростях вплоть до 10^{-1} с^{-1} (рис. 3а). При этом максимальные удлинения до разрушения превышали ~2500% и фиксировались также в довольно широкой температурно-скоростной области, причем при 500°C они наблюдались при скорости деформации $1,4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Полученные данные свидетельствуют о высоком потенциале промышленного использования ВИК для получения заготовок со стабильной и однородной УМЗ структурой из сплавов типа 1570. При этом на фоне отсутствия значимого упрочнения заметно повышается пластичность сплава при растяжении при комнатной температуре, а при повышенных температурах отмечается эффект структурной сверхпластичности с уникальными показателями в широком температурно-скоростном интервале.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-08-01189 А). Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

- [1] Y. Filatov, V. Elagin, V. Zakharov, Mater. Sci. Eng. A 280, 2000, 97.
- [2] E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev, R. Mulyukov, Mater. Sci. Eng. A 538, 2012, 386.
- [3] R. Imayev, G. Salishchev, O. Senkov, V. Imayev, M. Shagiev, N. Gabdullin, A. Kuznetsov, F. Froes, Mater. Sci. Eng. A 300, 2001, 263.
- [4] R. Kaibyshev, E. Avtokratova, O. Sitdikov, Mater. Sci. Forum 638-642, 2010, 1952.
- [5] E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova, M. Markushev, S.V.S.N. Murty, M.J.N.V. Prasad, B.P. Kashyap, J. Alloys Compd. 673, 2016, 182.
- [6] O. Sitdikov, Inorg. Mater.: Applied Research 7, 2016, 149.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО И ПОСТ-ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

**Маркушев М. В., Автократова Е. В., Ильясов Р. Р., Крымский С. В.,
Хазгалиева А. А., Ситдииков О. Ш.**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
mvmark@imsp.ru*

Работы в области «деформационного» наноструктурирования (ДНС) алюминиевых сплавов преимущественно сводятся к выявлению роли вторых фаз в формировании структуры и свойств. При этом, несмотря на огромный объем выполненных исследований, механизмы и факторы, отвечающие за эффективность воздействия частиц, до сих пор во многом не ясны и не имеют однозначной трактовки. Так, например, в [1,2] утверждается, что введение дисперсных фаз и/или увеличение их объемной доли приводит к меньшему размеру и большей доли новых зерен при ДНС. А в [3-5], показано, что формирование высокой плотности наноразмерных упрочняющих фаз при предварительном старении высокопрочных сплавов, напротив, может частично или даже полностью подавить наноструктурирование их матрицы, и заметно снизить прочность.

Цель работы – исследовать феноменологию и природу влияния предварительного и пост-деформационного старения на структуру и твердость среднепрочного дисперсионно-твердеющего алюминиевого сплава Д16, подвергнутого ДНС.

Материалом исследования служил промышленный пруток сплава стандартного состава (Al-4.4Cu-1.4Mg-0.7Mn, вес.%). Образцы в форме диска $\varnothing 20 \times 2$ мм сначала закаливали в воду с 505°C , затем часть из них искусственно старили от 1 до 10 часов при 190°C . ДНС реализовали кручением под высоким давлением (КВД) (10 оборотов, $P=6$ ГПа, $T_{\text{ком}}$). Последующее старение проводили при 100°C с выдержкой до 100 часов. Структуру сплава анализировали с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ). Объекты получали электрополировкой при -28°C в 20% растворе HNO_3 в CH_3OH . Микротвердость определяли на приборе ИТВ-1-М при нагрузке 1 Н. Твердость и структуру изучали на середине радиуса диска.

Исходный пруток после закалки имел преимущественно грубоволокнистую (толщина волокон $\sim 100\text{-}200$ мкм) структуру [6,7]. По границам волокон располагались грубые частицы избыточных и примесных фаз, а в их теле – вытянутые вдоль направления прессования выделения Т-фазы ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$) с размерами 330×70 нм и плотностью $\sim 3\text{-}4 \times 10^2$ мкм⁻³. При последующем старении, вследствие распада пересыщенного Cu и Mg алюминиевого твердого раствора, сначала дополнительно формировались зоны Гинье-Престона-Багаряцкого, которые с увеличением длительности старения трансформировались в метастабильные пластинчатые выделения S-фазы (Al_2CuMg). При этом в длину они росли быстрее и после 10-ти часов старения их размеры составляли 205×10 нм при достижении на порядок большей плотности (количества) в объеме.

Обнаружено, что сплав, вне зависимости от исходного состояния, приобретал при КВД однотипную фрагментированную наноструктуру преимущественно в результате развития процессов фрагментации и непрерывной динамической рекристаллизации (Рис. 1). Наименьший размер фрагментов (~ 75 нм) фиксировали в предзакаленном сплаве. Вблизи частиц Т-фазы наблюдали кристаллиты, которые имели ПЭМ контраст, характерный для сильнодеформированных нанозерен с неравновесными границами, свидетельствуя об активизации (стимулировании) частицами прерывистой

динамической рекристаллизации. С формированием и ростом выделений S-фазы при старении доля и размеры разориентированных областей увеличивались. При этом вблизи частиц T-фазы размеры таких областей уменьшались, приводя к формированию лишь отдельных кристаллитов. В результате, в состаренных состояниях сплава формировалась менее развитая, но более однородная деформационная структура с более равномерным распределением дислокаций, ячеек и границ. Повышение плотности и размеров продуктов старения, и связанное с ним затруднение перераспределения дислокаций (прежде всего, вследствие увеличения количества непорезаемых частиц) отрицательно сказались на процессах как прерывистой, так и непрерывной рекристаллизации.

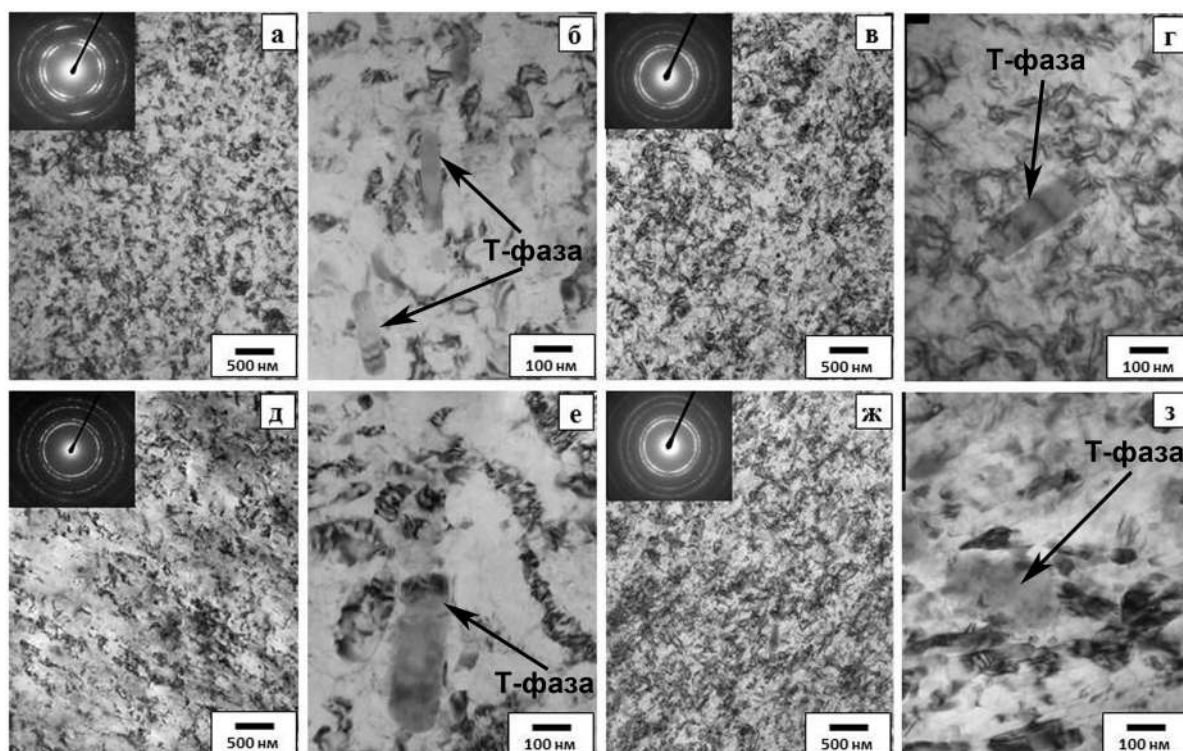


Рисунок 1 - ПЭМ структура сплава после КВД (а,б,д,е) и последующего старения при 100°C, 100 ч (в,г,ж,з): предварительно закаленный (а-г) и состаренный при 190°C, 10 ч (д-з).

Установлено, что микротвердость исходно закаленного сплава была около 125 HV и после 10 часов старения достигла 165 HV (Табл. 1). При этом при старении до 5 часов дисперсионное твердение лишь компенсировало «потери» твердости от снижения твердорастворного упрочнения, а с выделением и ростом метастабильных фаз при 10 часовом старении, заметно их превышало. Судя по данным, представленным в таблице 1, твердость сплава во всех состояниях после КВД была близка и не зависела как от исходной твердости, так и от особенностей формирующейся структуры. При этом наиболее сильно упрочнялся предзакаленный сплав, максимально реализовавший эффект структурного упрочнения. С увеличением же длительности старения прирост твердости при КВД уменьшался. Такое поведение сплава, вероятно, обусловлено процессами, протекавшими на уровне взаимодействия подвижных дислокаций с кластерами, содержащими атомы Cu и Mg – фрагментами зон и метастабильных фаз, формирующимися при КВД. Такая точка зрения была высказана и обоснована в работе [8], а представленные в настоящем исследовании результаты выступают в ее поддержку.

При пост-деформационном старении сплав во всех состояниях, за исключением предварительно состаренного на максимальную твердость, дополнительно упрочнялся на 15-35 HV (Табл. 1). Сильнее других упрочнялся исходно закаленный сплав. Так

после его 50-ти часового пост-КВД старения была зафиксирована твердость на уровне чуть меньше 300 HV, которая является рекордной для КВД обработанных дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов. Последующее разупрочнение сплава при старении было вызвано как коагуляцией упрочняющих фаз, так и активизацией процессов возврата и рекристаллизации. Об этом свидетельствовал ПЭМ анализ, показавший, что структура всех КВД состояний сплава в результате пост-деформационного старения трансформировалась в более однородную и равновесную наноструктуру (Рис. 1). Причем более активно этот процесс протекал в сплаве с наиболее крупными выделениями S-фазы, сформированными перед КВД.

Таблица 1 -Микротвердость сплава Д16 на различных стадиях обработки.

Состояние	Микротвердость, Hv					
	Закалка	+ Старение при 190°C				
		1ч	2ч	5ч	10ч	
Исходное	125	130	120	135	165	
КВД	270	250	270	245	275	
КВД и старение при 100°C	24ч	280	280	280	275	275
	48ч	295	270	280	270	270
	78ч	290	285	280	270	270
	100ч	285	280	285	280	275

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №16-19-10152). Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

- [1] M.Kh. Rabinovich, M.V. Markushev, M.Yu. Murashkin // Mater. Sci. Forum 243 (1997) 591.
- [2] C.Y. Barlow, N. Hansen, Y.L. Liu // Acta Mater. 50 (2002) 171.
- [3] S.V. Krymskiy, O.Sh. Sitdikov, M.V. Markushev // AIP Conf. Proc. 1785 (2016) 040030.
- [4] M.V. Markushev, Yu.L. Burdastykh, S.V. Krymskiy, O.Sh. Sitdikov // Lett. Mat. 7 (2017) 101.
- [5] M.V. Markushev, E.V. Avtokratova, S.V. Krymskiy, O. Sh. Sitdikov // J. Alloys Comp. 743 (2018) 773
- [6] S.V. Krymskiy, O.Sh. Sitdikov, E.V. Avtokratova, M.Yu. Murashkin, M.V. Markushev // Rev. Adv. Mater. Sci. 31 (2012) 145.
- [7] S.V. Krymskiy, E.V. Avtokratova, O.Sh. Sitdikov, M.V. Markushev // Lett. Mat. 1 (2012) 45.
- [8] Y. Chen, N. Gao, G. Sha, S.P. Ringer, M.J. Starink // Mater. Sci. Eng. A 627 (2015) 10.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ АЛЮМИНИЯ ИЗ ОКСИДОВ МЕТОДОМ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

¹Кулак М.М., ²Хина Б.Б., ¹Самолётов В.Г.

¹ Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

² Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

В настоящее время интерметаллические соединения алюминия, такие как NiAl, TiAl и др., а также многокомпонентные сплавы на их основе находят все большее применение в современной промышленности. Кроме того, соединение Ni₃Al (γ' -фаза) является упрочняющей фазой в никелевых суперсплавах для турбинных лопаток. Интерес к интерметаллическим сплавам обусловлен их особыми свойствами (повышенная температура плавления, высокая химическая стойкость, жаростойкость и жаропрочность, низкая плотность), которые связаны с их упорядоченной кристаллической решеткой. Последняя состоит из двух и более подрешеток, в которых располагаются атомы разных сортов [1,2]. Традиционные способы получения интерметаллидов и сплавов на их основе (выплавка в металлургических печах, реакционное спекание порошковых смесей и др.) являются трудоемкими, энергозатратными и требуют дорогостоящего оборудования. Эффективным и экономичным методом является самораспространяющейся высокотемпературный синтез (СВС), который позволяет получать высокочистые бинарные и многокомпонентные интерметаллиды не только из порошков чистых металлов, но их путем алюминотермического восстановления оксидов [3]. Однако, несмотря на большое число работ в этой области, механизм и кинетика сложных многостадийных процессов, протекающих при СВС, исследованы недостаточно [4].

В связи с этим целью данной работы является исследования стадийности взаимодействия при синтезе интерметаллидов при нагреве реакционной смеси “Al – металл” и “Al – оксид металла” с использованием методов дифференциального термического анализа (ДТА).

Эксперименты по синтезу интерметаллидов проводились с порошками дисперсностью менее 10 мкм. Смешивание компонентов осуществляли в течение 20 минут яшмовым пестиком в яшмовой ступке. Синтез выполняли в дериватографе STA449F3 фирмы NETZSCH в атмосфере аргона в диапазоне температур 25-1400 °С со скоростью нагрева 10 °С/мин в режимах дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрии (ТГ).

На рисунках 1а и 1б представлены результаты ДТА при нагреве смесей Al-Cu и CuO и Al, в которых возможно получение интерметаллида CuAl.

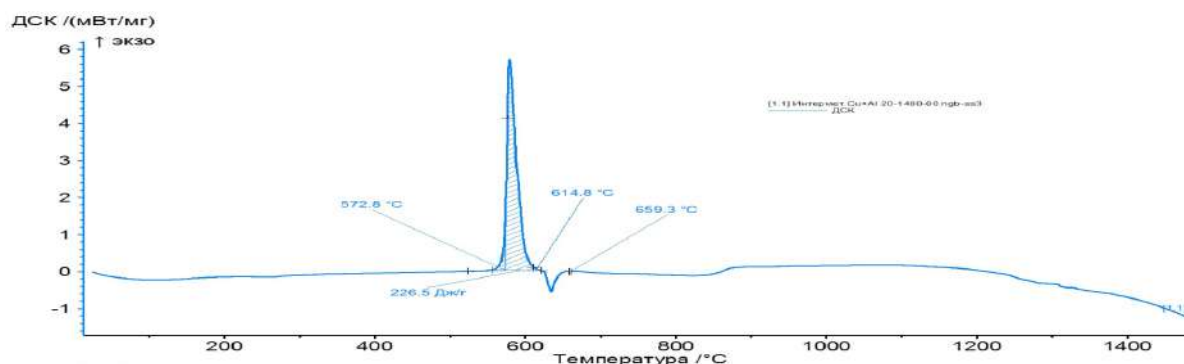


Рисунок 1а - Кривая ДСК при синтезе CuAl из порошков Cu и Al

При синтезе из элементов (Рис.1а) экзотермический пик образования фазы CuAl ($T_{CuAl} = 572,8–614,8$ °С) находится ниже эндотермического пика Al (614,8 °С – температура активации поверхности гранул Al – растрескивание окисной плёнки) и несколько выше температуры эвтектического плавления ($T_{eu}(Al-CuAl_2) \approx 550$ °С), но лежит существенно выше точки плавления алюминида меди ($T_{CuAl} = 1014$ °С) при

синтезе со стадией восстановления оксида меди CuO до металла (Рис. 1б). Пик при $883,9^\circ\text{C}$ (Рис.1б) скорее всего связан с превращением оксида меди CuO в закись меди Cu_2O , при этом выделившийся кислород частично вступил в экзотермическую реакцию с алюминием, а остальной кислород улетучился из образца, так как при этом заметно изменилась его масса.

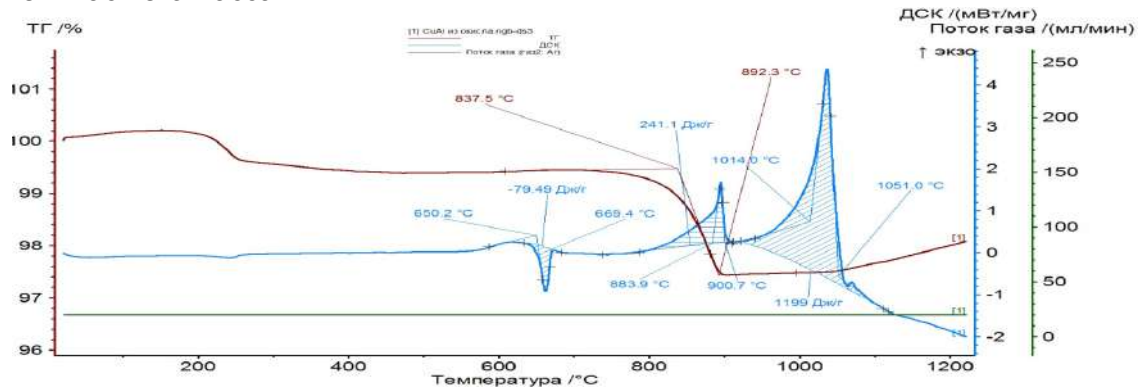


Рисунок 1б - Кривые ТГ и ДСК при синтезе CuAl из порошков CuO и Al

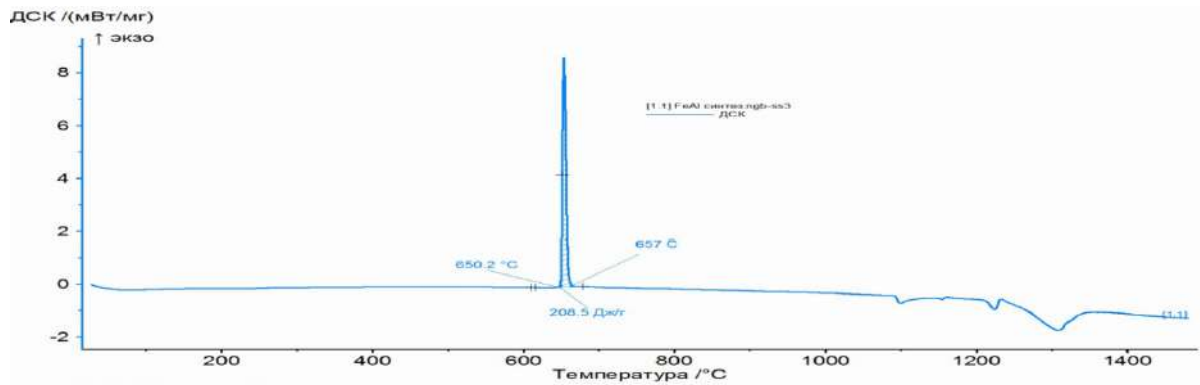


Рисунок 2а -- Кривая ДСК при синтезе FeAl из порошков Fe и Al

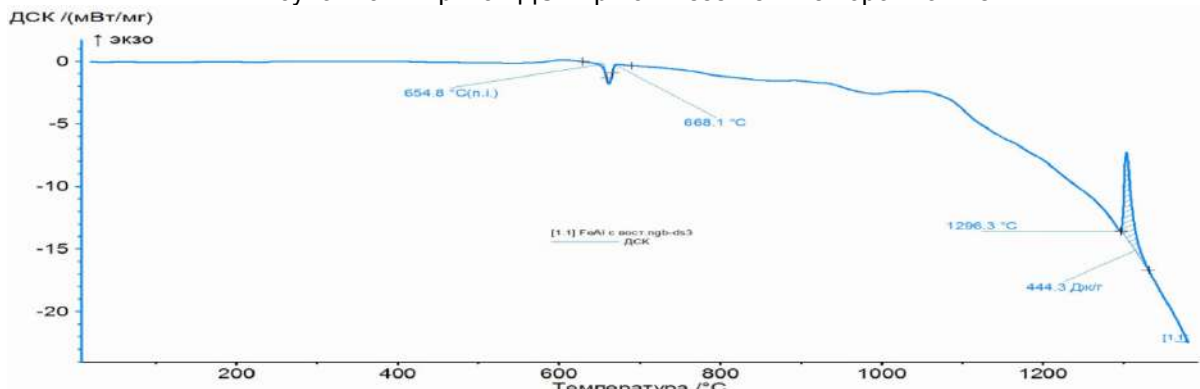


Рисунок 2б - Кривая ДСК при синтезе FeAl из порошков Fe_2O_3 и Al

Несколько иная ситуация наблюдается при синтезе алюминида железа FeAl (Рис.2, а и б). При взаимодействии порошков металлов образование интерметаллида почти совпадает с процессом плавления алюминия (при $650,2^\circ\text{C}$, что близко к температуре эвтектики Al-FeAl_3) и в сумме является экзотермическим. При синтезе FeAl из порошков Fe_2O_3 и Al плавление алюминия (эндотермический пик при $654,8^\circ\text{C}$) и образование интерметаллида (экзотермический пик при $T_{\text{FeAl}} = 1296,3^\circ\text{C}$) протекают при существенно отличающихся температурах.

При синтезе алюминида никеля NiAl наблюдается аналогичная ситуация – синтез из элементов (Рис. 3, а) начинается при $T_{\text{NiAl}} = 608,3^\circ\text{C}$, что ниже точки плавления алюминия и температуры эвтектики Al-NiAl_3 ($T_{\text{eu}} \approx 640^\circ\text{C}$), а синтез со стадией восстановления (Рис. 3, б) происходит при более высокой температуре: $T_{\text{NiAl}} = 945,8^\circ\text{C}$.

На подобные “паузы” между плавлением алюминия и синтезом интерметаллидов со стадией восстановления ранее не обращали внимания. Обнаруженные отличия, видимо свидетельствуют о существенно различном механизме взаимодействия расплавленного алюминия с поверхностью металлов и окислов.

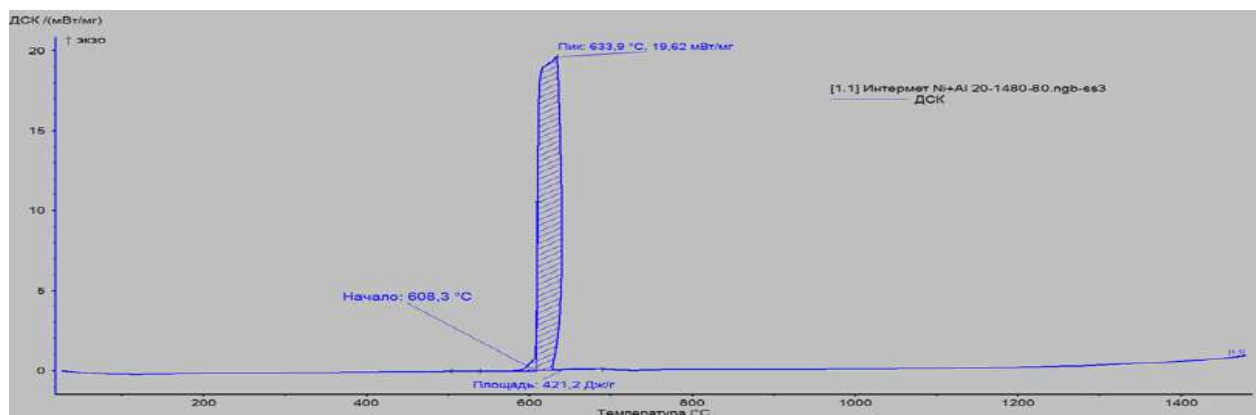


Рисунок 3а - Кривая ДСК при синтезе NiAl из порошков Ni и Al

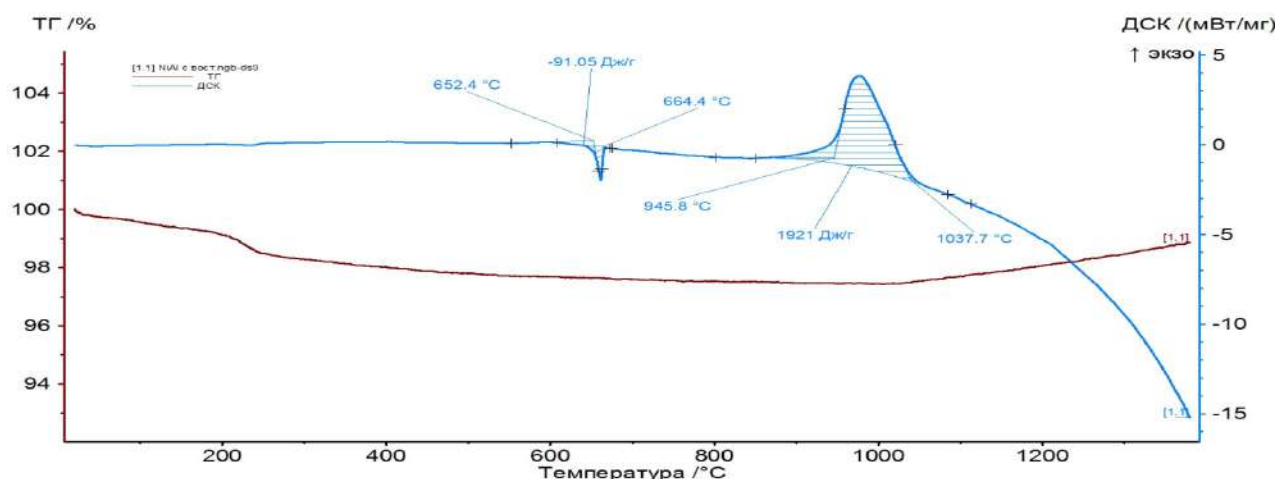


Рисунок 3б - Кривые ТГ и ДСК при синтезе NiAl из порошков NiO и Al

Скорость нагрева при ДТА существенно ниже ($10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$), чем при СВС ($\sim 10^4\text{--}10^5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) [4]. Следовательно, при ДТА в системах Al-металл успевают развиваться процессы твердофазной реакционной диффузии, и максимум тепловыделения из-за образования интерметаллида может иметь место при температурах ниже или близких к эвтектическому плавлению, т.е. работает квазиравновесный диффузионный механизм, типичный для традиционного реакционного спекания [5]. При нагреве систем “Al-оксид” взаимодействие металла-восстановителя с оксидом, как и в волне СВС, начинается после плавления алюминия и протекает в несколько стадий, включая смачивание, растекание, гетерогенные реакции, диффузию в жидкой фазе и ее кристаллизацию в виде конечных продуктов – интерметаллида и оксида алюминия.

Литература

1. G.Sauthoff. Intermetallics. - Wiley-VCH Verlag GmbH, 1995. - 165 pp.
2. Physical Metallurgy and Processing of Intermetallic Compounds. Ed. by N.S.Stoloff and V.K.Sikka. - Chapman & Hall, 1996. - 688 pp.
3. В.И.Итин. Ю.С.Найбороденко. Высокотемпературный синтез интерметаллических соединений. - Изд-во Томского университета, 1989. - 214 с.
4. A.S.Rogachev, A.S.Mukasyan. Combustion for Material Synthesis. - CRC Press, 2015. - 422 pp.
5. B.B.Khina. Combustion Synthesis of Advanced Materials. - Nova Science, 2010. - 110 pp.

МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА ВТ6, ОТОЖЖЕННОГО В ОБЛАСТИ $\alpha + \beta$, ПОСЛЕ ЗАКАЛКИГорнакова А.С.¹, Цой К.В.¹, Головин Ю.И.², Тюрин А.И.², Некрасов А.Н.¹¹ - Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия² - НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россияalenahas@issp.ac.ru**Введение**

Сплав ВТ6 (Ti–6Al–4V) широко используется в аэро-космической технике, машино- и судостроении, био-медицине и других отраслях [1]. Такое разнообразие областей применения данного сплава обусловлено возможностью формирования целого спектра его механических характеристик (от высокой жаропрочности до сверхпластичности) с помощью различных термических и термо-механических обработок [1,2]. В частности, это связано с сильным влиянием на механические характеристики морфологии и дисперсности фаз (α Ti) и (β Ti). В настоящее время имеется много работ, посвященных исследованию связи механических свойств сплава ВТ6 с его микроструктурой [3]. Однако систематические исследования твердости элементов микроструктуры сплава в зависимости от температуры отжига в двухфазной области (α Ti) + (β Ti) отсутствуют.

В работе исследовано влияние температуры длительных изотермических отжигов сплава ВТ6 в двухфазной области (α Ti) + (β Ti) и его последующей закалки на твердость его структурных составляющих при комнатной температуре.

Методика эксперимента

Прутки сплава диаметром 25 мм были нарезаны на шайбы толщиной 5 мм, которые потом подвергали механической шлифовке и химической полировке для удаления поврежденного поверхностного слоя. Затем образцы запаивали в кварцевые ампулы и отжигали в вакууме при остаточном давлении $4 \cdot 10^{-4}$ Па. Отжиги производили при температурах T 660°C (720 час.), 670°C (840 час.), 680°C (840 час.), 700°C (672 час.), 730°C (840 час.), 760°C (744 час.), 790°C (792 час.), 800°C (840 час.), 820°C (840 час.), 840°C (720 час.) и 860°C (720 час.), т.е. в области (α Ti) + (β Ti). После отжига образцы закачивали в воде. Для выявления микроструктуры образцы механически полировали и химически травили в 1 % водном растворе HF.

Изучение микроструктуры образцов и все измерения, связанные с определением химического состава образцов и зерен, присутствующих в них, проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega TS 5130 MM, оснащенного энерго-дисперсионным спектрометром LINK (Oxford Instruments). В частности, измерения показали, что исследуемый сплав имеет состав (89,83 \pm 0,07) мас.% Ti, (6,21 \pm 0,05) мас.% Al, (3,92 \pm 0,06) мас.% V и (0,04 \pm 0,02) мас.% Fe. Для определения микротвердости использовали наноиндентометр TI-950 Triboindenter (Hysitron Inc., США) оснащенный индентором Берковича. Нагрузку на индентор 5 мН выбирали исходя из размеров зерна исследуемых сплавов. На каждом образце при комнатной температуре проводили до 20 отдельных измерений. Определение твердости проводилось по методике Оливера и Фарра [4-7].

Результаты и обсуждение

На рисунке 1(а) показана исходная (до отжига) микроструктура сплава ВТ6. Она представляла собой колонии ламелей темной и светлой фаз. После отжигов и последующей закалки микроструктура сплава состояла из темных и светлых зерен, Рис. 1(б, в). Они соответствуют зернам (α Ti) и (β Ti) при температуре отжига. Это подтверждается тем, что, согласно фазой диаграмме Ti–V–Al [8], средний химический состав темных соответствует составу (α Ti), а средний состав светлых зерен - (β Ti). Далее наблюдаемые темные и светлые зерна, соответствующие исходным зернам (α Ti) и (β Ti) при температуре отжига именованы как зерна А и В, соответственно. Из-за распада растворов (α Ti) и (β Ti) при охлаждении, после закалки зерна А и В являются гетерофазными. Наблюдения с помощью РЭМ показывают наличие в зернах В дисперсных колоний ламелей, которые можно видеть на Рис. 1(г). В зернах А колонии

ламелей значительно более дисперсные, и поэтому не выявляются на РЭМ-изображениях при используемом нами увеличении.

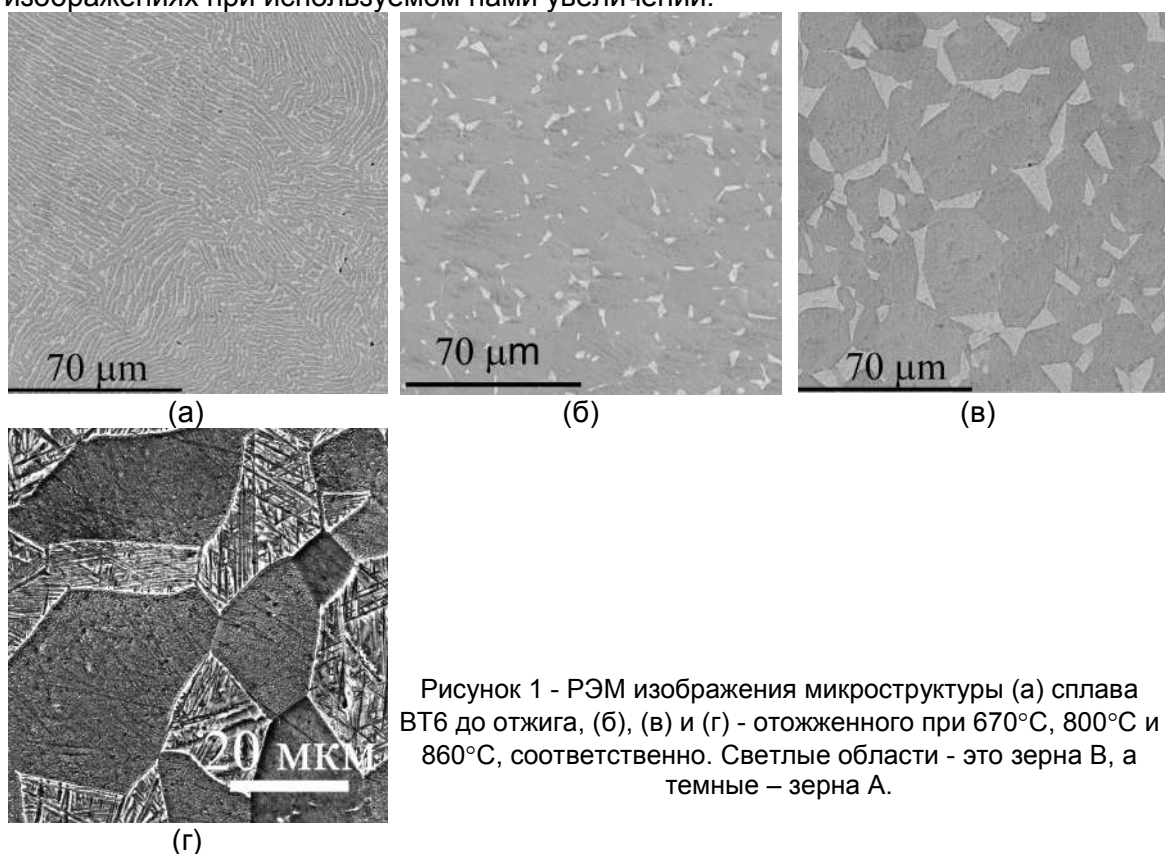


Рисунок 1 - РЭМ изображения микроструктуры (а) сплава ВТ6 до отжига, (б), (в) и (г) - отожженного при 670°С, 800°С и 860°С, соответственно. Светлые области - это зерна В, а темные – зерна А.

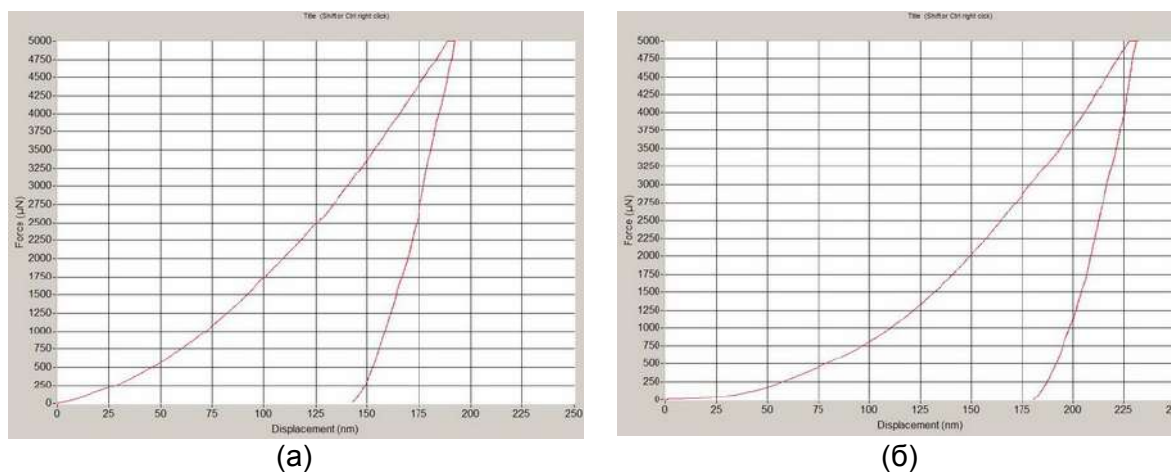


Рисунок 2 - Диаграммы $P(h)$, полученные при индентировании (а) зерна А и (б) зерна В в сплаве ВТ6 (800°С, 840 часов).

На Рис. 2 представлены типичные $P(h)$ диаграммы для зерен А и В. В результате обработки диаграмм $P(h)$ для всех температур отжига, была построена зависимость твердости зерен от температуры (см. рис. 3). Из рисунка видно, что в пределах разброса экспериментальных данных твердость зерен А и В не зависит от T и равна $4,2 \pm 1,1$ и $3,5 \pm 0,7$ ГПа (усредненные значения по всем температурам отжига), соответственно. Отметим, что пленка TiO_2 на поверхности образцов не является причиной разброса экспериментальных точек, т.к. ее толщина обычно не превышает 10 нм, а глубина проникновения индентора при измерениях достигала 150 нм и более. Наблюдающийся разброс экспериментальных точек на температурной зависимости для твердости зерен можно связать с различными долями фаз (αTi) и (βTi) в зернах А и В. Поскольку соотношение долей (αTi) и (βTi) в сплаве и концентрации компонентов в

них зависят от величины температуры отжига, то соотношение долей (αTi) и (βTi) в зернах А и В при комнатной температуре (после распада исходных растворов (αTi) и (βTi) в результате закалки) также должно зависеть от нее. Также была получена зависимость твердости зерен В от доли (βTi), f_{β} в них (Рис. 4).

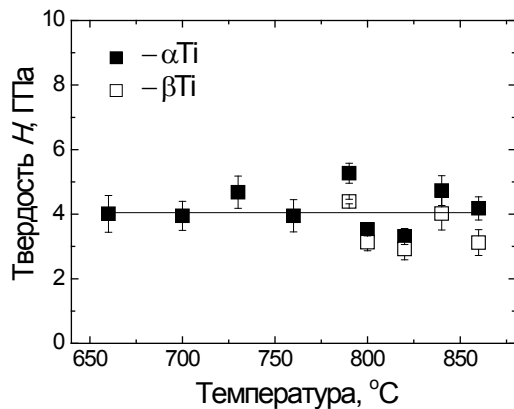


Рисунок 3 - Зависимость микротвердости зерен А и В от температуры отжига сплава ВТ6.

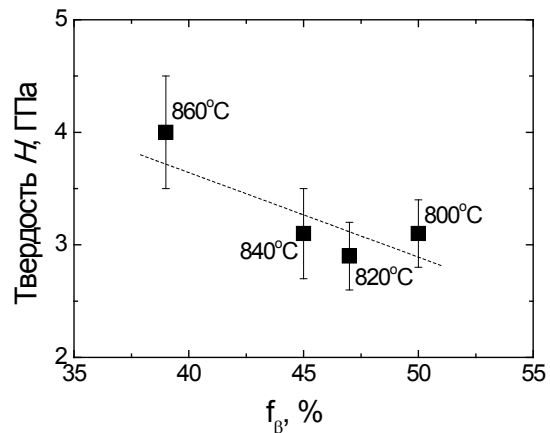


Рисунок 4 - Зависимость микротвердости зерен В от доли (βTi), f_{β} в них.

Выводы

Исследована микротвердость элементов микроструктуры сплава ВТ6 после длительных отжигов при 660-860°C, т.е. в двухфазной области (αTi) и (βTi), и последующей закалки в воде. Показано, что твердость зерен А и В в пределах ошибки измерений не зависит от температуры отжига и составляет $4,2 \pm 1,1$ и $3,5 \pm 0,7$ ГПа, соответственно. Показано, что микротвердость зерен В уменьшается с увеличением доли (βTi) в них.

Литература

1. Vanerjee D., Williams J.C., Acta Mater. 61,844 (2013).
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия 1984.
3. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханов А.А., М.: Металлургия, 1974.
4. Oliver W.C., Pharr G.M., J. Mater. Res. 19(1), 3 (2004).
5. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009.
6. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Васюков В.М., ФТТ. 59(9), 1778 (2017).
7. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Воробьев М.О., Измерительная техника. 9, 7 (2016).
8. Murray J.L. Bull. Alloy Phase Diagr. 3, 74 (1982).

Подготовка образцов и проведение микроструктурных исследований выполнены при поддержке гранта РФФИ (проект 16-03-00285). Проведение исследований локальных физико-механических свойств выполнено при поддержке гранта РФФИ (проект № 17-48-680817).

ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОЕМКОСТИ НИТИНОЛА ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ

Пряхин С.С.

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

В работе приведены результаты анализа зависимостей теплоемкости от температуры для нитинола, подвергающегося прямым и обратным температурно-индуцированным фазовым превращениям, выполненного на основе кинетических уравнений двухфазной среды модели Лианга-Роджерса. При этом ограничиваемся процессами с полными превращениями и не рассматриваем влияния нагрузки.

В модели Лианга-Роджерса [1] зависимость мартенситного содержания ξ от температуры T при температурно-индуцированном обратном превращении в направлении мартенсит \rightarrow аустенит в отсутствие напряжения описывается формулой:

$$\xi = \frac{\xi_0}{2} \left[1 + \cos \left(\pi \frac{T - A_s}{A_f - A_s} \right) \right], \quad A_s \leq T \leq A_f, 0 \leq \xi \leq 1, \dot{T} > 0; \quad (1)$$

при прямом превращении в направлении аустенит \rightarrow мартенсит

$$1 - \xi = \frac{1 - \xi_0}{2} \left[1 + \cos \left(\pi \frac{T - M_f}{M_s - M_f} \right) \right], \quad M_f \leq T \leq M_s, 0 \leq \xi \leq 1, \dot{T} < 0. \quad (2)$$

где ξ_0 - доля мартенситной фазы в начале фазовых переходов; A_s, A_f, M_f, M_s - характеристические температуры переходов, причем $M_f < M_s < A_s < A_f$; точки над переменной T обозначают производную температуры по времени.

На рис. 1 показано, что зависимость 1 теплоемкости C_p сплава NiTi от температуры T из работы [5] в условии нагрева, сопровождающегося обратным мартенситным превращением аппроксимируется суммой двух функций теплоемкостей:

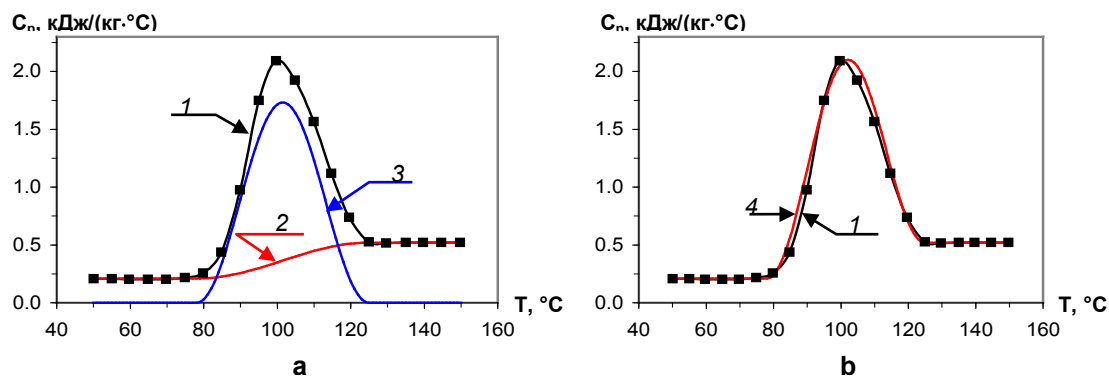


Рисунок 1 - Сопоставление зависимости теплоемкости от температуры 1: **a** — с функциями 2, 3, используемыми для аппроксимации; **b** — с результатом аппроксимации 4.

1-я - Синусная функция Вьюненко [3], дающая дополнительный вклад в изменение теплосодержания, отвечающий энергии фазового перехода I рода. Показана на рис. 1а позицией 3; в модифицированной записи описывается уравнением:

$$c'_A(T) = \xi_0 \beta_A \sin^2 \left(\pi \frac{T - A_s}{A_f - A_s} \right) \quad A_s \leq T \leq A_f \quad \text{else} \quad c'_A(T) = 0, \quad (3)$$

где β_A - константа, отвечающая максимальной величине добавки к теплоемкости.

2-я - Гладкая косинусная функция, отражающая монотонный переход величины теплоемкости между теплоемкостями мартенситной c_M и аустенитной c_A фазами, что

является признаком фазового перехода II. Показана кривой 2 на рис. 1а и описывается:

$$c_L(T) = \begin{cases} (1 - \xi_0)c_A + \xi_0 c_M & T < A_s \\ c_A - \xi_0(c_A - c_M) \cos^2\left(\frac{\pi}{2} \frac{T - A_s}{A_f - A_s}\right) & A_s \leq T \leq A_f; \\ c_A & T > A_f \end{cases} \quad (4)$$

Используя уравнение Лианга-Роджерса (1), функцию (4) можно представить в виде линейной относительно текущего значения мартенситного содержания $\xi(T)$

$$c_L(T) = c_A - (c_A - c_M) \cdot \xi(T) = c_M \xi(T) + c_A [1 - \xi(T)], \quad (5)$$

которое свидетельствует об аддитивном вкладе в линейную составляющую теплоемкости концентраций мартенситной ξ и аустенитной фазы $(1 - \xi)$. В диапазоне $A_s \leq T \leq A_f$ уравнение (1) позволяет представить функцию (3) в виде функции от ξ

$$c'_A(T) = c'_A(\xi) = 4\beta_A \xi_0 \left[\frac{\xi}{\xi_0} \left(1 - \frac{\xi}{\xi_0} \right) \right]. \quad (6)$$

Уравнение (6) при полном обратном превращении нитинола с исходной концентрацией мартенсита $\xi_0 = 1$ сводится к уравнению

$$c'_A(T) = 4\beta_A \xi(T) \cdot [1 - \xi(T)], \quad (7)$$

в котором влияние концентраций фаз мартенситной ξ и аустенитной $1 - \xi$ на изменение теплосодержания мультипликативно. По аналогии с законом действующих масс возникает предположение, что нелинейная составляющая теплоемкости возникает как результат взаимодействия этих фаз при изменении температуры.

Интегрируя (7) в диапазоне $A_s \leq T \leq A_f$, можно получить величину изменения теплосодержания, обусловленное функцией (7) с константой β_A функции (3):

$$\alpha = \beta_A \frac{A_f - A_s}{2}. \quad (8)$$

Аналогичный подход можно применить и для анализа функции теплоемкости при прямом мартенситном превращении, происходящем при понижении температуры в диапазоне $M_f \leq T \leq M_s$, кинетическое уравнение в котором описывается (2). Изменение теплосодержания при полном прямом переходе, обусловленное нелинейной составляющей функции теплоемкости относительно ξ :

$$-\mu = \beta_M \frac{M_f - M_s}{2}. \quad (9)$$

Константа β_M в равенстве (9) соответствует нелинейной составляющей функции теплоемкости от температуры для прямого мартенситного перехода, построенной по аналогии с функцией Вьюененко для обратного мартенситного перехода (3):

$$c'_M(T) = (1 - \xi_0) \cdot \beta_M \sin^2\left(\pi \frac{T - M_f}{M_s - M_f}\right) \quad M_f \leq T \leq M_s \quad \text{else} \quad c'_M(T) = 0. \quad (10)$$

Исходя из начала термодинамики, изменения теплосодержания в полном цикле между температурными точками завершения прямых и обратных фазовых превращений должно быть равно нулю. В температурном цикле $A_f \rightarrow M_f \rightarrow A_f$ с полными прямыми и обратными фазовыми превращениями данное требование отвечает равенству нулю суммы изменений теплосодержания. Вычисления показывают, что данное требование удовлетворяется при соотношениях между параметрами μ и α изменения теплосодержания для прямых и обратных переходов:

$$\alpha - \mu = (c_A - c_M) \left[\frac{A_f + A_s}{2} - \frac{M_s + M_f}{2} \right]. \quad (11)$$

Уравнение (11) отражает, что соображения о сохранении теплосодержания в температурном циклическом процессе с прямыми и обратными фазовыми переходами приводят к соотношению, отражающему пропорциональность разности энергетических параметров нелинейных составляющих функций теплоемкости температурному расстоянию между серединами диапазонов областей превращений.

На рис.2 выполнены построения зависимостей удельной теплоемкости C_p и изменения теплосодержания $\Delta q = q(T) - q(20\text{ }^\circ\text{C})$ °C для сплава NiTi из работы [4] при циклических изменениях температуры с полными мартенситными превращениями.

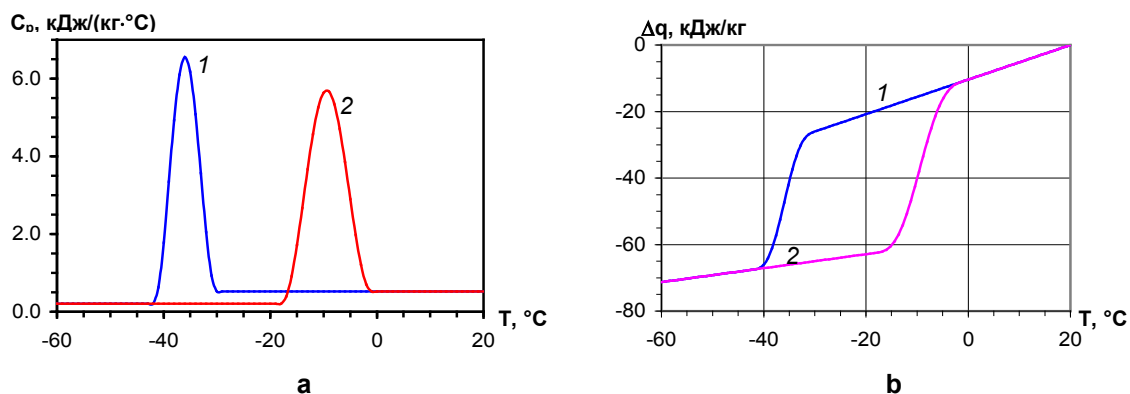


Рисунок 2 - Функции удельной теплоемкости C_p и изменения теплосодержания $\Delta q = q(T) - q(20\text{ }^\circ\text{C})$ °C при циклических изменениях температуры с полными мартенситными превращениями: 1 – прямое превращение; 2 – обратное превращение.

Анализ зависимости теплоемкости нитинола от температуры в диапазоне фазового превращения показывает, что ее можно представить в виде суммы двух синусо-косинусных функций. Сопоставление этих функций с кинетическими уравнениями Лианга-Роджерса, описывающими изменение фазового состава в сплаве с памятью формы при изменении температуры, показывает, что монотонная функция является линейной относительно переменной фазового состава, а немонотонная нелинейной. Линейная функция отражает аддитивный вклад в теплоемкость меняющихся с температурой концентраций мартенситной и аустенитной фаз в сплаве. Нелинейная функция – мультипликативный, то есть пропорциональна произведению текущих концентраций взаимодействующих фаз.

Литература

1. Liang, C. One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials / C. Liang, C. A. Rogers // Journal of Intelligent Material Systems and Structures. – 1990. – Vol. 1, Issue 2. – P. 207-234.
2. Rubanik, V. V. Modeling of ultrasonic initiation of shape memory effect / V. V. Rubanik, V. V. Klubovich, V. V. Rubanik, A. V. Shadursky // Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 20, issue 4, 2011. – P. 731-736.
3. Вьюненко, Ю. Н. Эффект памяти формы, инициируемый механизмом остаточных напряжений / Ю. Н. Вьюненко // Перспективные технологии и методы контроля. – Витебск: УО «ВГТУ», 2009. – Гл. 14. – С. 384-399.
4. Rubanik, V. V. Thermokinetic EMF under direct phase transformation / V. V. Rubanik, A. V. Lesota, V. V. Rubanik Jr. // Materials Today: Proceedings. 2017. – Vol. 4, Issue 3, Part B. – P. 4712-4716.

**РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni_3Al С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ
СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ**

Куц О.А.¹⁾, Старенченко С.В.¹⁾, Соловьева Ю.В.¹⁾, Пилюгин В.П.²⁾, Анчаров А.И.³⁾

¹⁾ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск

²⁾ Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург

³⁾ Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск
Российская Федерация
bolga@sibmail.com

Введение

Интерметаллиды, обладающие сверхструктурой $L1_2$, имеют ярко выраженную температурную аномалию механических свойств - предел текучести резко возрастает на порядок при росте температуры. Это способствует применению этих сплавов как конструкционных жаропрочных суперсплавов. Механизмом аномалии является эффект термоактивируемой самоблокировки сверхдислокаций в упорядоченном состоянии сплавов. Наряду с аномалией механических свойств создание субмикроструктурных и нанокристаллических структур обеспечивают улучшение эксплуатационных характеристик. Поэтому экспериментальное исследование механизмов формирования и свойств субмикроструктурных и нанокристаллических структур, полученных под воздействием мегапластических деформаций из исходных монокристаллов сплава Ni_3Al – интерметаллида со сверхструктурой $L1_2$, применяемого в практике создания жаропрочных суперсплавов, представляется актуальной проблемой. В связи с этим в работе ставились следующие задачи:

1. Получить ультрамелкозернистые структуры в кристаллах Ni_3Al в результате интенсивной деформации, реализуемой сдвигом под высоким давлением в камере Бриджмена.
2. Провести рентгенодифракционное исследование структуры сильнодеформированных монокристаллов Ni_3Al с использованием синхротронного излучения.

Материал и методика эксперимента

Кристаллы выращивались методом Бриджмена в атмосфере гелия в тиглях из окиси магния. Ориентация образцов определялась дифрактометрическими методами. Кристаллы вырезали на электроискровом станке, поврежденный слой удаляли механической шлифовкой, химическим травлением в царской водке (1 часть HNO_3 + 3 части HCl), электролитической полировкой в электролите 80 г Cr_2O_3 + 210 мл H_3PO_4 при напряжении $U=22$ В течение 2-3 мин. Качество полученных образцов проверялось рентгеноструктурными методами. Исследования проводились на установке ДРОН-3. Анализ дифракционных максимумов, показал, что материал является хорошо упорядоченным монокристаллом Ni_3Al близким к стехиометрическому составу. Количество материала, имеющего разориентации, не превышает 0,1%; параметр решетки, определенный по дифрактограмме составляет $a=3,5668 \text{ \AA}$ в сравнении с табличным значением $a=3,5672 \text{ \AA}$ [1]. Параметр дальнего порядка равен $\eta = 0,9$. Размеры первоначальных образцов имели форму параллелепипеда, были

2,5×2,5×4.0 мм³. Гомогенизация проводилась при температуре 953°C в течение 30 часов в атмосфере инертного газа с последующим охлаждением с печью до комнатной температуры. Ориентации граней кристаллов определялись методом Лауэ и методами рентгеновской дифрактометрии. На твердосплавных (ВК-6, твердость HRC=92) вращаемых наковальнях Бриджмена при температуре 293 К и деформировали монокристаллические образцы Ni₃Al в форме квадратных пластин 2,5×2,5×0,2 мм³, с ориентировкой плоских сторон в направлении [211]. Образец сжимали между твердыми пуансонами и по достижении среднего квазигидростатического давления 8,0 ГПа образец скручивали между пуансонами наковален до заданных углов (φ): $\pi/12$, $\pi/2$, π , 2 π , 6 π , 10 π .

С целью изучения структурного состояния деформированных монокристаллов было проведено рентгеноструктурное исследование на станции 4-го канала СИ накопителя ВЭПП-3 Сибирского центра синхротронного и терагерцового излучения Института ядерной физики им. Г.И.Будкера. Для съемки использовалась схема нахождение. Монохроматизированный пучок СИ с энергией квантов 33.7 кэВ (длина волны 0.3685 Å) формировался выходным коллиматором (размер пучка 0.1×0.5 мм) и проходил через образец. Использование двухкоординатного детектора позволяет регистрировать дифрактограмму в виде двумерной дифракционной картины.

Результаты

Предварительно подготовленный исследуемый материал находится в упорядоченном состоянии и представляет собой монокристалл, ориентированный вдоль оси сжатия [211] рис 1. Следует отметить, что наряду с упорядоченной фазой присутствует небольшая доля разупорядоченного кристалла ориентированного вдоль оси [100]. Это соответствует диаграмме состояния системы Ni-Al, которая характеризуется узкой областью гомогенности упорядоченной фазы. Сжатие образцов и последующее скручивание на разные углы привело к изменению их структурного состояния. На рис. 1 и 2 показаны результаты интенсивного воздействия на изучаемый монокристалл.

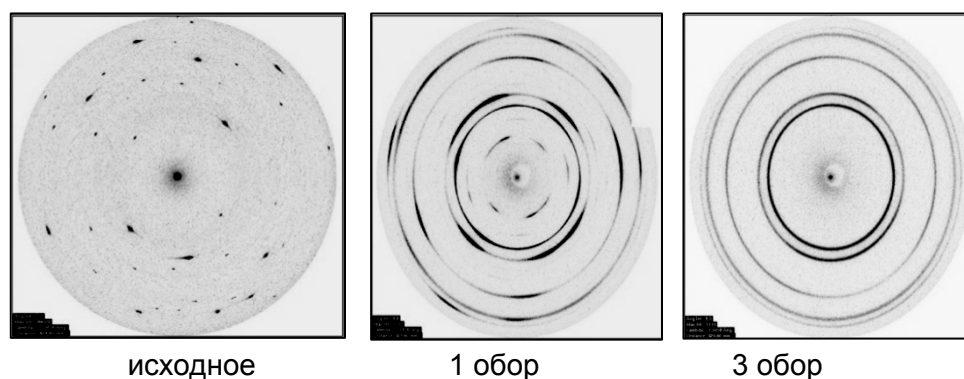


Рисунок 1 - Двумерная дифракционная картина сплава Ni₃Al после различных обработок

В процессе деформации монокристалл испытывает сложное влияние на разные характеристики состояния материала. Прежде всего, нарушается

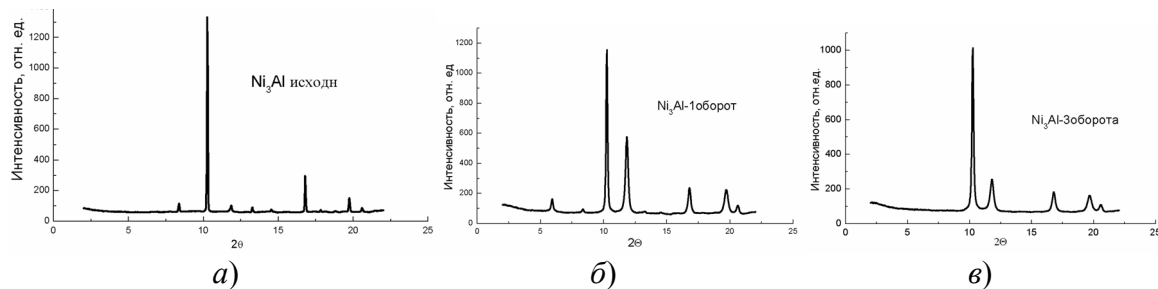


Рисунок 2 Дифрактограммы сплава Ni_3Al после различных обработок: а - исходное состояние; б - давление 8,0 ГПа и кручение на 1 оборот; в - давление 8,0 ГПа и кручение на 3 оборота

монокристалличность образца. После сжатия между твёрдыми пуансонами и по достижении среднего квазигидростатического давления 8,0 ГПа монокристаллический материал нарушает свою структуру, он фрагментируется, и наряду с крупными кристаллическими фрагментами появляются субмикроструктурные разориентированные области. Скручивание образца приводит к более выраженному изменению структурного состояния. Вращение до 1 оборота сохраняет в некоторой степени крупнокристаллическую структуру материала, однако доля субмикроструктурных хаотически разориентированных областей в образце увеличивается при увеличении угла поворота.

Кроме нарушения монокристалличности материала и появления нанодисперсного состояния после вращения в 3 оборота наблюдается полное отсутствие дальнего порядка в расположении атомов разного типа по узлам кристаллической решетки. Сверхструктурные рефлексы, свидетельствующие об упорядочении, исчезли. Дифракционная картина соответствует поликристаллическому состоянию, для которого характерно равномерное распределение ориентации осей кристаллитов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №16-03-00182-а)

Рентгеновские синхротронные измерения проведены на экспериментальной станции "Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне" ЦКП «Сибирский центр синхротронного и терагерцового излучения», ИЯФ им. Г.И. Будкера СО РАН, г. Новосибирск

Литература

1. Вол А.Е., Каган И.К. Структура и свойства двойных металлических систем. Т. III. - М.: Наука, 1976. - 814 с

АКТУАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МЕЖДУНАРОДНОГО СОТРУДНИЧЕСТВА В СФЕРЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Мееровская О.А., Маерович К.В., Скуратович Е.Н.

Белорусский институт системного анализа и информационного обеспечения научно-технической сферы, Минск, Республика Беларусь, meerovskaya@fp7-nip.org.by

Высокая потребность в новых материалах в различных областях человеческой деятельности, сложность и значительная стоимость их создания и междисциплинарный характер материаловедения как научной области диктуют целесообразность объединения кадрового потенциала и инфраструктуры для их исследования и разработки, в том числе на международном уровне. Понимание необходимости интеграции ресурсов выражается в готовности правительств разных стран и надгосударственных образований финансировать исследования в области новых материалов и разрабатывать необходимые для их поддержки инструменты. Наличие таких инструментов и доступ к ним определяют актуальные возможности международного сотрудничества, тогда как степень их использования учеными зависит от уровня и конкурентоспособности результатов, наличия у исполнителей уникальных компетенций, интегрированности их в научные сети и многих других факторов. В докладе проанализированы актуальные возможности, имеющиеся у белорусских ученых, для развития сотрудничества в области новых материалов с традиционным партнером, Россией.

За минувшую декаду количество научных проектов с этой страной почти удвоилось (рис.). Совместные проекты с Россией составляют более половины от всех двусторонних международных проектов, выполняемых организациями нашей страны, и этот показатель вырос более чем в полтора раза (с 37 до 51%) уза последние десять лет, несмотря на усилия государства по расширению географии международного сотрудничества.

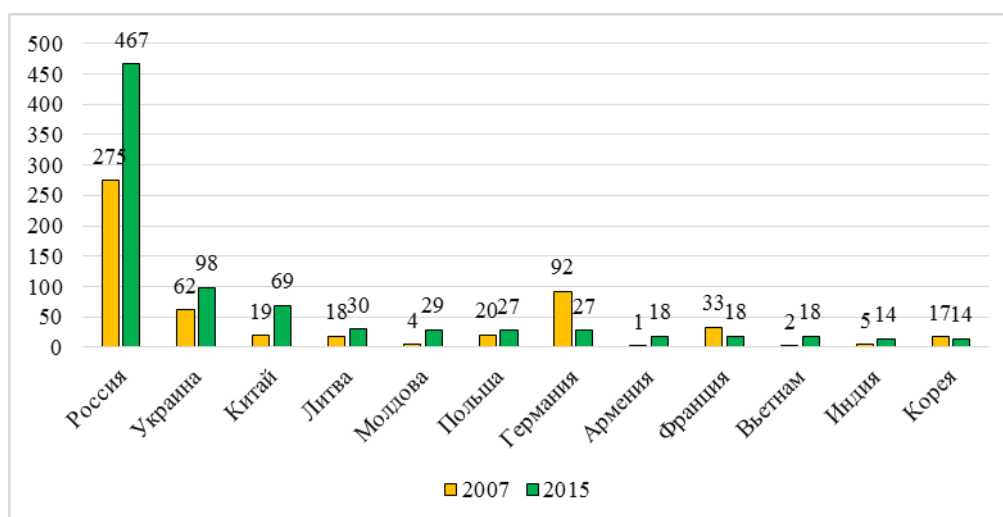


Рисунок – Международные научно-технические проекты, выполняемые организациями Республики Беларусь с основными странами-партнерами (выборка из базы данных международных программ и проектов ГУ «БелИСА» от 12.04.2017).

Этому есть ряд объяснений. Во-первых, для обеспечения сотрудничества наработан значительный арсенал инструментов, которые доказали свою действенность и пользуются популярностью среди научных организаций и наукоемких предприятий двух стран.

Во-вторых, эти инструменты довольно разнообразны, направлены на поддержку различных этапов инновационного процесса (фундаментальные исследования, прикладная наука и разработки, коммерциализация результатов и их продвижение) и

ориентированы на различные группы ученых (опытных, молодых). К ним относятся, в частности:

➤ Финансирование Белорусским республиканским фондом фундаментальных исследований (БРФФИ) совместно с российскими научными фондами конкурсов двусторонних фундаментальных научных проектов. В 2017 г. БРФФИ финансировал порядка 200 проектов с Россией, среди них 100 «взрослых» и 30 молодежных проектов с Российским фондом фундаментальных исследований (РФФИ), около 10 – с Объединенным институтом ядерных исследований (Дубна), 40 – с Сибирским отделением РАН. Таким образом, БРФФИ отвечает примерно за 40% от общего числа проектов с Россией, которые выполняются в нашей стране. Примечательно, что это сотрудничество приоритетно и для россиян: БРФФИ является наиболее значимым зарубежным партнером для РФФИ. С российской стороны интерес к конкурсам БРФФИ-РФФИ в последние годы вырос благодаря увеличению стоимости проектов.

➤ Союзные программы научно-технической направленности. В 2017 г. финансировалось 9 союзных программ, в качестве государственных заказчиков которых от Беларуси выступали: НАН Беларуси (5 программ), Минпром, Минприроды, Минздрав и Минобороны – по одной. Текущий перечень включает две программы по исследованию и технологиям материалов – «Разработка критических стандартных технологий проектирования и изготовления изделий наноструктурной микро- и оптоэлектроники, приборов и систем на их основе и оборудования для их производства и испытаний» («Луч», 2016–2019) и «Разработка комплексных технологий создания материалов, устройств и ключевых элементов космических средств и перспективной продукции других отраслей» («Технология-СГ», 2016–2020).

В реализации недавно завершившейся союзной программы «Разработка инновационных технологий и техники для производства конкурентоспособных композиционных материалов, матриц и армирующих элементов на 2012-2016 годы» («Компомат») исследования осуществлялись 40 российскими и 34 белорусскими академическими и отраслевыми институтами, предприятиями и организациями химико-технологического и машиностроительного комплексов. Государственные заказчики – Минпромторг России и концерн «Белнефтехим» [1]. В рамках программы разработано и передано в опытное производство 68 новых технологий мирового уровня, изготовлено и испытано 60 опытных и стендовых установок, разработано 30 новых образцов оборудования, создано 95 новых видов материалов и продукции и 300 новых рабочих мест. Совместными усилиями ученых и специалистов двух стран разработаны технологии и образцы оборудования для производства новых полимерных и композиционных материалов, химических волокон и нитей. В частности, партнеры смогли добиться таких характеристик термостойких волокон и нитей, которые превосходят западные образцы. Из этих материалов выпускают термостойкие (рабочая температура 300–350°С) изделия самого различного назначения. Ткани из волокна «Арселон» служат в 4–6 раз дольше материалов из традиционных волокон. На основе термостойкого волокна разработаны термостойкие швейные нити, фильтровальные ворсованные ткани, фильтровальные изоляционные нетканые материалы для предприятий цветной и черной металлургии, цементной, газовой, нефтяной и других отраслей промышленности [2].

Возможности дальнейшего использования союзных программ для финансирования исследований в сфере новых материалов и индустрии наносистем и материалов обеспечены благодаря включению этих тем в число «приоритетных направлений проблемно-ориентированных поисковых и прикладных исследований, а также разработок в целях получения новых знаний, составляющих основу технологических инноваций», Союзного государства [3]. Однако 20-летний опыт работы по союзным программам позволяет видеть не только их положительные результаты, но и организационные проблемы, например, сложный и длительный порядок формирования и нерешенный вопрос о союзной собственности, который непосредственно связан с коммерциализацией результатов и влияет на «совместность» работ. Сегодня проекты в рамках союзных программ больше напоминают параллельно выполняемые партнерами исследования и разработки на

одну и ту же тему, нежели реальную совместную деятельность, когда результат работы одной стороны зависит от вклада другой.

➤ Интернационализация научно-технической сферы является одной из наиболее ярких современных тенденций. В преломлении к обсуждаемой теме она проявляется, в том числе, в открытии национальных научных программ для ученых из других стран. К примеру, все большее число белорусских исследователей участвуют в качестве соисполнителей в национальных российских проектах, поддерживаемых по линии РФФИ, Российского научного фонда и Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы». Стимулом для поиска отечественными учеными финансирования за рубежом является снижение расходов на науку в Беларуси, а выбор России как партнера обусловлен наличием большого числа связей, более высоким, по сравнению с белорусским, уровнем поддержки проектов и, в отдельных случаях, льготой по подоходному налогу. Представляется, что, при сохранении открытого характера российских инструментов финансирования и ситуации с поддержкой отрасли в Беларуси, такой формат сотрудничества будет использоваться шире.

➤ Новые возможности для расширения белорусско-российского инновационного сотрудничества связываются с созданием Российско-Белорусского фонда венчурных инвестиций (декабрь 2016 г.) [4].

В третьих, помимо финансовых инструментов, существует ряд механизмов и площадок содействия инновационной деятельности ученых и предпринимателей из двух стран, в том числе молодых: Фонд «Сколково», ежегодные Форум регионов Беларуси и России и Форум вузов Союзного государства инженерно-технического профиля, а также многочисленные тематические международные научно-технические мероприятия.

Наконец, в Беларуси имеется инфраструктура для информационно-консалтингового содействия сотрудничеству отечественных организаций и ученых с партнерами из России. Подобные услуги оказывают: Центр нефте- и лесохимических технологий НАН Беларуси, завязанный на Сибирское отделение РАН, Центр в Гомельском государственном техническом университете им. П.О.Сухого, работающий с Дубной, многопрофильный центр в Научно-технологическом парке БНТУ «Политехник», Белорусско-Российский центр трансфера технологий в Минском городском технопарке.

Несмотря на некоторые текущие проблемы, отмеченное выше уникальное для Беларуси многообразие возможностей для сотрудничества с Россией и их продолжающееся расширение, в том числе в области перспективных материалов, наряду с высокой взаимной заинтересованностью сторон создает хорошие предпосылки для дальнейшей устойчивой и плодотворной белорусско-российской кооперации.

Литература:

1. Постановление Совета Министров Союзного государства от 12.12.2012 № 46 [Электронный ресурс] // Право. Законодательство Республики Беларусь. – Режим доступа: <http://www.levonevski.net/pravo/norm2013/num02/d02517.html>. – Дата доступа: 22.12.2017.

2. Разработки белорусских и российских ученых внедряются в производство в «СветлогорскХимволокно» // ЭнергоБеларусь [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://energobelarus.by/news/Belarus/razrabotki_beloruskikh_i_rossijskikh_uchenykh_vne_dryayutsya_v_proizvodstvo_v_svetlogorsk_khimvolokno/. – Дата доступа: 22.12.2017.

3. Постановление Совета Министров Союзного государства от 4.04.2006 № 9 [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://pravo.levonevsky.org/bazaby09/sbor23/text23321.htm>. – Дата доступа: 03.04.2018.

4. Договор о создании Российско-белорусского фонда венчурных инвестиций подписан в Москве // Белорусское телеграфное агентство [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.belta.by/economics/view/dogovor-o-sozdanii-rossijsko-beloruskogo-fonda-venchurnyh-investitsij-podpisan-v-moskve-225298-2016/>. – Дата доступа: 21.12.2017.

ЭЛЕКТРОЕМКОСТНЫЕ СЕНСОРЫ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПОЛИМЕРОВ

Джежора А. А., Завацкий Ю.А., Рубаник В.В.*, Царенко Ю.В.*

УО «Витебский государственный технологический университет», Беларусь

*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, ita@vitebsk.by

Сравнивая эффективность и технические возможности различных методов и средств неразрушающего контроля полимерных материалов, можно констатировать, что среди большого многообразия методов и средств контроля: электромагнитного, микрорадиоволнового, ультразвукового, теплового, оптического наиболее эффективным и экономичным является электроемкостный метод контроля [1]. Он характеризуется высокой чувствительностью, точностью, малым уровнем мощности, быстродействием, низкой себестоимостью и позволяет осуществлять диагностику прочностных и деформационных свойств материалов, изучать структуру контролируемых объектов. Разнообразие конструктивных и схемотехнических решений, применяемых в электроемкостном методе контроля, вызвано многообразием объектов контроля, функционально техническим назначением средств измерения и требованиями, предъявляемыми к метрологическим, эксплуатационно-техническим характеристикам. Непрерывное повышение этих требований: точности, разрешающей способности, воспроизводимости, стабильности обуславливает необходимость дальнейшего совершенствования конструкций емкостных сенсоров, схем их подключения и технологий изготовления с учетом успехов в области микроэлектроники.

В настоящее время проектирование электроемкостных сенсоров полностью полагается на численные методы. Выбор методов и средств контроля зависит от объекта контроля, его особенностей (слоистые структуры, анизотропия, различные схемы, армирования, влагосодержание, дисперсия диэлектрических свойств, шероховатость поверхности, плотности), условий измерения (односторонний доступ, в ряде случаев необходимость бесконтактного контроля, агрессивность и влияние окружающей среды). Особенно высоки требования к определению диэлектрических свойств полимерных материалов, обладающих небольшой анизотропией физических свойств [2, 3].

Практика использования электроемкостных сенсоров показывает, что наибольшей эффективностью обладают сенсоры конструкций МЭНИК [2] и ЗСНИК [1]. Ограниченные размеры области контроля (площади) приводят к невозможности достижения всех целей одновременно. По этой причине отыскивались компромиссные решения и определялись оптимальное соотношение параметров расчета для каждого конкретного случая [1]. Параметры расчета включали в себя геометрические размеры электродов (ширину, длину, толщину электродов, металлизацию поверхности сенсора), геометрические размеры подложки, геометрические размеры контролируемого образца, параметры контролируемого образца и подложки (диэлектрическая проницаемость, проводимость), наличие анизотропии структуры, число электродов, размещение и геометрические размеры электродов охраны, параметры окружающей среды. Оптимизировались модели, построенные с помощью численных методов расчета полей [1].

Учет толщины электродов, рельефа их поверхности позволил объяснить эффекты двойственности результата измерений в ЭНИК, образование виртуальных электродов в межэлектродном пространстве сенсоров на тонких подложках. А также позволил вычислять составляющие межэлектродной емкости, обусловленные потоками силовых линий между электродами со стороны, обращенной к контролируемому образцу и потоками силовых линий между электродами со стороны, обращенной к подложке сенсора, вычислить паразитные емкости, распределения зарядов на электродах, экранах, определить границы зон контроля, границы раздела потоков полей.

Важнейшими характеристиками сенсоров являются глубина и ширина зон контроля. Расчетные картины электрических полей ЗСНИК и МЭНИК представлены на рис.1.

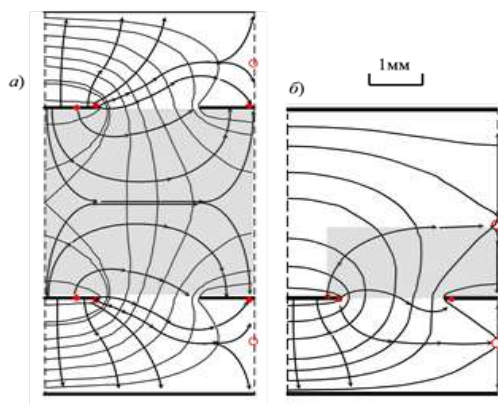


Рисунок 1- Расчетные картины электрических полей: а – ЗСНИК; б – МЭНИК

Точками на поверхностях электродов выделены границы раздела потоков, замыкающихся на электроды “ощущения” 2 и экраны 3, 4, кольцами – на границах раздела секций. Координаты точек вычислялись посредством теоремы Остроградского-Гаусса. Координаты колец вычислялись через нахождение экстремума функции потенциала $V(r, z)$.

Так как геометрические параметры электродов, межэлектродных расстояний и электрические параметры подложек одинаковы рис. 1, то возможно сравнение основных характеристик датчика ЗСНИК и МЭНИК (глубина зоны контроля, рабочая межэлектродная емкость C_{12} и чувствительности к анизотропии диэлектрических свойств контролируемого образца). Из расчетных картин электрических полей видно, что глубина зоны контроля для МЭНИК составляет менее половины межэлектродного зазора и равна $0,41 h'$, в то время как преобразователь ЗСНИК контролирует весь объем межэлектродного пространства h' . Различия касаются и ширины зоны контроля. Для ЗСНИК ширины зоны контроля составляет ширину секции r , для МЭНИК $0,81 r$. На рис.1 рабочие области контроля для ЗСНИК и МЭНИК затонированы. В силу того, что рабочие области контроля преобразователей ЗСНИК и МЭНИК различны, значение рабочей емкости ЗСНИК выше значения рабочей емкости преобразователя МЭНИК. Для рассматриваемых конструкций на единицу длины электродов расчетные емкости соответственно составили: $C_1 = 1.248$ пФ/м, $C_2 = 0.495$ пФ/м. Это дает ему преимущества над преобразователем МЭНИК ($C_2 = 0.495$ пФ/м), имеющим те же значения геометрических размеров.

Новые концептуальные подходы и идеи в теории расчета электроемкостных датчиков позволили улучшить соответствия теоретических и экспериментальных значений измеряемых параметров в датчиках накладного типа. Методики оценки вклада краевых эффектов, определения глубины зоны контроля, рабочих емкостей позволили разработать новые алгоритмы оценки параметра датчиков. Созданные математические модели и программы численных расчетов электроемкостных датчиков позволяют проводить обоснованный выбор конструкции и параметров датчиков, определять метрологические характеристики измерительных устройств, решать вопросы технической осуществимости поставленных задач.

1. В. В. Рубаник, Контроль качества нетканых материалов /Рубаник В. В., Джежора А.А. [др] //Неразрушающий контроль и диагностика. – 2017 – Вып.1. – С.33-39.

2. Конденсатор для определения анизотропии материала по диэлектрической проницаемости: пат. №21487, Респ. Беларусь, МПК G 01 R 27/26 / А. А. Джежора, А. М. Науменко; выдан. 08.06.2017.

3. Dzhezhora A.A. The Edge Effect on the Electrode Faces upon Testing of Orthotropic Media/ A.A. Dzhezhora A.M. Naumenko//Russian Journal of Nondestructive Testing,. - 2014,. - Vol.50. - №3,. -P. 50-56.

ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА КОМПОНЕНТОВ ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

Царенко Ю.В., Рубаник В.В.

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

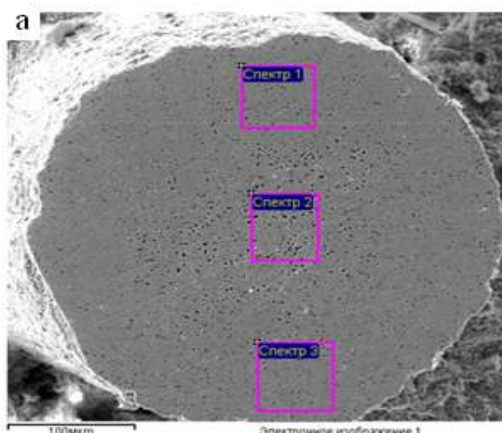
Одна из причин, вызывающая изменение показаний кабельных термопар, заключается в переходе легирующих элементов с термоэлектрода на термоэлектрод, а также с оболочки на термоэлектроды. В частности, для термопар типа ХА - это переход атомов хрома с хромелевого термоэлектрода на алюмель, а также потеря атомов алюминия алюмелевым термоэлектродом. При температурах около 1100 °С становится заметным влияние переноса атомов марганца от нержавеющей оболочки кабеля к термоэлектродам. При указанной температуре марганец имеет высокое давление паров и может переноситься по микропорам в порошке оксида магния к термоэлектродам. Поэтому при температурах выше 800 °С применение кабельных термопар с оболочкой из нержавеющей стали, содержащей около 2% марганца, заметно сокращает метрологический ресурс термоэлектрического преобразователя. Для таких температур рекомендуется оболочка кабеля из высоконикелевых сплавов [1].

Другой причиной изменения характеристики кабельного термопреобразователя может быть влага, поглощенная окисью магния, обладающей большой гигроскопичностью. Это может наблюдаться при нарушении герметичности кабеля. Влага уменьшает сопротивление изоляции и приводит к шунтированию термоЭДС. Кроме того, взаимодействие паров воды с MgO может привести к разрушению кабельной оболочки, т.к. образующийся гидроксид магния Mg(OH)₂ имеет в 1,5 раза больший, чем оксид, удельный объем, что вызывает повышенное давление на оболочку [2].

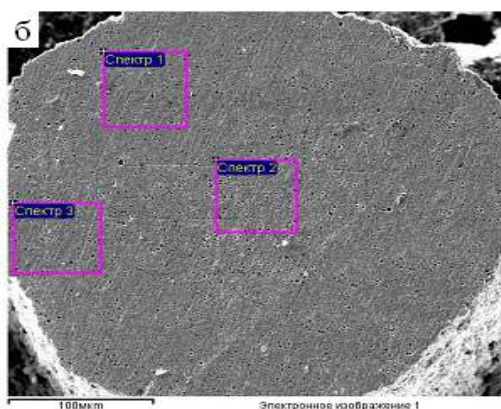
К механической деформации термоэлектродов термопреобразователей, эксплуатирующегося в режиме теплосмен, приводит различие в коэффициентах термического расширения составных частей кабеля. Возникающие при этом микронапряжения также влияют на термоЭДС [2].

Для определения химического состава порошковой изоляции, жил и оболочки кабеля использовали рентгеновский энергодисперсионный спектрометр «Inca 360» («Oxford Instruments», Великобритания). Область возбуждения рентгеновского излучения 0,5 мкм. Съёмка проводилась при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Химический состав порошковой изоляции, жилы и оболочки кабеля представлен на рис. 1 - 3.



Спектр	Al	Co	Si	Mg	Ni
Спектр 1	1.99	0.89	1.25	0.71	остальное
Спектр 2	1.85	0.90	1.20	0.58	остальное
Спектр 3	2.07	0.91	1.26	0.69	остальное

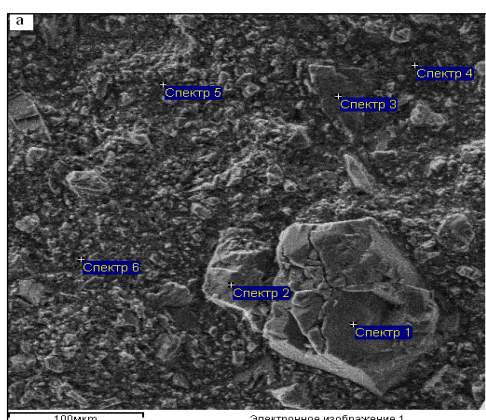


Спектр	Cr	Fe	Si	Mg	Ni
Спектр 1	9.62	0.71	0.62	0.99	остальное
Спектр 2	9.95	0.55	0.60	0.85	остальное
Спектр 3	9.71	0.77	0.57	0.95	остальное

Рисунок 1 - . Химический состав жилы из сплава алюмель (НМЦАК2-2-1) (а) и хромель (б) после отжига кабеля КТМС диаметром 2.0 мм

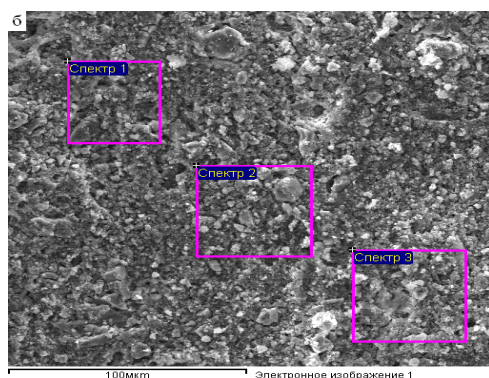
Из анализа данных по химическому составу термоэлектродных жил кабеля видно, что на периферии проводников сплава алюмель наблюдается некоторое снижение содержания никеля и увеличение количества магния и алюминия. Для термоэлектрода из хромели к периферии наблюдается понижение содержания хрома и никеля и увеличение железа и магния. Содержание кремния при этом по сечению образца практически не изменяется.

Поскольку кабель проходит термическую обработку при температуре 1000 °С, то наблюдается некоторый перенос атомов элементов, в том числе и железа, от нержавеющей оболочки кабеля к порошковой изоляции. Атомы оболочки могут переноситься по микропорам в порошок оксида магния и к термоэлектродам.



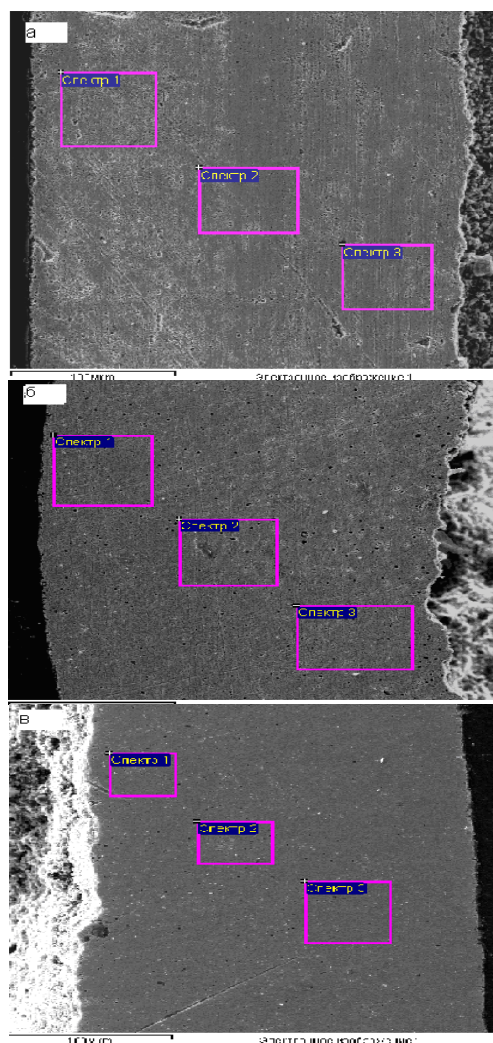
← Жила Оболочка →

Спектр	Mg	Ca	Fe	O
Спектр 1	54.24	0.37	0.01	остальное
Спектр 2	51.89	0.25	0	остальное
Спектр 3	57.17	0.07	0	остальное
Спектр 4	60.52	1.30	0.03	остальное
Спектр 5	54.13	0.22	0	остальное
Спектр 6	55.67	0.42	0.02	остальное



Спектр	Mg	Cu	Fe	O
Спектр 1	60.13	0.13	0.17	остальное
Спектр 2	60.47	0.12	0.02	остальное
Спектр 3	60.25	0.45	0.1	остальное

Рисунок 2 - Химический состав изоляционного порошка кабеля КТМС диаметром 3,2 мм (а) и 2,0 мм (б) после волочения и отжига



Спектр	Ti	Cr	Mn	Ni	Fe
Спектр 1	0.84	18.88	0.66	9.99	остальное
Спектр 2	0.85	18.46	0.98	10.59	остальное
Спектр 3	0.67	18.89	0.79	9.81	остальное

Спектр	Ti	Cr	Mn	Ni	Fe
Спектр 1	0.79	18.75	0.69	9.77	основа
Спектр 2	0.68	18.73	0.22	10.56	основа
Спектр 3	0.62	18.75	0.42	10.06	основа

Спектр	Ti	Cr	Ni	Fe
Спектр 1	1.05	18.74	10.46	остальное
Спектр 2	1.01	18.48	10.64	остальное
Спектр 3	0.35	19.00	10.07	остальное

Рисунок 3. Химический состав оболочки термпарного кабеля КТМС диаметром 3,2 мм (а), 2,0 мм (б), 1,5 мм (в) после волочения и отжига

Таким образом, после многократных циклов пластической деформации и термической обработки термпарного кабеля, для сплава алюмель наблюдается тенденция к понижению содержания никеля, а для сплава хромель, понижению, как никеля, так и хрома в зоне контакта термоэлектродных сплавов с порошковой минеральной изоляцией.

Кроме того установлено, что в процессе изготовления термпарного кабеля малых диаметров на границах раздела термоэлектродных проводников с порошковой изоляцией из окиси магния наблюдается увеличенное содержание железа, по-видимому, вследствие взаимодействия окиси магния как с термоэлектродами, так и с нержавеющей сталью, из которой выполнена оболочка термпарного кабеля.

Список литературы

1. Шлеймович, Е.М. Термоэлектрические преобразователи для измерения температуры / Е.М. Шлеймович, В.Г. Лисиенко. - Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2007. – 118с.
2. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ДОВОДКА ВОЛОЧИЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА

Мосин А.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В.

*ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск,
ita@vitebsk.by*

В ИТА НАН Беларуси разработано оборудование для размерной обработки и полировки волок диаметром 0,04 - 10,0 мм из сверхтвердых материалов, например, природных и синтетических алмазов, твердых сплавов [1]. Обработка производится по способу алмазно-абразивной доводки притиром в виде проволоки или жгута (инструмента) с подачей в зону обработки абразивной суспензии. Станок для полировки волок имеет две модификации: с наложением на инструмент ультразвуковых колебаний (рис.1) и обычного исполнения (рис.2). Для возбуждения ультразвуковых колебаний в зоне обработки была использована ультразвуковая аппаратура, включающая высокочастотный ультразвуковой генератор с выходной мощностью до 600 Вт и преобразователь номинальной частотой 22 кГц, со ступенчатым концентратором.

Основными технологическими характеристиками вибрационной доводки являются: съём обрабатываемого материала, шероховатость обработанной поверхности, точность обработки, глубина образуемого в результате доводки поверхностного слоя и остаточные деформации в нем (таблица 1).



Рисунок 1 - Ультразвуковой станок для доводки волок (генератор УЗК не показан)



Рисунок 2 - Станок для полировки волок обычного исполнения

Таблица 1 – Технические характеристики станка для доводки волок

№ п/п	Техническая характеристика	Значение параметра
1.	Диаметр отверстия волокни, мм	0,04 - 10,0
2.	Скорость вращения шпинделя, об/мин	1300
3.	Число двойных ходов притира в мин	140
4.	Амплитуда хода притира, мм	80
5.	Угол поворота шпинделя, град	20
6.	Перемещение шпинделя в плоскости, перпендикулярной оси притира, мм	14
7.	Потребляемая мощность, Вт	180
8.	Габаритные размеры, мм	200x320x410
9.	Масса, кг	20

Показано, что технологические характеристики ультразвуковой доводки волок для пластической деформации кабелей с минеральной изоляцией зависит от параметров

процесса: натяжения рабочего инструмента, скоростей вращательного и возвратно-поступательного движения и их соотношения, рода и зернистости абразива, соотношения твердой и жидкой фаз абразивной суспензии, амплитуды и частоты колебаний, времени обработки, материала притира.

Важной технологической задачей, существенно влияющей на выходные параметры вибрационной доводки волок, является способ передачи ультразвуковых колебаний от преобразователя инструменту. Возникающие трудности связаны с малыми размерами инструмента проволоки, диаметр которой был равен 0,1 - 0,3 мм.

Опробовано пять вариантов возбуждения колебаний в инструменте – проволоке (рис.3): а) инструмент прижимается к боковой поверхности концентратора подпружиненным роликом 3, и под действием сил трения в проволоке 2 возбуждаются ультразвуковые колебания; б) инструмент – проволока 2 протягивается с небольшим натягом через волоку, установленную в пучности смещений концентратора; в) инструмент огибает концентратор 1 по радиусной канавке, а прижим проволоки 2 к концентратору осуществляется за счет ее противонапряжения; д) инструмент закрепляется в пучности смещений концентратора винтом 1; е) инструмент соединяют с концентратором с помощью соединения методом пайки.

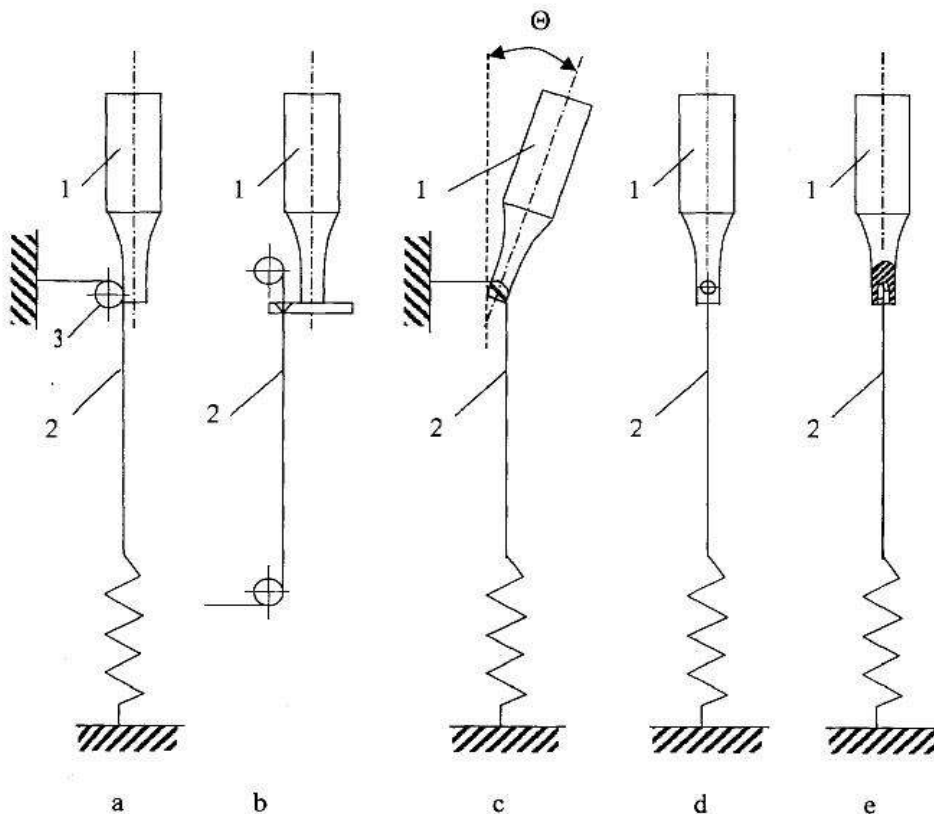


Рисунок 3 - Принципиальные схемы возбуждения ультразвуковых колебаний в инструменте-проволоке

Экспериментально установлено, что стабильное протекание процесса вибрационной доводки обеспечивается способами *c*, *d*, *e*. С точки зрения технологичности преимуществами обладают способы возбуждения колебания *c* и *d*. По способу *e* возможна более полная передача ультразвуковой энергии инструменту – проволоке.

Основными технологическими характеристиками вибрационной доводки являются: съем обрабатываемого материала, шероховатость обработанной поверхности, точность обработки, глубина образуемого в результате доводки поверхностного слоя и остаточные деформации в нем.

При обработке хрупких материалов, каким является синтетических алмаз СВ15Б, по рассматриваемым схемам доводки определено оптимальное по производительности значение усилия натяжения инструмента. Повышение скорости съема материала с ростом усилия натяжения обусловлено в основном двумя причинами: увеличением числа работающих зерен и увеличением глубины внедрения зерен в обрабатываемую поверхность. Оптимальное значение напряжения натяжения проволоки составляло около 150 Н/мм^2 . Его рост усилия способствует также уменьшению овальности волоочильного отверстия, что наиболее явно проявляется при обработке отверстий инструментом с диаметром равном диаметру обрабатываемого отверстия.

С увеличением скорости вращения волоки относительно инструмента, объем удаленного материала за единицу времени возрастает. Увеличение скорости съема при высоких скоростях относительного движения заготовки и притира обусловлено как улучшением условий обмена абразивных зерен в рабочей зоне, так и увеличением времени взаимодействия абразивных зерен с обрабатываемой поверхностью.

Наиболее интенсивный съем материала происходит в начальный период обработки, по мере снятия припуска величины съема уменьшается и в установившемся режиме не зависит от времени обработки (рис.4).

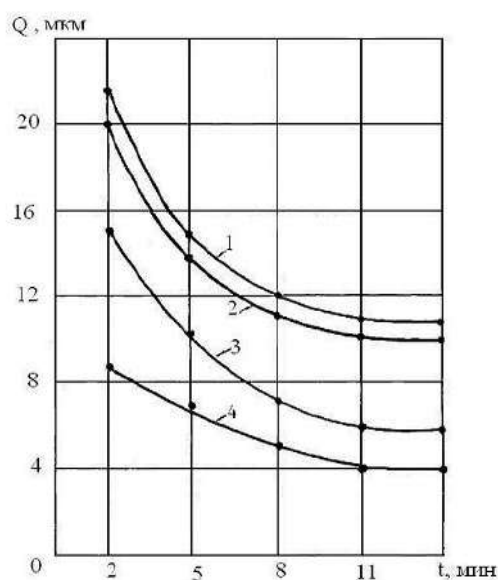


Рисунок 4 - Зависимость изменения диаметра волоки Q от времени обработки t , при различных амплитудах колебаний притира: 1 - 15 мкм; 2 - 12 мкм; 3 - 10 мкм; 4 - 5 мкм. Скорость вращения волоки 1500 об/мин

В начальный период обработки происходит интенсивное зарождение усталостных трещин вследствие наличия на обрабатываемой поверхности дефектного слоя образованного предшествующей операцией (ультразвуковым шлифованием). По мере удаления дефектного слоя глубина распространения усталостных трещин уменьшается, вызывая снижение величины съема материала до определенного значения, зависящего от физико-механических свойств материала заготовки и технологических параметров обработки.

Разработанное ультразвуковое оборудование позволяет производить формообразование волоочильного канала инструмента и может быть рекомендовано для использования в кабельном и метизном производстве.

Литература

1. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.

**ИССЛЕДОВАНИЕ БРОНЕКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КОРУНДА,
МОДИФИЦИРОВАННОГО ДОБАВКАМИ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СОСТАВОВ,
ПОЛУЧЕННЫХ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ**

Подболотов К.Б., Волочко А.Т., Рубаник В.В., Самолетов В.Г.

*Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск
Институт технической акустики НАН Беларуси, Минск
k.podbolotov@yahoo.com*

В последние десятилетия керамические материалы находят всё большее применение в составе композитной брони для защиты личного состава и военной техники. Это обусловлено комплексом свойств керамических материалов – низкой плотностью (в 2 – 3 раза ниже, чем у стали), высокой твёрдостью (в 1,5 раза выше, чем у стали), высоким модулем упругости, достаточной прочностью. Причём наиболее успешно по сравнению с металлами керамика используется для бронезащиты от наиболее тяжёлых видов воздействия – бронебойных пуль и снарядов. Выполняя роль дробяще-отклоняющего слоя в составе композитной брони, керамические материалы позволяют снизить её вес и повысить эффективность бронезащиты.

Данные технико-экономических различных керамических бронематериалов показывают, что наиболее низкой стоимостью, при удовлетворительном уровне характеристик, обладают бронематериалы на основе корунда. Однако даже применение субмикронных порошков корунда не позволяет спекать его при температурах менее 1700-1800 °С, что экономически нецелесообразно. Введение легирующих (спекающих) добавок позволяет снизить температуру обжига до 1400-1600 °С, что делает процесс значительно экономичнее и доступнее. При этом эффективность использования нанокристаллических материалов в данном случае обусловлено проявлением у них уникальных свойств, связанных с тем, что половина, или даже больше атомов отдельной частицы находится у её поверхности. Известно, что снижение размеров зерен способствует активизации спекания керамического материала ввиду нескольких факторов: увеличение радиуса кривизны поверхности, повышение поверхностной энергии, снижение температуры плавления.

Однако синтез наноматериалов традиционными методами сталкивается с большими трудностями, которые связаны с длительностью подготовительных или основных операций синтеза, зачастую невозможностью использовать универсальные методики для синтеза различных типов материалов, рекристаллизационными процессами при высокотемпературном синтезе и агрегацией частиц при измельчении.

Одним из наиболее динамично развивающихся способов получения наноматериалов является синтез наноматериалов методом горения растворов. Суть метода заключается в горении реакционных сред, созданных растворением исходно твердофазных химических компонентов в жидких средах. Данный вид горения предлагает некоторые уникальные особенности для синтеза материалов. Длительность реакции составляет порядка нескольких секунд с разогревом до температур 1000-1500 °С. Наиболее важным является то, что при горении растворов выделяется большое количество газообразных соединений, что способствует формированию наноразмерных продуктов. С помощью этого метода получают широкий круг наноразмерных оксидных, бескислородных и композиционных наноматериалов с различными физическими и химическими свойствами.

Представляется перспективным использование полученных этим методом наноматериалов для получения добавок активизирующих спекание и повышающих прочность керамики на основе оксидных и неоксидных соединений. В настоящей

работе проведены исследования Корундовой керамики при применении эвтектических композиций наноразмерных порошков оксидных систем $RO-Al_2O_3$, $RO-SiO_2$ и $RO-Al_2O_3-SiO_2$ ($R = Mg, Ca, Ba, Zn$) полученных при горении растворов.

Для исследований были выбраны композиции в системах $RO-Al_2O_3$, $RO-SiO_2$ и $RO-Al_2O_3-SiO_2$ ($R = Mg, Ca, Ba, Zn$) отвечающие эвтектическим точкам на диаграммах состояния. В качестве окислителя и источников катионов применяли нитраты магния ($Mg(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$), кальция ($Ca(NO_3)_2 \cdot 4H_2O$), бария ($Ba(NO_3)_2$), цинка ($Zn(NO_3)_2 \cdot 6H_2O$) и алюминия ($Al(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$), а также оксид кремния (SiO_2). В качестве восстановителя для проведения синтеза материалов целесообразно использовать широкодоступные органические вещества, для рассматриваемых систем оптимально применение карбамида (CH_4N_2O) при соотношении восстановителя к окислителю 1,25. Для проведения синтеза исходные компоненты растворяли в минимальном количестве воды, и, при необходимости, добавлялся кремнезем и осуществлялся помол в планетарной мельнице в течение 15 мин. По завершению помола, суспензию переливали в кварцевые стаканы и ставили в нагретую до 500 °С печь. После испарения воды начиналось вспучивание органической составляющей смеси и ее воспламенение с образованием газообразных и твердых продуктов синтеза.

По данным ДСК/ТГ анализа после прохождения синтеза в продуктах остается небольшое количество органических соединений и углерода, которые удаляются при обжиге в диапазоне 500-600 °С, о чем свидетельствует потеря массы. Установлено, что в барийсодержащих системах синтез не протекает полностью, поскольку на кривых ДСК фиксируются значительные эндотермические эффекты с потерей массы, которые отвечают разложению нитрата бария. Это связано с недостаточной экзотермичностью процесса синтеза, что подтверждается данными термодинамических расчетов (приведены в таблице), ввиду чего реакция взаимодействия протекает не полностью.

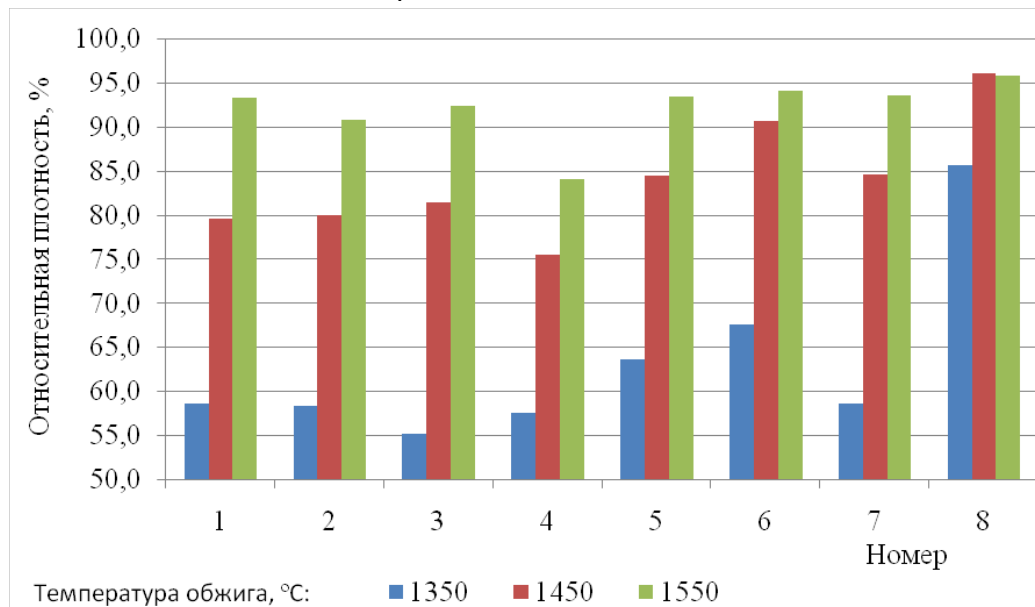
Таблица – Результаты термодинамических расчетов в исследуемых системах.

Номер	Оксидная система	Адиабатическая температура, К	Объем газообразных продуктов синтеза на 100 г исходной безводной смеси, л	Фазовый состав синтезированного материала по данным расчета
1	$MgO - SiO_2 - Al_2O_3$	2000,0	391,3	$Mg_2Si_2O_6$, $Al_6Si_2O_{13}$, SiO_2
2	$MgO - SiO_2$	1641,4	288,1	$MgSiO_3$, SiO_2
3	$ZnO - SiO_2 - Al_2O_3$	1800,0	335,7	Zn_2SiO_4 , $Al_2Si_2O_{13}$
4	$ZnO - SiO_2$	1541,5	314,1	Zn_2SiO_4 , ZnO
5	$CaO - Al_2O_3$	1683,1	360,4	$CaAl_2O_4$, $Ca_3Al_2O_6$
6	$CaO - SiO_2 - Al_2O_3$	2000,0	395,4	$CaAl_4O_7$, $CaAl_2Si_2O_8$, $CaSiO_3$

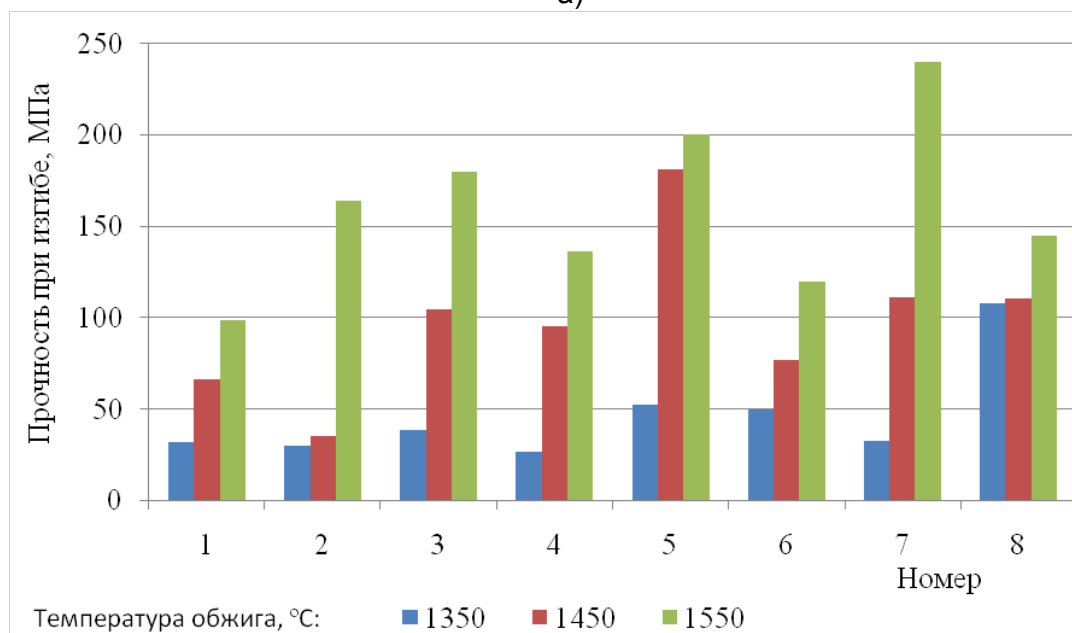
Исследование спекающих свойств синтезированных добавок проводилось на образцах изготовленных на основе белого электрокорунда М1, с размерами зерен около 1,0 мкм. Добавки вводились в количестве 2,5 %, смешение производилось мокрым помолем в планетарной мельнице в течение 15 мин. Полученная суспензия сушилась при 120 °С и смешивалась с пластификатором. Образцы прессовались при давлении 80 МПа и после сушки обжигались при температурах 1350-1550 °С.

На полученных образцах определялась относительная плотность и предел прочности при изгибе (рисунок).

Как следует из экспериментальных данных, температура обжига 1350 °С не достаточна для достижения высоких показателей корундовой керамики во всех случаях. При использовании добавок алюминатов, силикатов и алюмосиликатов магния, кальция, цинка и бария плотность в 90 % и более достигается только при температурах 1550 °С и более, что связано со спеканием только при образовании достаточного количества жидкой фазы.



а)



б)

Рисунок – Зависимости относительной плотности (а) и предела прочности при изгибе (б) от состава и температуры обжига.

При этом отмечается, что при переходе от добавок алюмосиликатов магния к кальцию и далее к барию, прочностные характеристики получаемых корундовых материалов улучшаются. Наиболее высокими показателями плотности и прочности обладают материалы, полученные с применением добавок систем: ZnO – SiO₂ – Al₂O₃, CaO – Al₂O₃, BaO – SiO₂ – Al₂O₃.

**ВЛИЯНИЕ УЗ - ОБРАБОТКИ СУСПЕНЗИЙ ШУНГИТА НА СВОЙСТВА
ПОРТЛАНДЦЕМЕНТНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БЕТОНОВ**

**^{1,2}Рубаник В.В., ^{1,2}Рубаник В.В. мл., ^{1,2}Шилин А.Д., ³Белоус Н.Х., ³Родцевич С. П.,
⁴Шилина М.В.**

¹ГНУ «Институт технической акустики» НАН Беларуси», г. Витебск,

²УО «Витебский государственный технологический университет» г. Витебск,

³Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, г. Минск,

⁴УО «Витебский государственный университет» г. Витебск.

Задачей данной работы являлась оптимизация режимов ультразвуковой (УЗ)-обработки суспензий шунгита (Ш) в водном растворе нафталинсульфонового суперпластификатора (СП) бетонов СЗ, с целью максимального положительного влияния на физико-механические, гидрофизические свойства и коррозионную стойкость портландцементных мелкозернистых бетонов. Суспензии Ш получены двухстадийным способом: на первой стадии производится его помол в шаровой мельнице совместно с сухим порошком нафталинсульфонового суперпластификатора (СП) СЗ (ТУ ВУ 190669631.009-2011, ООО Фрэймхаустрэйд, Минск) при массовом соотношении 1:0,2 до образования продукта высокой удельной поверхности, затем, с помощью импульсного активатора проводят УЗ диспергирование порошка Ш в воде при концентрации его твердой фазы - 3 %. Было изучено влияние времени (5, 15, 30 минут) УЗ-обработки Ш в его 3 %- ных суспензиях на размеры частиц (исследования проводили на фотоседиментометре ФСХ - 4) (рис.1), а также поведение наполнителя в портландцементных цементно-песчаных составах. На данном этапе выполнения работы представлены результаты изучения кинетики набора прочности, гидрофизических свойств и коррозионной стойкости мелкозернистых бетонов, содержащих суспензию СЗ с шунгитовыми частицами, обработанную УЗ в течение 5 минут.

Дифференциальные кривые распределения частиц приведены на рисунке 1. Как видно из рисунка, суспензии можно отнести к монодисперсным, в которых максимумы кривых распределения по размерам после УЗ – обработки в течение 5, 15 и 30 минут при концентрации Ш - 3 % расположены в области размеров 3-5 мкм. Ход дифференциальных кривых распределения свидетельствует о том, что уже после 5 минут обработки медианный диаметр частиц составляет 4,6 мкм. Однако, при такой продолжительности наблюдается повышенная полидисперсность суспензий, обусловленная присутствием большого количества частиц с размерами от 7 до 200 мкм (рис.1а). При временах обработки 30 мин также сильно увеличивается полидисперсность суспензий и изменяются их статистические параметры (рис.1в). Таким образом, с точки зрения размерности частиц оптимальным временем УЗ – обработки является время -15 мин, после обработки повышается степень монодисперсности частиц суспензий, в результате чего более 60 % частиц имеют диаметр ~ 4мкм (рис.1б). При этом фиксируются не только наименьшие размеры частиц, но и их меньшая полидисперсность (рис.1 б).

Проведен анализ свойств бетонов (массовое соотношение цемент и песок - 1:1,5) после введения частиц Ш, обработанных ультразвуком в течение 15 минут. Содержание Ш при этом варьировали от 0,001 до 1 % от массы цемента, изучены физико-механические, гидрофизические свойства и коррозионная стойкость бетонов на их основе: воздухововлечение, удобоукладываемость по осадке конуса, плотность и кинетика набора прочности. Установлено, что зависимости удобоукладываемости и воздухововлечения имеют экстремальный вид, существенное влияние на их ход оказывают водоцементные соотношения строительных растворов. Максимальная осадка конуса и плотность, а также минимальное воздухововлечение характерны для строительных растворов, содержащих 0,03- 0,05 % Ш. Максимальные прочностные свойства при в/ц-0,36 имеют бетоны, содержащие 0,15 % Ш.

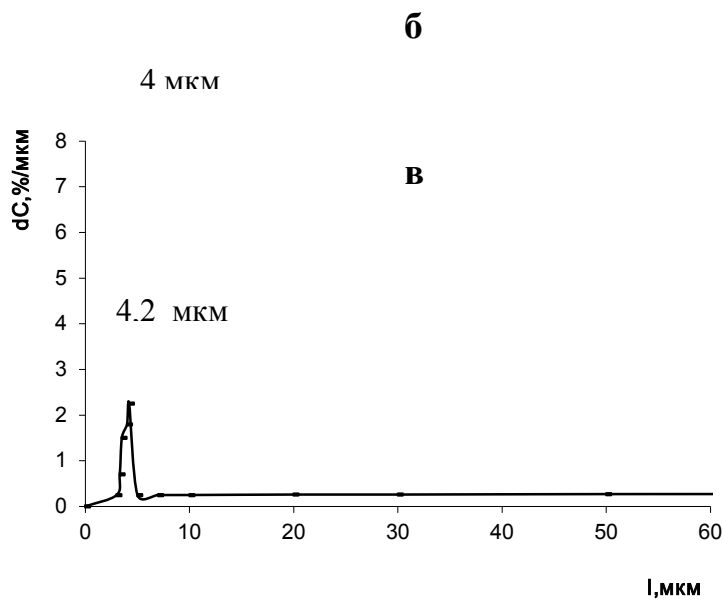
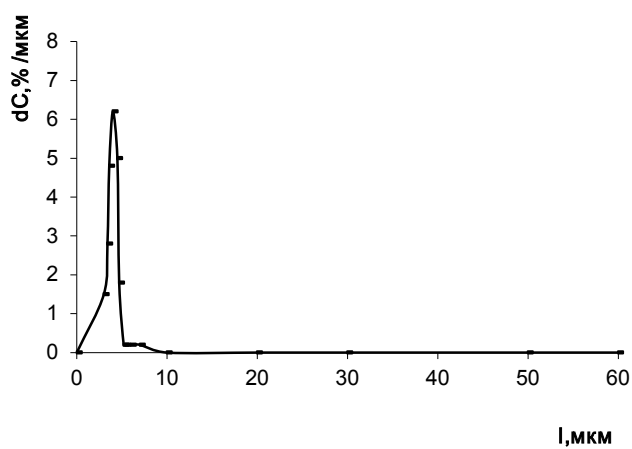
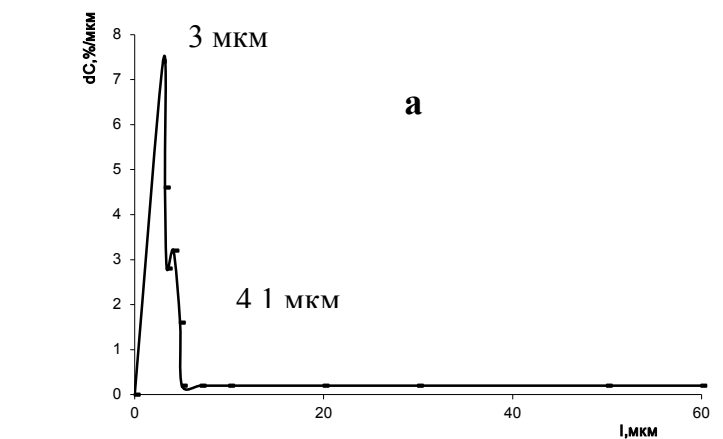


Рисунок 1 - Дифференциальные кривые распределения масс частиц шунгита в 3 %-ной суспензии с С3 после УЗ обработки в течение 5 (а), 15 (б) и 30 минут (в).

При $w/c = 0,38$ зависимость 28-суточной прочности при сжатии от содержания Ш имеет экстремальный вид с 2 максимумами при содержаниях - 0,005 % и 0,03 % , прочность модифицированных бетонов, в этом случае, превышает прочность бездобавочных, в среднем, на 13 %. Четкого механизма влияния суспензии СП СЗ и Ш, обработанной ультразвуком, на физико-механические показатели не выявлено, однако, можно предположить, что влияние Ш связано с ускорением гидратации клинкерных минералов цемента и интенсивным образованием основного продукта твердения - портландита, $Ca(OH)_2$. За счет взаимодействия интенсивно выделяющегося гидрата кальция с наночастицами аморфизированного кремнезема Ш, в поровом пространстве бетонного камня образуется дополнительное количество этtringита и низкоосновных гидросиликатов кальция, присутствие которых способствует уплотнению структуры бетона и повышению его прочности. В то же время аморфные углеродные наночастицы Ш выполняют роль центров кристаллизации новообразований портландцементного бетона.

Наибольшая эффективность суспензий Ш, обработанных УЗ в течение 15 минут, проявляется в гидрофизических свойствах и коррозионной стойкости бетонов. Минимальные величины водо- и солепоглощения были зафиксированы при содержаниях Ш- 0,01 - 0,05 %, а максимальные значения водо- и солестойкости характерны для образцов, с широким диапазоном концентрации Ш – 0,05-0,5 %. Интересным является факт значительного повышения коэффициентов водо- и солестойкости шунгитосодержащих материалов по сравнению с бетонами контрольного состава. Для контрольных образцов K_w и K_s не превышают 1,06-1,1, однако, после введения в бетоны Ш коэффициенты водо- и солестойкости, характеризующие прочность при сжатии после хранения в воде или в растворе соли, увеличиваются до 1,37 - 1,5.

Список литературы

1. Бабков В.В., Мохов В.Н., Капитонов С.М., Комохов П.Г. Структурообразование и разрушение цементных бетонов. — Уфа, ГУП «Уфимский полиграфкомбинат», 2002 г. — 376 с.
2. Лукутцова Н.П., Матвеева Е.Г. Наномодифицированный мелкозернистый бетон // Вестник МГСУ. 2009. Спецвып. № 3. С. 84—90.
3. Лукутцова Н.П., Матвеева Е.Г., Фокин Д.Е. Исследование мелкозернистого бетона, модифицированного наноструктурной добавкой // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2010. № 4. С. 6—11.
4. Чан Минь Дык, Сахаров Г.П. Усадка и ползучесть мелкозернистого бетона из экструдированных смесей // Вестник МГСУ. 2009. Спецвып. № 1. С. 384—390.
5. Баженова С.И., Алимов Л.А. Высококачественные бетоны с использованием отходов промышленности // Вестник МГСУ. 2010. № 1. С. 226—231.
6. Толыпина Н.М., Рахимбаев Ш.М., Карпачёва Е.Н. Об эффективности действия суперпластификаторов в мелкозернистых бетонах в зависимости от вида мелкого заполнителя // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2010. № 3. С. 66—74.
7. Пыкин А.А., Лукутцова Н.П., Костюченко Г.В. К вопросу о повышении свойств мелкозернистого бетона микро- и нанодисперсными добавками на основе шунгита // Вестник БГТУ им. В.Г. Шухова. 2011. № 2. С. 22—27.

COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING COATINGS BASED ON ALUMINUM WITH BORON CARBIDE ADDITION

*Chang Kyu Rhee, Rubanik V., Rubanik V. jr.

* *Korea Atomic Energy Research Institute, Daejeon, South Korea, leeminku@kaeri.re.kr*
Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus, ita@vitebsk.by

The intensive development of nuclear power and industry, the wide implementation of nuclear energy facilities in practically every sector of human activity pose a problem for the implementation of radiation protection requirements for ensuring radiation safety. Today organic and inorganic radiation shielding materials and mixtures are used in the field of nuclear energy (a wide range of industries, nuclear industry, medicine, etc).

Having excellent mechanical properties pure metals and alloys in the rate of high radiation are subject to considerable swelling as well as because of changes in structure. These structural changes can be prevented by using materials that are subjected to weak swelling and by modification of ceramic fillers. Due to the introduction of various fillers in a matrix, selection of composition, changes of component ratio the radiation protection and other properties of a composite can be controlled [1].

Modern radiation-protective metal-composite materials are artificial composite materials combining plastic metallic matrix (aluminum, lead, copper, tin, etc.) and solid metallic and nonmetallic reinforcing components both of natural and artificial origin (granite, basalt, limestone, dolomite, expanded clay, iron oxide systems, etc.) [2].

The use of nanosized powder particles of material which absorbs radiation (BN, B₄C, Pb and W) increases rate absorption neutron rate at 1.5 times and the dispersion coefficient of gamma ray emission at 30÷40% [4]. For obtaining composite coatings containing boron carbide using cold gas- dynamic spraying method a mixture of powders prepared by different methods has been used [5,6]. This is a mechanical mixture, for example, Al-12Si matrix and 20 wt.% of boron carbide particles [5], B₄C powders plated with nickel [6].

The initial powder for deposition was a powder mixture of aluminum, aluminum oxide and boron carbide of 30 ÷ 50 μm particle size and had the following composition: Al-5 wt.%B₄C, Al-5wt.%B₄C-5wt.%Al₂O₃, Al-5wt.%B₄C-10wt.%Al₂O₃.

The coatings were deposited on the aluminum substrate at a temperature of 420°C by gas-dynamic spraying method with temperature stabilization of the carrier gas within 5°C. The obtained composite powder coatings were investigated by optical and scanning electron microscopy. Figure 1 shows the obtained protective coatings based on dispersed boron carbide and aluminum powders. The coating consists of a uniform aluminum matrix, small fragments and unfragmented boron carbide particles.

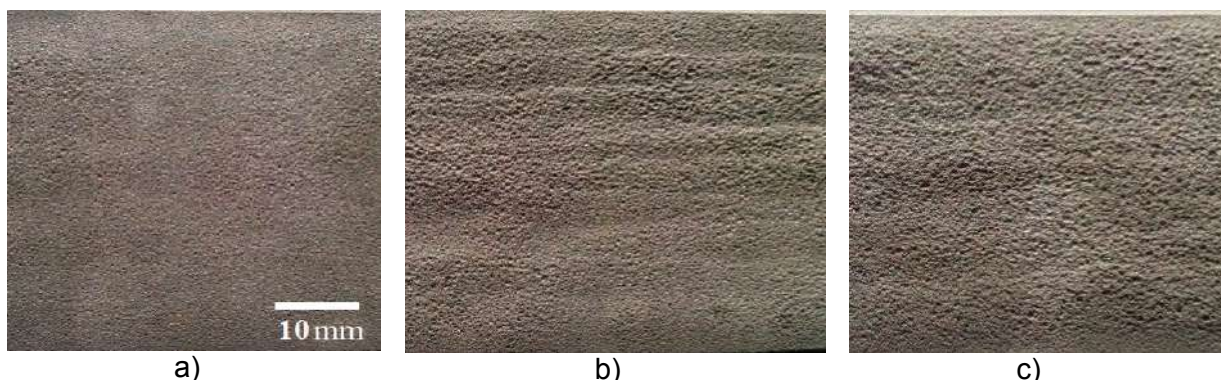


Figure 1 - Coating surfaces based on Al-B₄C with the initial powder mixture obtained by gas-dynamic spraying method: a) Al- 5 wt.% B₄C; b) Al - 5 wt.% B₄C - 5 wt.% Al₂O₃; c) Al - 5 wt.% B₄C - 10 wt.% Al₂O₃

The deposition aluminum oxide coating causes the uneven distribution of B₄C particles and uniform Al₂O₃ in aluminum matrix. Introduction of aluminum oxide into the initial mixture (5 or 10 wt.%) increases the proportion of powder mixture from 1.9% (without aluminum oxide) to 3.1% or 4.0% that leads to increasing the thickness of the deposited coating from

180 μm to 420 μm . The obtained coatings are homogeneous, free of voids or cracks, no delamination of the coating from the substrate (Fig. 2).

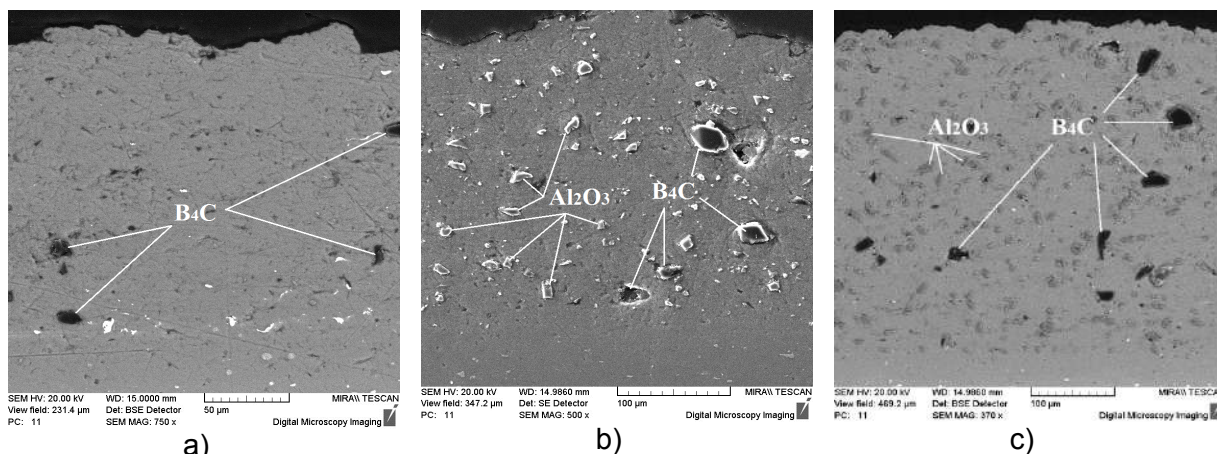


Figure 2 - SEM image of the coating on aluminum substrate and B₄C particle and Al₂O₃ in aluminum matrix. The initial mixtures: a) Al-5 wt.% B₄C; b) Al-5 wt.% B₄C-5 wt.% Al₂O₃; c) Al-5 wt.% B₄C-10 wt.% Al₂O₃

Conclusions: Coatings based on boron carbide can be used as a multipurpose radiation protection material for manufacturing of shipping containers for transport of spent nuclear fuel, protective shield doors of nuclear reactor and etc. The technology can be used for protection of electronic components and armaments systems, military and medical defenses, protection of power systems, communications and transport systems, especially in emergency situations.

References:

1. Artemev V.A. (1997), Ob oslablenii rentgenovskogo izlucheniya ultradispersnyimi sredami // *Pisma v ZhTF*. T. 23, No. 6, 5-9.
2. Boldyrev A.M., Orlov A.S., Rubtsova E.G. (2002), Resursoberegayuschie tehnologii polucheniya metallobetonnykh stroitelnykh kompozitov // *Izv. vuzov. Stroitelstvo*.-Belgorod: Izd-vo NGASU, No. 4, 38-43.
3. Feng C. et al. (2012), B₄C/Ni composite coatings prepared by cold spray of blended or CVD-coated powders // *J. of Thermal spray technology*, Vol. 21, Iss. 3-4, 561-570.
4. Gulbin V.N. (2011) Razrabotka kompozitsionnykh materialov, modifitsirovannykh nanoporoshkami, dlya radiatsionnoy zashchity v atomnoy energetike / *Yadernaya fizika i inzhiniring*. T.2, No. 3, 271-286.
5. Pavlenko V.I., Matyuhin P.V. (2005), Osnovnyie aspekty razrabotki sovremennykh radiatsionno-zaschitnykh konstruktsionnykh metallokompozitsionnykh materialov // *Sovremennyye naukoemkie tehnologii*. No. 10, 85-86.
6. Yandouzi M. et al. (2010), Microstructure and mechanical properties of B₄C reinforced Al-based matrix composite coatings deposited by CGDS and PGDS processes // *Surf. Coat. Technol.*, 205(7), 2234-2246.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ СИСТЕМ РЕЗА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АВТОМАБИЛЬНЫХ ШИН

В.Ф.Луцко^{1*}, В.В. Рубаник¹, А.А. Казьмин², О.В. Кимстач¹

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Беларусь.

²УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы»,
ул. Ожешко, 22, 230023, г. Гродно, Беларусь.

Ультразвуковые технологии, основанные на использовании энергии ультразвука, заняли прочное место среди высоких технологий, так как позволяют интенсифицировать и усовершенствовать большое количество технологических процессов при помощи оборудования, которое не требует специальных условий применения, характеризуется небольшими массогабаритными показателями, малым энергопотреблением и достаточно высоким КПД. Несмотря на эти успехи, по-прежнему существует большое количество высокопроизводительных ультразвуковых технологий, которые не получили широкого распространения. Часто причиной этому является незнание фундаментальной механики ультразвуковых акустических систем и, как следствие, трудности в проектировании таких систем. Успешное применение ультразвуковой техники и технологии требует использования сложных ультразвуковых систем, проектирование которых является достаточно трудной задачей. Исследования, представленные в этой статье, помогут получить фундаментальную информацию о характере динамики мощных ультразвуковых систем и, следовательно, оказать помощь в их проектировании на примере разработки системы ультразвукового реза.

Среди всего спектра применений мощного ультразвука наиболее высокие требования предъявляются к системам ультразвукового реза полуфабрикатов для сборки автомобильных шин. В этом случае, применение ультразвука - это единственное возможное решение поставленной производственной задачи. Ультразвуковое резание отличается от традиционного наложением на поступательное движения лезвийного инструмента (ножа) колебательного движения, создаваемого ультразвуком. В результате применения ультразвука происходит уменьшение силы резания в 3÷5 раз, что приводит к улучшению геометрии и качества поверхностей [1].

Типичная ультразвуковая система реза (см. рис. 1) включает в себя четыре основных компонента: источник питания 1, пьезоэлектрический преобразователь 2, бустер 3 и излучатель - ультразвуковой нож 4. Ультразвуковой источник питания (генератор) представляет собой электронное устройство, которое преобразует стандартное напряжение сети переменного тока 50 Гц в высокочастотную электрическую энергию. Ультразвуковой преобразователь представляет собой электромеханическое устройство, которое получает от генератора высокочастотную электрическую энергию, например, частотой 40 кГц и преобразует ее посредством пьезокерамических элементов в высокочастотные механические колебания той же частоты. Бустер увеличивает амплитуду смещения этих колебаний до заданной величины и передает их на ультразвуковой нож. Бустер разработан так, что в узловой плоскости, где стоячая волна имеет минимальную амплитуду смещения, с помощью монтажного узла осуществляется его крепление. Ультразвуковой нож выполняет фактическое резание и имеет несколько функций. Первая функция – передача ультразвуковой энергии колебаний в зону резания через прямой механический контакт и локализация энергии в этой области. Вторая функция – увеличение амплитуды колебаний лезвия ножа, исходя из требований технологического процесса резания. Увеличение амплитуды колебаний может быть достигнуто за счет изменения размеров

и формы поперечного сечения излучателей по определенному закону. Третья функция – передача усилия резания на полотно автомобильной шины.



Рисунок 1 - Ультразвуковая система реза: 1- электронный генератор, 2 – пьезоэлектрический преобразователь, 3 – бустер, 4 – ультразвуковой нож

Конструктивные элементы ультразвуковой системы реза различны по своему функциональному назначению и соответственно различаются по используемым для их изготовления материалам, однако есть и некоторые общие требования, предъявляемые к ним. К таким общим требованиям относятся малые акустические потери (малое затухание колебаний) и высокая усталостная прочность. Очевидно, что из всех элементов ультразвуковой системы реза наибольшие знакопеременные динамические напряжения испытывает материал ультразвукового ножа. По совокупности требований, к которым относятся: наименьший коэффициент потерь, высокие прочностные показатели при динамических нагрузках, стабильность свойств при изменении температурного режима, стоимость и дефицитность материала, обрабатываемость на металлорежущем оборудовании, наиболее подходящим материалом для ножей являются высокопрочные титановые сплавы. К тому же, используя волноводы из титановых сплавов, можно получить наиболее высокую амплитуду на режущей кромке ножа. Согласно экспериментальным данным при длительной работе она может в 2 раза превышать амплитуду колебаний из высокопрочных сталей [2].

Одной из наиболее сложных задач является проектирование ультразвуковых ножей, протяженность рабочей поверхности которых существенно превышает половину длины продольной волны материала ножа. Это связано с возникновением в ноже поперечных волн, что приводит к неравномерному распределению амплитуды смещения вдоль режущей кромки ножа. Одним из возможных путей решения этой задачи является создание с помощью ряда узких щелей (см. рис. 1, поз. 4), перпендикулярных излучающей кромке, межщелевых сегментов шириной $h < \lambda/3$, где λ – длина продольной волны в материале излучателя [3]. Щели и плечи, включая утолщение сверху и коническая форма ножа, необходимы для достижения равномерно высокой амплитуды на режущей кромке.

Для испытания ультразвуковых систем реза был спроектирован и изготовлен специальный стенд пневматического действия (см. рис.2). Стенд работает следующим образом. Нагнетаемый компрессором 1 сжатый воздух через регулятор давления 2 попадает в пневмодрессель 3. Регулятор давления понижает давление воздуха до требуемого уровня и постоянно поддерживает его на этом уровне, а пневмодрессель задает необходимую скорость подачи воздуха в пневмосистему. Сжатый воздух подается на пневмораспределительный клапан 4, который открывает и закрывает доступ воздуха в полости пневмоцилиндра 5. Давление воздуха в пневмоцилиндре фиксируется манометром 6. При подаче сжатого воздуха в одну из полостей цилиндра

и соединения другой полости с атмосферой, поршень вместе со штоком перемещается, создавая толкающее или тянущее усилие на каретку 7 механизма возвратно поступательного перемещения. Под воздействием магнитного поля поршня замыкается внутренний контакт магнитного датчика положения (не показан), через который подается электрический сигнал в цепь управления микроконтроллера электронного генератора 8. От генератора электрические колебания частотой $40,0 \pm 2,5\%$ кГц подаются на ультразвуковую систему реза, закрепленную на каретке. Входящий в состав системы реза пьезокерамический преобразователь 9 преобразовывает электрические колебания в механические колебания той же частоты, которые с помощью бустера 10 передаются на ультразвуковой нож 11. Лезвие последнего воздействует на разрезаемый материал 12.

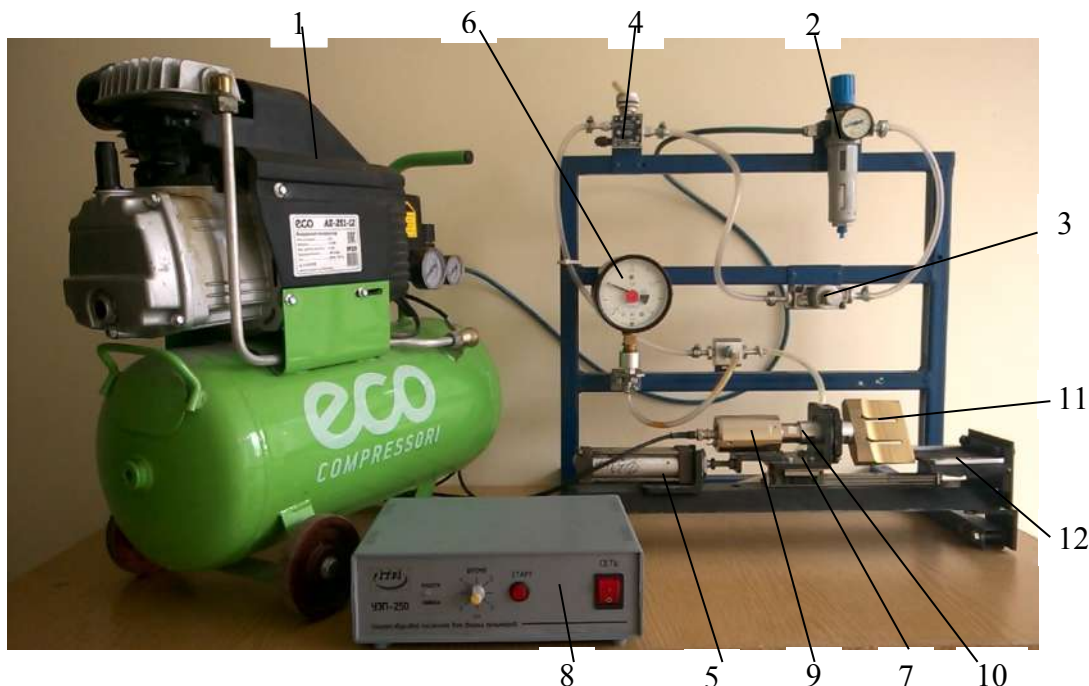


Рисунок 2 - Стенд для испытаний ультразвуковых систем реза.

Изменяя в пневмосистеме испытательного стенда давление и скорость подачи воздуха можно уменьшать или увеличивать соответственно усилие и скорость резания. Испытательный стенд позволяет также исследовать влияние на процесс ультразвукового резания амплитуды смещения, частоты колебаний режущей кромки ножа и его геометрии.

Разработанное оборудование используется при проектировании и изготовлении ультразвуковых систем для производства автомобильных шин на ОАО «Белшина».

Литература

1. A. Smith, A. Nurse, G. Graham, M. Lucas, "Ultrasonic cutting—a fracture mechanics model", *Ultrasonics*, vol. 34, 1996, pp. 197-203.
2. Волков С.С., Черняк Б.Я. Сварка пластмасс ультразвуком.. М.: Химия, 1986. 254с.
3. U.S. Pat. No. 3,113,225. Cl. 310—26, Ultrasonic Vibration Generator/ Claus Kleesattel, Forest Hills, Lewis Balamuth, Arthur Kuris; Assignee: Cavitron Ultrasonics Inc - No. 35,057 7 Appl. June 9, 1960; Date of Patent Dec. 3, 1963.

ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ И УЛЬТРАЗВУКОМ

¹Царенко Ю.В., ¹Рубаник В.В., ¹Луцко В.Ф., ¹Багрец Д.А., ²Столяров В.В.,
²Мисоченко А.А., ²Угурчиев У.Х.

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

²Институт машиноведения РАН, г. Москва, Россия, vlstol@mail.ru

Использование различных физических воздействий позволяет в значительной мере интенсифицировать технологические процессы получения и обработки материалов и в большинстве случаев получать результаты, недостижимые при традиционной технологии. К числу таких воздействий, дающих наибольший эффект, относятся концентрированные потоки энергии [1, 2], в т.ч. ультразвуковые колебания и воздействие импульсным током. Представляет значительный интерес исследование совместного действия обоих эффектов на металлы и сплавы.

Для проведения данных исследований нами была подготовлена установка для обработки проволоочных образцов при растяжении, которая представлена на рис. 1. Проведены исследования влияния ультразвуковых колебаний на механическое поведение проволоочных образцов никеля НП-2 при одноосном растяжении. Амплитуду ультразвуковых смещений изменяли путем, как регулирования электрической мощности преобразователя, так и выбором бустеров с разными коэффициентами трансформации смещений. В работе использовали бустеры полуволновой длины.



Рисунок 1 - Экспериментальная установка для совместного воздействия на проволоку импульсного тока и ультразвуковых колебаний при растяжении

На первом этапе были выполнены эксперименты на проволоке из никеля диаметром 1,6 мм предварительно отожженной в вакууме при температуре 1000 °С. Длительность ультразвукового воздействия на образец изменяли от 1 до 5 с, а амплитуду смещений от 5 до 20 мкм. На образцы воздействовали импульсом тока плотностью $j = 120 \text{ А/мм}^2$, длительностью импульса $2 \cdot 10^{-4} \text{ с}$.

Влияние импульсного тока и ультразвука на механическое поведение проволоочных образцов никеля при одноосном растяжении показано на рис.2. Амплитуда смещений составляла 20 мкм. В данном случае воздействие на проволоку проводилось поочередно импульсным током, а затем УЗК. Воздействие импульсного тока в процессе деформирования металла приводит к снижению напряжения течения

металла в момент подачи импульсов, т.е. проявляется электропластический эффект, при наложении ультразвука наблюдается акустопластический эффект. В результате проведенных исследований установлено, что под действием УЗК наблюдается снижение напряжения течения для никелевой проволоки более чем на 200 МПа, в то время как под действием импульса тока до 25 МПа.

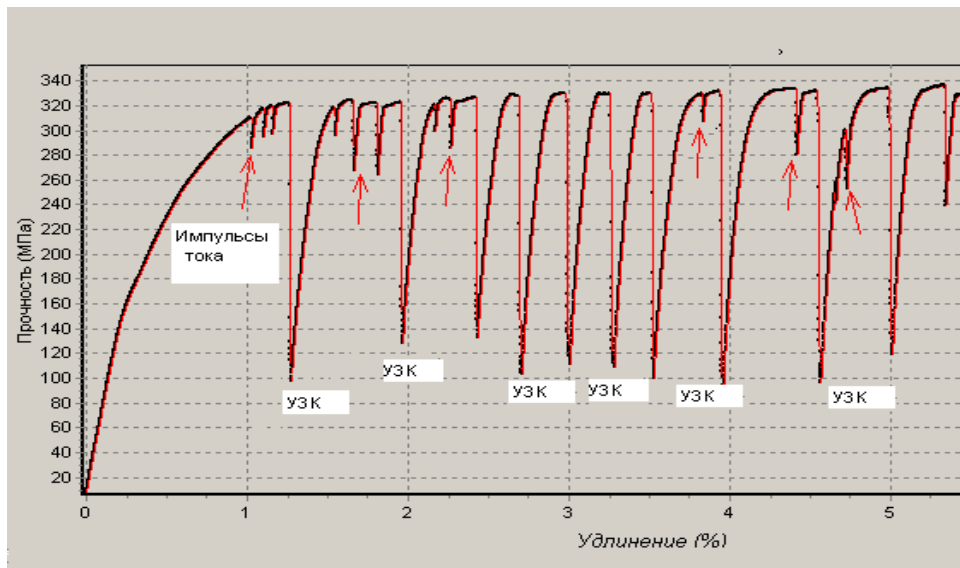


Рисунок 2 - Кривая растяжения проволоки из никеля (стрелкой показано воздействие импульсом тока)

Были проведены эксперименты по совместному действию электропластического и акустопластического эффектов на особенности поведения проволоки НП-2 при растяжении (рис.3). Скорость растяжения образцов составляла 5 мм/мин. Импульсы тока подавали после включения ультразвука, амплитуда смещений на торце волновода составляла 5 мкм.

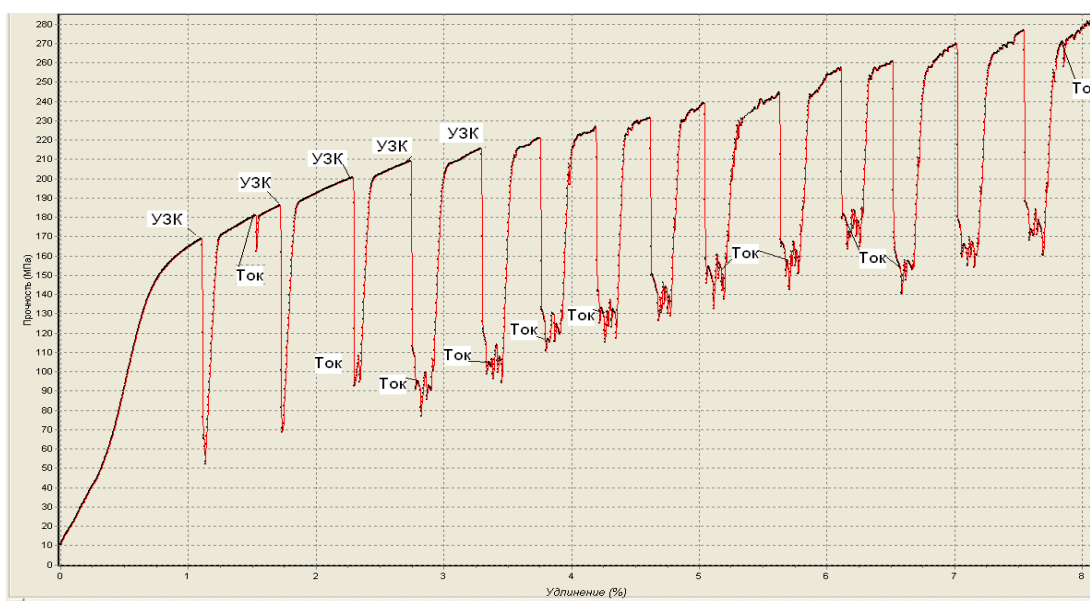


Рисунок 3 - Кривая растяжения проволоки из никеля при совместном воздействии ультразвука (5 мкм) и импульсов тока

Поскольку в данном случае интенсивность ультразвука была ниже, чем на рис.2, снижение напряжений течения за счет УЗК составляло 100 - 120 МПа, а снижение за

счет тока всего до 20 МПа. Необходимо отметить, что наблюдается дополнительное снижение напряжения течения проволоки за счет импульсов тока при одновременном воздействии УЗК, т.е. происходит суммарный эффект от обоих воздействий. Аналогичный результат наблюдали и при растяжении никелевой проволоки при амплитуде смещений 10 мкм, длительность воздействия УЗК – 5 с (рис. 4).

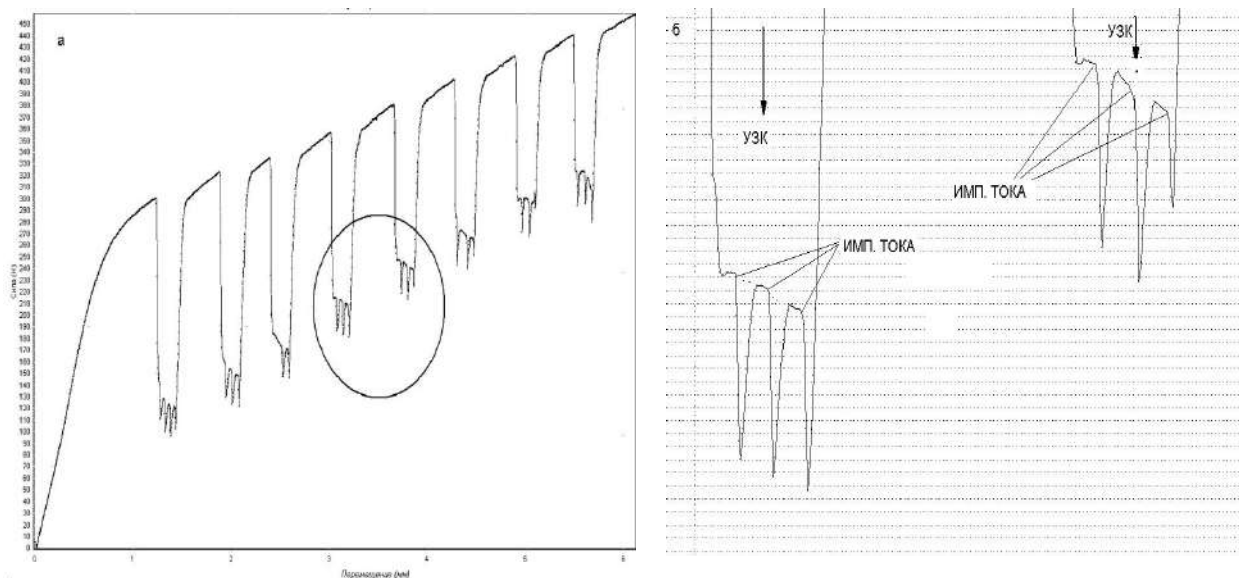


Рисунок 4 - Кривая растяжения проволоки НП-2 при воздействии УЗК (10 мкм) и импульсов электрического тока (а); увеличенная выделенная область снижения усилия деформирования образца (б)

Видно, что во время воздействия УЗК на металл наблюдается дополнительное снижение растягивающей нагрузки за счет действия отдельных импульсов электрического тока, причем величина снижения нагрузки практически остается постоянной. Для предварительно упрочненной проволоки влияние УЗК и импульсов тока на снижение усилия деформирования уменьшается.

Установлено, что за счет импульсов тока при одновременном воздействии ультразвука наблюдается суммарный эффект по снижению напряжения течения проволоки НП-2 от обоих воздействий, что подтверждает и дополняется результаты авторов [3, 4]. Следует отметить, что величина снижения напряжений деформирования проволоки от электропластического эффекта в несколько раз ниже (практически на порядок), чем от воздействия ультразвука. Это вызывает сомнения в перспективах его самостоятельного промышленного использования для обработки материалов.

Литература

1. Троицкий, О.А. Ультразвуковое электропластическое плющение металла / О.А. Троицкий // Вестник научно-технического развития. - № 10. - т.26. - 2009. - С.42-49.
2. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 293 с.
3. Kozlov A.V., Mordyuk B.N., Chernyashevsky A.V. On the additivity of acoustoplastic and electroplastic effects. Mater. Sci.&Eng. -A190 - 1995 - P.75-79.
4. Siua K.W., Ngana H.W., Jones I.P. New insight on acoustoplasticity-ultrasonic irradiation enhances subgrain formation during deformation. Int J Plast, 2011. - V27/ -№5) – P. 788–800.

ОСОБЕННОСТИ ЗАДАНИЯ ФОРМЫ TiNi СПЛАВАМ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ОСАЖДЕНИИ ПОКРЫТИЙ

Багрец Д.А.¹, Рубаник В.В.^{1,2}, Рубаник В.В. мл.^{1,2}, Дорудейко В.Г.³

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»,
г. Витебск, Республика Беларусь, ita@vitebsk.by

²УО «Витебский государственный технологический университет»,
Республика Беларусь

³ЗАО «Медицинское предприятие «Симург»,
г. Витебск, Республика Беларусь

К медицинским традиционно относят TiNi сплавы с содержанием никеля от 50,5 до 51,0 ат.% [1], что обусловлено их сверхэластичными свойствами и «удобным» температурным диапазоном реализации мартенситных превращений. Для проведения исследований использовали проволоочные образцы никелида титана Ti-50,8 ат.% Ni диаметром 0,5 мм, изготовленного в ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (г. Москва). Выбор указанного материала обусловлен широким его использованием для изготовления сверхэластичных ортодонтических дуг [2-4].

Метод конденсации вещества из плазменной фазы в вакууме с ионной бомбардировкой поверхности (КИБ) обеспечивает нагрев обрабатываемой поверхности, что легло в основу разработанного в «ИТА НАН Беларуси» совместно с ЗАО "Медицинское предприятие «Симург» (г. Витебск, Беларусь) способа задания формы для ортодонтических дуг из TiNi сплава с одновременным нанесением методом КИБ биоинертного покрытия нитрида титана [5], при котором высокотемпературное воздействие обеспечивается бомбардировкой обрабатываемой поверхности ионами титановой плазмы, а осажденное покрытие выступает в роли барьерного слоя для повышения биосовместимости изделия из TiNi сплава.

Целью работы являлось исследование параметров формовосстановления для сплава Ti-50,8 ат.% Ni с нанесенными в течение различного времени покрытиями нитрида титана.

При проведении испытаний прямолинейные образцы проволоки из сплава TiNi предварительно обезжировали в ультразвуковой ванне в среде Нефрас С2-80/120, затем деформировали вокруг цилиндрических оправок разного диаметра D (рис. 1а). Полную наводимую деформацию ϵ_t определяли по формуле:

$$\epsilon_t = \frac{d}{D} \cdot 100\%, \tag{1}$$

где d — диаметр проволоочного образца.

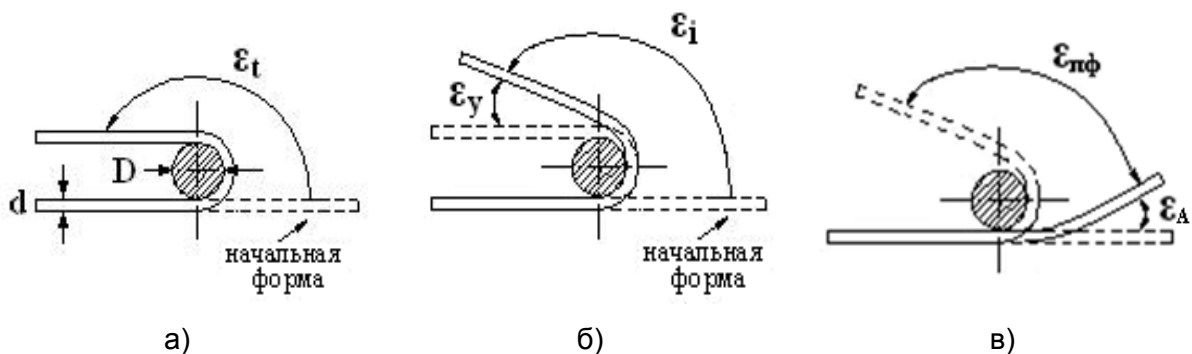


Рисунок 1 - Схема определения параметров формовосстановления при наведении деформации изгибом

Зафиксированные на оправке образцы помещали в камеру установки для нанесения вакуумных ионно-плазменных покрытий «Булат-6». Непосредственно перед

осаждением образцы подвергали ионной бомбардировке при потенциале 800 В с целью нагрева и активации поверхности. Затем потенциал снижали до 100 В и осуществляли осаждение покрытия нитрида титана (TiN) при токе дуги 110 А, давлении реакционного газа (азота) $0,3 \pm 0,4$ Па в течение 2; 5; 15 и 45 мин.

После снятия образца с оправки определяли значения наведенной деформации ε_i (рис. 1б) и рассчитывали эффективность наведения деформации:

$$N = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_t} \cdot 100\%. \quad (2)$$

После нагрева образца до температуры, превышающей температуру окончания обратного мартенситного превращения по крайней мере на 10 °С, определяли значения остаточной ε_A и восстанавливаемой деформации $\varepsilon_{пф} = \varepsilon_i - \varepsilon_A$ (рис. 1в) [1]. Степень недовозврата η при проведении исследований на задание памяти формы рассчитывали по формуле:

$$\eta = \frac{\varepsilon_i - \varepsilon_{пф}}{\varepsilon_i} \cdot 100\% = \frac{\varepsilon_A}{\varepsilon_i} \cdot 100\%. \quad (3)$$

В работе были использованы оправки трех различных диаметров, обеспечивающие наводимую деформацию 0,9; 1,3 и 1,7 %. Значение ε_i возрастает с увеличением продолжительности цикла ионно-плазменной обработки (времени термического воздействия при ионной бомбардировке и осаждении покрытия), как это видно на рис. 2а.

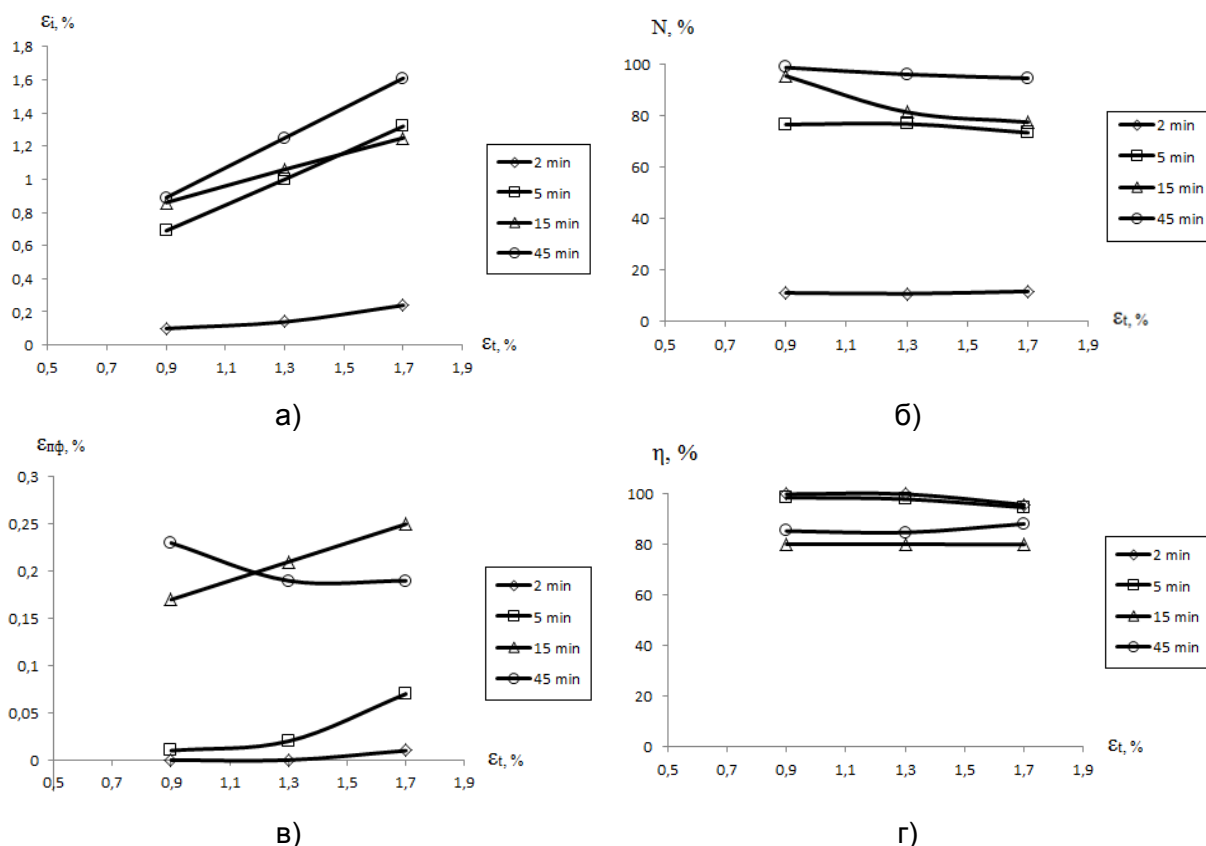


Рисунок 2 - Зависимости параметров формовосстановления TiNi образцов от величины наводимых изгибных деформаций

Для режима осаждения в течение 2 мин эффективность наведения деформации была невысока (от 10 до 12 %) независимо от величины ε_t (рис. 2б). Далее параметр N резко возрастает: 73 ± 77 % для 5 мин, 77 ± 95 % для 15 мин и достигает максимума (от

95 до 97 %) при 45 мин, что свидетельствует о крайне высокой эффективности наведения деформации для данного режима.

Величина $\varepsilon_{пф}$ характеризует способность материала к формовосстановлению после наведения деформации ε_t , а ее распределение для разного времени осаждения представлено на рис. 2в. Наиболее важной характеристикой, оценивающей задание памяти формы при обработке TiNi сплавов, является степень недовозврата: $\eta \rightarrow 100\%$, когда $\varepsilon_d \rightarrow \varepsilon_t$, что означает для материала невозможность «вспомнить» свою первоначальную форму. Близкую к 100 % эффективность запоминаемой деформации продемонстрировали режимы осаждения в течение 2 и 5 мин (рис. 2г), причем с небольшим градиентом в сторону уменьшения по мере роста ε_t . Более длительный цикл ионно-плазменной обработки (от 15 до 45 мин) характеризовался степенью недовозврата η порядка 80÷85 %, что, впрочем, является весьма высоким показателем.

Таким образом, осаждение в течение различного времени покрытий методом вакуумного ионно-плазменного осаждения за счет температурного воздействия позволяет варьировать задаваемую деформацию и параметры формовосстановления конструкции из TiNi сплава. Наиболее оптимальным видится режим осаждения в течение 5 мин, при котором обеспечивается стопроцентное «запоминание» формы с эффективностью наведения деформации 80 %.

Литература

1. Shape memory alloys: Fundamentals, modeling and applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu. – Montreal: ETS Publ., 2003. – 844 p.
2. Transformation Behavior, Chemical Composition, Surface Topography and Bending Properties of Five Selected 0.016x0.022" NiTi Archwires / M. Es-Souni, H. Fischer-Brandies, N. Kock, K. Raetzke, O. Bock // J Orofac Orthop. – 2003. – Vol.64. – P.88-99.
3. Load–deflection characteristics of superelastic and thermal nickel–titanium wires / E. Gatto, G. Matarese, G. Di Bella, R. Nucera, Ch. Borsellino and G. Cordasco // Eur J Orthod. – 2013. – Vol.35 (1). – P.115-123.
4. Технологические особенности получения сверхэластичных ортодонтических дуг на основе TiNi / В.В. Клубович, С.Н. Милюкина, В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., В.А. Андреев // Материалы, технологии, инструменты. – 2014. – Т.19, №2. – С.62-67.
5. Способ изготовления биоинертного изделия из материала с эффектом памяти формы на основе никелида титана: пат. 19507 Респ. Беларусь, МПК А 61F 2/86, А 61F 2/94 / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., Д.А. Багрец, В.Г. Дородейко; заявители: ГНУ «ИТА НАН Беларуси», ЗАО «Медицинское предпр. Симург». – № а 20130042; опубл. 30.10.15 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2015. – №5. – С.43.

**ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО
НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НИТИНОЛА**

Рубаник В.В.¹, Минченя В.Т.², Рубаник В.В. мл.¹

¹*Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Республика Беларусь, jr@tut.by*

²*Белорусский национальный технический университет,
Минск, Республика Беларусь, vladimir.minchenya@mail.ru*

Сегодня материалы, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ), находят все более широкое практическое применение в медицине от ортодонтии до хирургии. Уникальные функциональные свойства материалов с памятью формы позволяют использовать малоинвазивные методы лечения, новые медицинские технологии и методы хирургического лечения. Функциональные и физико-механические свойства этих материалов значительно зависят от структуры и химического состава, что позволяет использовать их для регулирования свойств за счет внешнего энергетического воздействия. Зачастую, использование принципов управления функциональными свойствами материала с памятью формы невозможно применить к конечному изделию. Это может быть связано как с размерами изделия, так и желанием запрограммировать части изделия на разное поведение при изменении внешних условия (например, реализация «бегущего» эффекта памяти формы в протяженных изделиях при ультразвуковом воздействии). Задание необходимых свойств при формообразовании конечного изделия из сплава с памятью формы позволит решить актуальную проблему производства отечественных изделий медицинского назначения на основе материалов с ЭПФ.

Среди материалов, обладающих эффектом памяти формы, никелид титана (TiNi) является одним из наиболее востребованных материалов, что обусловлено высокими механическими и функциональными свойствами, коррозионной стойкостью. Способность восстанавливать при нагреве большие пластические деформации позволяет использовать изделия из никелида титана не только в различных областях техники – от актюаторов до всевозможных датчиков, но и в медицине: стенты, импланты, хирургические инструменты, способные изменять форму и пр. Функциональные свойства никелида титана определяются как отклонениями от стехиометрического состава сплава, так и наличием легирующих элементов. Наряду с этим фазовый состав, физико-механические свойства и функциональное поведение сплавов TiNi можно существенно изменять путём внешнего энергетического воздействия – теплового, лазерного, ультразвукового и др., а также пластическим деформированием.

В Беларуси возрастает потребность в расходных материалах для сосудистой хирургии: стенты, стентграфты, клапан-содержащие стенты, фильтры-ловушки и др., которые имеют достаточно сложную пространственную форму и могут быть изготовлены следующими методами:

- пластическое деформирование (гибка) из нитиноловой проволоки с последующим формообразованием на оправке за счет термообработки;
- лазерная резка нитиноловой трубки;
- лазерная сварка при получении сборных изделий.

В работе приведены данные по проведенным экспериментальные исследованиям влияния ультразвуковых колебаний на процесс формообразования и процесс формирования заданных механических характеристик с использованием покрытий и лазерного воздействия, процесса получения сборных изделий сваркой и

определение их функциональных свойств.

Установлено, что в зоне лазерной сварки проволоочного соединения TiNi–TiNi (рисунок 1) мартенситные превращения в значительной мере подавлены, функциональные свойства материала вблизи зоны сварки отличаются и зависят от способа закалки соединения. При охлаждении образцов в воздушной среде энтальпия мартенситных превращений, реализуемых в материале больше, чем после закалки образцов в воду. При удалении от зоны сварки наблюдается увеличение энтальпии мартенситных переходов, при этом характеристические температуры практически не изменяются. Исследованы механизмы влияния лазерной сварки на формирование структуры, фазовые превращения и физико-механические свойства изделий из никелида титана медицинского назначения. Установлено, что прочность сварного соединения внахлест (рисунок 1) сравнима с прочностью материала основы.

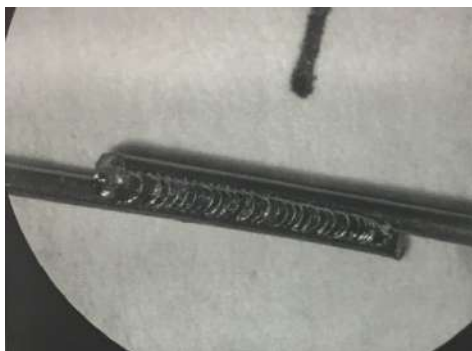


Рисунок 1 – Вид соединения нитиноловой проволоки внахлест лазерной сваркой

Ультразвуковые колебания могут способствовать формированию сложных форм нитиноловых изделий при задании формы, а так же снижению сил трения в зонах контакта проволоки и оснастки, повышению точности копирования изгибов на выступах.

Полученные результаты послужат основой для усовершенствования технологии формообразования внутрисосудистых эндопротезов, стентов, упругих каркасов стент-графтов из нитинола с использованием лазерного воздействия, ультразвука, а также для разработки усовершенствованных конструкций изделий медицинского назначения из нитинола. Результат будет использован в производстве изделий сборных изделий медицинского назначения из никелида титана и оборудования в Научно-технологическом парке БНТУ «Политехник». Будут разработаны технологии изготовления изделий медицинского назначения из никелида титана с использованием дополнительных технологических факторов: ультразвуковых колебаний, покрытий и лазерного упрочнения заготовок или готовых изделий, технологии сборки сваркой.

Работа проводится в рамках выполнения задания 3.2.08 «Разработка и исследование процессов формообразования изделий медицинского назначения из сплавов с эффектом памяти формы с использованием энергетических воздействий» государственной программы научных исследований на 2016-2020 годы «Физическое материаловедение, новые материалы и технологии» подпрограммы «Материалы в технике».

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В СИСТЕМЕ СТЕНТ-ГРАФТА ДЛЯ ЛЕЧЕНИЯ АНЕВРИЗМЫ АОРТЫ

Пронько Е.В.^{1,2}, Минченя В.Т.¹, Рубаник В.В.^{2,3}

¹*Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь*

²*Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Республика Беларусь*

³*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Республика Беларусь,
ita@vitebsk.by*

Аневризма аорты – патологическое локальное расширение участка магистральной артерии, обусловленное слабостью ее стенок. Хирургическое лечение аневризмы предполагает выполнение ее резекции с протезированием аорты либо закрытого эндолюминального протезирования аневризмы специальным эндопротезом. Для лечения аневризмы используются эндопротезы, так называемые стент-графты. Стент-графт это наукоемкое изделие, которое состоит из:

- каркаса – нитиноловой проволоки, из которой изготовлен непосредственно сам стент (диаметр проволоки 0.25-0.35 мм);
- графта – полиэстерной макропористой ткани (толщина 0.30 мм), покрывающей каркас стента снаружи;
- поливинилового идентифтора – нити, фиксирующей графт на каркасе стента;
- рентгеноконтрастной метки, изготовленной обычно из золота.

При изготовлении элемента стента – каркаса, используют материал, обладающий эффектом памяти формы (никелида титана), который навивают на специальную оснастку и затем подвергают термофиксации при высоких температурах до 500-520°C. При термофиксации материал запоминает форму, задаваемую ему при навивании на определенную оснастку [1]. Точность измерений и четкое планирование разрезов стент-графтов является основной для положительных долговременных результатов. Морфология инфрарентальной аневризма абдоминальной части аорты и тазовых сосудов определяет форму и тип стент-графта [2].

По мнению специалистов [3] белорусские линейные стент-графты, которые запущены в производство уже сегодня, не уступают зарубежным аналогам. В 2016 Республиканское инновационное унитарное предприятие «Научно-технологический парк БНТУ «Политехник», осваивающий выпуск стент-графтов, изготовил 20 экспериментальных комплектов таких систем, и передал их в РНПЦ "Кардиология". В 2017 поставлено еще 10 комплектов системы аортального стент-графта. Налаживание собственного производства различных систем стент-графтов позволит со временем заметно сократить и даже ликвидировать значительную очередь на проведение подобных операций.

Список используемых источников:

1. Патент РБ 20816. Стент-графт. МПК А61F 2/07, 2/82. / Хрусталеv Б.М. и др. // БНТУ.
2. Criado, F.J. (2010). EVAR at 20: the unfolding of a revolutionary new technique that changed everything. J Endovasc Ther, 789-796.
3. Уникальный отечественный сосудистый протез имплантирован четверем белорусам. - [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://minsknews.by>.

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

Юбилейную 60-ую Международную научную конференцию «Актуальные проблемы прочности» (АПП) Межгосударственный координационный Совет (МКС) по физике прочности и пластичности материалов рекомендовал провести в Беларуси, в городе Витебске на базе Института технической акустики (ИТА) Национальной академии наук Беларуси и Витебского государственного технологического университета (ВГТУ).

Это предложение учитывало большой вклад ИТА НАН Беларуси и ВГТУ в проведенные (начиная с 2000 года) конференции АПП.

Исторически Актуальные Проблемы Прочности были организованы по инициативе двух ведомств Советского союза (Академии наук СССР и Министерства Высшей школы СССР) первоначально в форме Всесоюзного семинара. На организационном собрании, которое состоялось 26 марта 1980 года в Ленинграде, присутствовали представители как Высшей школы (Ленинградского Университете – ЛГУ и Ленинградского Политехнического института – ЛПИ), так и Академии наук СССР (Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе – ФТИ). Одним из основных инициаторов и в дальнейшем организатором проведения АПП был Владимир Александрович Лихачев, деятельность которого была тесно связана с ЛГУ, ФТИ, ЛПИ.

Всесоюзный семинар АПП был задуман как средство общения не вообще ученых – «прочнистов», а ученых, которые объединяют в себе знания в области физики прочности и в области механики прочности, поэтому главная задача такого семинара заключалась в объединении усилий и знаний физиков и механиков.

Одной из важных особенностей заседаний АПП стала их очень широкая география. Она, кстати, тоже была рекомендована Академией наук и Высшей школой. Семинары проводились, как правило, не в таких ведущих центрах, как в Москве и в Ленинграде, а в разных городах страны, где в ВУЗах и институтах Академии наук работали коллективы сотрудников, связанных с прочнистской тематикой. Для выступления с пленарными (или приглашенными) докладами привлекались ведущие специалисты в области физики и механики прочности. Это обстоятельство и широкая география проведения АПП способствовала сохранению и развитию богатейшего научного потенциала, который складывался на протяжении многих десятилетий на обширной территории бывшего СССР.

Большую роль в «долгожительстве» АПП после прекращения существования СССР и АН СССР сыграло образование в 1992 году Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности материалов на базе секции «Физика прочности и пластичности», входившей в АН СССР. Председателем МКС (как и секции) был избран профессор В.А. Лихачев, а его заместителями (по регионам) профессора О.М. Ивасишин (Киев), В.И. Бетехтин (С.-Петербург), Э.В. Козлов (Томск). МКС (со штабом-квартирой в С.-Петербурге) был создан как общественная, самостоятельная организация, которая не альтернативна и не подотчетна государственным, министерским и академическим институтам власти и управления стран, входивших ранее в состав СССР.

В 1996 году ушел из жизни В.А. Лихачев, председателем МКС был избран Владимир Иванович Бетехтин, он же со стороны МКС принимал основное участие в организации и проведении АПП. За последние 20 лет (1996 – 2017 гг.) удалось сохранить традиционно высокий научный уровень и ежегодную периодичность этого форума. Впервые после распада СССР были проведены заседания АПП вне России – в Беларуси и в Украине. И в этом большая заслуга организаторов 60-ой Юбилейной конференции. В 1999 году между председателем МКС В.И. Бетехтиным и заместителем председателя по региону (Беларусь) Василием Васильевичем Рубаником, директором ИТА НАН Беларуси, была достигнута договоренность о проведении очередной конференции АПП в Витебске на базе ИТА НАН Беларуси и ВГТУ; такая конференция (XXXVI) и состоялась в 2000 году.

Впоследствии, там же в Витебске, прошли XLVI (2007), L (2010, также юбилейная!) и LIII (2012) конференции АПП. На всех этих конференциях присутствовало большое количество участников из разных городов и стран, включая

дальнее зарубежье; конференции прошли на высоком научном уровне и были отлично организованы.

Значимость проведенной впервые после распада СССР конференции АПП вне России, т.е. в 2000 году в Витебске, и в том, что на этой конференции присутствовали ведущие специалисты в области прочности материалов из Национальной Академии наук Украины (акад. НАНУ С.А. Фирстов, чл.-корр. НАНУ Ю.В. Мильман). По предложению этих специалистов и председателя МКС было решено провести следующую конференцию АПП в Украине.

И такая XXXVII конференция прошла уже в 2001 году в Киеве. Позднее, в 2010 году, в Киеве состоялась также XLIX конференция АПП, на которой присутствовало более 300 человек, включая многих членов Президиума НАНУ и Президента НАНУ.

В 2011 году LI конференция АПП состоялась в Харькове (акад. НАНУ И.М. Неклюдов), там же в 2014 году и LV конференция.

Очень много сделали для успешного проведения АПП ведущие специалисты в области прочности материалов из России: чл.-корр. РАН В.В.Сагарадзе (Екатеринбург, 2013); профессор М.А. Хусаинов (В. Новгород, 1994, 1997); профессор В.А. Федоров (Тамбов, 1998, 2003), профессор А.М. Глезер (Калуга, 2004; Москва, 2015; инициатор проведения АПП в Севастополе, 2016); профессор Р.Р. Мулюков (Уфа, 2012); профессор М.М. Криштал (Тольятти, 2009, 2016); профессор В.Н. Перевезенцев (Н. Новгород, 2008); профессор В.В. Осташев (Псков, 1993, 1999); профессор О.Б. Наймарк, А.Г. Кадомцев (Пермь, 2017), а также представители научных коллективов в тех городах, в которых состоялись АПП. Много сделал для организации конференции по тематике АПП в Санкт-Петербурге чл.-корр. РАН В.В.Рыбин. Большую работу по подготовке тезисов и трудов конференций АПП проводила секретарь МКС – к.т.н. Е.В. Черняева.

Актуальные проблемы прочности стали традиционной международной конференцией, на которой обсуждаются теоретические и практические пути развития науки о прочности материалов.

Всего за 38 лет конференция «Актуальные проблемы прочности» прошла в 31 городе трех стран (Россия, Украина, Беларусь), а до распада СССР - в республиках Эстония, Латвия, Таджикистан (таблица).

Дорогие коллеги, участники 60-ой Международной конференции «Актуальные проблемы прочности», от имени Межгосударственного координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов желаем Вам успешной работы на этом юбилейном научном форуме!

В наше непростое время особенно важно сохранение творческих и дружеских контактов, которые складывались в течение многих десятилетий.

Огромная благодарность нашим коллегам и друзьям из дружеской Беларуси за организацию этой юбилейной конференции.



В.И. Бетехтин

Председатель МКС,
Профессор, доктор физ.-мат. наук,
Санкт-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru



В.В. Рубаник

Заместитель Председателя МКС по
региону (Беларусь), член-корреспондент
НАН Беларуси, доктор технических наук
г. Витебск, Беларусь, ita@vitebsk.by

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Adel Nofal	52	Багрец Д.А.	564
Chang Kyu Rhee	556	Бадиян Е.Е.	186, 364
Eronjko S.B.	387	Баимова Ю. А.	231, 207
Glezer A.M.	17	Барахтин Б.К.	192
Gorokhova E.I.	387	Бачурина Д.В.	204
Grigorjeva L.	387	Бачурина Д.М.	240
Gromov V.E.	17	Бачурина О.В.	337
Ivanov Yu.F.	17	Безматерных М.Д.	306
Konovalov S.V.	17	Белоус А.И.	36
Kustov A. I.	373, 376	Белоус Н.Х.	553
Maniks J.	387	Белоусов Н.Н.	328, 482, 331
Miguel I. A.	373, 376	Белоцерковский М.А.	88
Muktepavela F.	387	Белошарпа В. Я.	320
Oreschenko E.A.	387	Белугина Н.В.	503
Rogachev S.O.	123	Белявин К.Е.	184, 401
Rubanik V.	556	Беляев С.П.	354, 355, 356, 357, 460, 493
Rubanik V. jr.	556	Беляев Ф.С.	404
Sandulenko A.V.	387	Бердник О.Б.	270
Semin A.P.	17	Березовская В.В.	426
Sklenicka V.	379	Бетехтин В.И.	129, 379
Sundeev R.V.	17	Бледнова Ж.М.	414
Yuriev A.A.	17	Бобров В.П.	506
Zelenev V. M	373	Бондарева С.А.	181
Zemlyakova N.V.	123	Борик М. А.	398, 480
Аббасова С.И.	6	Борисов А.А.	162
Аверкин А.И.	292	Боричевский В.Р.	480
Автокротова Е.В.	521	Брацихин А. А.	219
Аглетдинов Э.А.	367	Бунин И.Ж.	245
Аксёнова К.В.	228	Бурлаченко А.Г.	363
Акула И.П.	176, 287	Бурховецкий В.В.	85
Акулёнок О.М.	500	Бутакова К.А.	70
Алифанов А.В.	61	Бутенко П.Н.	111, 129
Анашкина Н.Е.	245	Буткевич В.Г.	170
Андреев В.А.	181, 354	Валиев Р.З.	90, 173
Андронов И.Н.	3	Валуйская К. Д.	448
Анисимов И.И.	461, 464	Валуйская Л. А.	243, 448
Анкудинов А.В.	111	Варюхин В.Н.	328, 331
Анохин А.А.	257	Васенина Е.М.	467
Антанович А.А.	42	Васенина И.В.	436
Анчаров А.И.	273, 536	Васильев А. А.	165
Асланян Н.С.	195	Васильева О.В.	192
Астафуров С.В.	363	Велигжанин А.А.	72
Астафурова Е.Г.	363	Вербицкий В.Н.	111
Афанасьев М.А.	367		
Ахмедова Т.Ш.	417, 477		
Ачкасов А.Н.	334		

Веретенникова И.А.	234, 237, 266, 268	Данилов В.А.	433
Викарчук А.А.	300, 303	Данюк А.В.	367
Викторов С.Д.	340	Девоино О.Г.	46
Виноградов А. Ю.	126, 290, 367, 433	Демидова Е.С.	354
Виноградов Р.Е.	162	Демина М.Ю.	3
Вичужанин Д.И.	266	Демченко Е.Б.	108
Вишняков А.Д.	120	Денисова А.Г.	303
Войцицкий В. П.	398	Дергачева А.В.	186, 364
Волков А.В.	517	Джежора А. А.	542
Волков А.Е.	404	Дмитриев С.В.	337
Волкова Г.К.	85	Дмитриевский А.А.	120
Волкова Н.П.	517	Донецкий К.И.	150
Волочко А.Т.	550	Дородейко В.Г.	564
Вонг К.Ю.	144	Драгошанский Ю.Н.	445, 514
Воробей Р.И.	284	Евард М.Е.	404
Вьюненко Ю.Н.	210, 328	Ерёмина Г.М.	251
Вьюненко Ю.Н.	482	Ерошенко А.Ю.	324
Гаевой Е.А.	9, 11	Ершова А.Ю.	49
Гаевой М.А.	13	Жадько М.А.	147
Газизуллина А.Р.	355	Жарин А. Л.	284
Гайнутдинов Р.В.	503	Жигачев А.О.	120
Галаганов О.О.	334	Жигачева Д.Г.	120
Гальченко Н.К.	363	Жуков А.С.	192
Гангало А.Н.	85	Журбенко П.Н.	210
Ганеев А.В.	90	Завацкий Ю.А.	542
Гераскин В.И.	67	Загородников Р.А.	464
Гиляров В.Л.	111, 129	Загуляев Д.В.	70
Гиляров И.В.	111, 129	Зараковская К.И.	260
Гладковский С.В.	410	Засыпкин С.В.	90
Глазунова В.А.	85	Затульский Г.З.	210
Глезер А.М.	72	Захаров В.Ф.	260
Голиков Н.И.	410	Звягина Е.Ю.	201
Головин Ю.И.	530	Зеленская Г.И.	147
Голубков Н. А.	165	Зибров И.П.	254, 257
Гольшев А.А.	222, 225	Зозуля Э.В.	147
Гольцов В. А.	28	Зорин Е.Е.	150
Гольцова Л.Ф.	31	Зубавичус Я.В.	72
Гольцова М. В.	28, 64	Зубков А.И.	147
Гоман А.М.	88	Иваницкий Д.М.	390, 393
Гончаров В.К.	73	Иваницкий С.В.	390
Гончарова И.В.	58	Иванников А.А.	240
Горельчик А.Н.	176	Иванов А.М.	317, 354
Горнакова А.С.	530	Иванов Ю.Ф.	228
Гостевская А.Н.	19	Ильичев А.В.	150
Гращенко А.С.	295	Ильичев М.В.	491
Гребеньщиков А.С.	517	Ильющенко А.Ф.	36
Григорьев А.Ю.	117	Ильющенко Д.А.	506
Гриншпон А.С.	467	Ильясов Р.Р.	521
Громов В.Е.	9, 11, 13, 19, 70, 96, 228	Исаевич Л.А.	390, 393
Грызунов А.М.	303	Искандарова Д.О.	156
Грызунова Н.Н.	300, 303	Кадомцев А.Г.	379
Гувалов А.А.	6	Казанкин В.А.	132
Гузилова Л.И.	292, 295	Казанкина Е.Н.	132
Гусев О.К.	284	Казанцев А.Г.	442
		Казьмин А.А.	558
		Кайкибаева А.С.	474
		Калиенко М.С.	517

Калиниченко А.С.	82	Курзина И.А.	436
Капуткина Л.М.	351	Курицына И. Е.	398
Караваев Р.Ю.	150	Куц О.А.	536
Карасева Е.В.	281	Кущенко Я.В.	168
Кардаполова М.А.	46	Лалетин В.М.	385, 494, 497
Касаткин И.В.	460	Лапковский А.С.	46
Кашевич И.Ф.	503	Лапуть О.А.	436
Кашин О.А.	251	Латынина Т.А.	173
Керимова Л.Ф.	201, 454, 510	Латыпова О.Э.	521
Кимстач О.В.	558	Лебёдкин А.С.	170
Киндоп В.Э.	351	Леванцевич М.А.	102
Кириков С.В.	270	Ледер М.О.	517
Киселёв В.Г.	488	Ленкевич С.А.	390
Клевцов Г.В.	90	Лесота А.В.	493
Клевцова Н.А.	90	Ливанова Н.О.	491
Клубович В.В.	54	Линдеров М.Л.	90
Князев С.А.	111	Липатникова Я. Д.	243, 448
Кожушко В.В.	213	Ломонова Е. Е.	398, 480
Козлов Д.А.	451	Лотков А.И.	25, 251
Козлова Е.И.	73	Лукин Е.С.	317
Колесников С.А.	42	Лукина Е.А.	162
Колобов Ю.Р.	168	Лунев А.Г.	410
Комаров А.И.	156	Луценко Е.В.	147
Комаров Ф.Ф.	260	Луцко В.Ф.	558, 564
Комиссарова И.А.	19	Луцко Н.И.	46
Конева Н.А.	99	Лысенко Г.Н.	135
Коновалов А.В.	248	Люцкевич А.И.	61
Коновалов Д.А.	237, 268	Мавлютов А.М.	173
Коновалов С.В.	19, 70	Маерович К.В.	539
Константинов С.В.	260	Мазилкин А.А.	485
Копытков В.В.	321	Майер Г.Г.	363
Коржов В.П.	370	Макаров С.В.	407
Корнев И.А.	309	Максимченко Н.Н.	102
Коровушкин В.В.	309	Малашенко В.В.	334
Короткевич М. С.	114	Малашенко Т.И.	334
Короткевич С.В.	114	Маликов А.Г.	222, 225
Корсуков В.Е.	111, 129	Мамедова Г.А.	34
Корсукова М.М.	111, 129	Манохин С.С.	168
Косарев В.Ф.	225	Маркушев М.В.	521
Косинов Д.А.	96	Мартиросов М.И.	49
Кочанов А.Н.	340	Марукович Е. И.	108, 159, 345
Краев М.В.	93	Маслова О.В.	426
Краева В.С.	93	Матлин М.М.	132
Краснов М.Л.	454	Мац А.В.	281
Крень А.П.	340	Медведева Ю.В.	494, 497, 506
Кривина Л.А.	270	Мееровская О.А.	539
Кривошеев Ю.К.	82	Мезенева И.А.	219
Крицкий А.Д.	393	Мельников Е.В.	363
Круковский К.В.	251	Мельниченко А.С.	477
Крымов В.М.	292, 355, 356, 357	Мерсон Д.Л.	126, 290, 367, 433
Кузнецов В.А.	96	Мерсон Е.Д.	126, 290, 433
Кузнецова Е.С.	96	Метлицкая М.К.	467
Кулага Е.И.	334	Мешкова В.В.	82
Кулак М.М.	54, 527	Миловитч Ф.О.	398, 480
Кулебякин А. В.	398, 480	Мильман Ю.В.	58
Куранова Н.Н.	216	Минченя В.Т.	189, 567, 569

Минько Д.В.	401	Пилюгин В.П.	273, 536
Мисоченко А.А.	439, 564	Пименов Д. А.	320
Мишетьян А.Р.	421	Пинахин И. А.	219
Мишин В.М.	39	Платков В.Я.	320
Мозгунова А.И.	132	Платов С.И.	454, 510
Мозжаров С.Е.	500, 503	Плотников В.А.	407
Мосин А.В.	547	Плугатарь Т.П.	138
Москвина В.А.	363	Подболотов К.Б.	550
Мурашкин М.Ю.	173	Поддубная Н.Н.	385
Мурзаев Р.Т.	204, 337	Полуянов В.А.	126
Мурзинова М.А.	153	Пономарев Т.С.	401
Муслов С.А.	22, 25	Поротников Л.К.	488
Мухаметгалина А.А.	153	Пронин С.Ю.	9
Мызина В.А.	398, 480	Пронько Е.В.	569
Мышковец В.Н.	213	Протасова С.Г.	485
Мягких П.Н.	126	Прядко А.И.	396
Назаров А.А.	153, 204	Пряхин С.С.	533
Наймарк О.Б.	141	Пудов В.И.	445, 514
Нарыкова М.В.	129, 379	Пузырёв М.В.	73
Нго Нгок Ха	474	Пульнев С.А.	396
Невский С.А.	96	Пушин А.В.	216
Некит В.А.	201, 454, 510	Пушин В.Г.	22, 216
Неклюдов И.М.	278	Разов А.И.	275
Некрасов А.Н.	530	Рассади́на Т.В.	72
Никитина Е.Н.	228	Реснина Н.Н.	354, 355, 356, 357, 460, 493
Николаев В.И.	292, 295, 355, 356, 357, 396	Решетняк А. А.	324
Николаенко А.А.	413	Рогачев С.О.	451, 453
Никулин С.А.	451	Родцевич С. П.	553
Обидов Б.А.	111, 129	Романенко В.П.	469
Овчинников В.В.	426	Романов Д.А.	9, 11, 13, 14
Овчинников В.И.	36	Рубаник В.В.	439, 460, 493, 542, 544, 547, 550, 553, 558, 564, 567
Овчинников Е.В.	105, 287	Рубаник В.В. мл.	189, 460, 493, 553, 564, 567, 569
Огарков Н.Н.	201, 510	Румянцев Б.В.	424
Одинцев И. Н.	138	Русинов П.О.	414
Орда Д.В.	156	Рысаева Л.Х.	207
Орехов К.А.	519	Рязанцева М.В.	245
Оришич А.М.	222, 225	Ряшин Н.С.	222, 225
Орлова Т.С.	173	Савельева А.Ю.	355, 356
Осипова В.А.	237	Савченко А.Л.	189
Остропико Е.С.	275	Савченко Е.С.	309
Павилайнен Г.В.	519	Савчук Е.С.	281
Павлова Н.В.	467	Самигуллина А.А.	153
Пантелеев К. В.	284	Самойлова О.В.	67
Паньков И.Л.	298, 306	Самолетов В.Г.	527, 550
Папи́ров И.И.	413	Сараев Ю.Н.	410
Пеня́зь М.А.	240	Саркисян С.О.	195, 198
Пережогин В.Ю.	417	Свистун А.И.	284
Перкас М.М.	181	Свяжин А.Г.	351
Пермякова И.Е.	312	Севастьянов А.А.	469
Пестов А.В.	234, 237, 268	Севастьянов А.А.	469
Петлицкая Т.В.	36	Севрюков О.Н.	240
Петлицкий А.Н.	36, 494		
Петров О.М.	442		
Печина Е.А.	72		
Печников А.И.	295		
Пилипчук Е.В.	102		

Седышев А.И.	467	Тюрин А.И.	120, 530
Селезнев М.Н.	144	Тюфтяев А.С.	491
Семенова И.П.	90	Тявловский А. К.	284
Сенникова Л.Ф.	85	Тявловский К.Л.	284
Сергиенко В.П.	213	Убыйвовк Е.В.	460
Сибирев А.В.	357, 493	Угурчиев У.Х.	401, 439, 564
Сидоренко М.И.	393	Урцев Н.В.	454
Ситдигов О.Ш.	521	Ушеренко С.М.	345
Ситников Н.Н.	382	Ушеренко Ю.С.	345
Скуратович Е.Н.	539	Файт А.О.	436
Смарыгина И.В.	351	Федорова Е.А.	170
Смирнов А.С.	248	Филатов С.А.	348
Смирнов С. В.	234, 237, 266, 268	Филиппов А.А.	222, 225
Смирнова Е.О.	234, 237, 268	Филиппов В.Г.	430
Смолин А.Ю.	251	Филиппов Г.А.	39, 421, 491
Соболь О.В.	147	Филоненко В.П.	254, 257
Соин К. А.	358	Филяков А.Д.	14
Соковиков М.А.	141	Фомин А.В.	469
Соколенко В.И.	278, 281	Фомин В.М.	222, 225
Соколов С. Ф.	165	Фортуна А.С.	363
Соколовская Э.А.	417, 472, 474, 477	Фролов В.А.	281
Солдатов А.В.	292	Хабибуллина И.А.	382
Соловьева Ю.В.	243, 273, 448, 536	Хаймович П.А.	79
Соснин К.В.	13, 14	Халидова Д.В.	453
Сосновский И.А.	184	Хапов А.С.	488
Старенченко В.А.	243, 273, 448	Харьков В. А.	159
Старенченко С.В.	273, 536	Хачатрян М.В.	198
Степиков М.А.	9, 11, 13	Хворов А.А.	404
Степович М.А.	309	Хина Б.Б.	54, 527
Столяров В.В.	401, 439, 564	Хлопков Е.А.	210
Страумал А.Б.	485	Худолей А.Л.	184
Страумал Б.Б.	485	Царева И.Н.	270
Ступакевич В.Ю.	73	Царенко Ю.В.	439, 542, 544, 547, 564
Сугаров Х. Р.	219	Цой К.В.	530
Сундеев Р.В.	72, 451, 453	Чевская О.Н.	421, 430
Сурсаева В.Г.	76	Чекан Н.М.	176, 287
Сырцов С.Р.	494, 497	Чеканов С.В.	488
Табачкова Н. Ю.	398, 480	Черкасова Т.В.	99
Тарасенко Ю.П.	270	Черниговский В. А.	219
Тиан Ш.	138	Чернышова А.А.	162
Тимашов Р.Б.	292, 355, 357	Черняева Е.В.	328
Тихонов А.И.	309	Черчес Б.Х.	135
Ткаченко В.М.	85	Числов А. С.	398
Токмачева - Колобова А.Ю.	168	Чугунова С.И.	58
Толмачев Т.П.	273	Чудинов В.В.	141
Толстихина А.Л.	503	Шабалов И.П.	421, 430
Тонкопряд А.Г.	186, 364	Шагойка А.Г.	287
Топчий А.А.	120	Шалимова А.В.	72
Тришкина Л.И.	99	Шаркеев Ю.П.	324
Трубловский В.Л.	494, 497, 506	Шелег В.К.	46
Тувшинтур П.	348	Шеляков А.В.	382, 354, 460
Тузоз Ю.В.	413	Шилагарди Г.	348
Тучков П.В.	461	Шилин А.Д.	553
Тучков Р.В.	461	Шилина М.В.	553
		Шипко М.Н.	309
		Шпилевский Э.М.	348

Шубина С.В.	298
Шуринов Р.В.	186, 364
Шут В.Н.	494, 497, 500, 503, 506
Щемелинин А.В.	461, 464
Щитов Д.В.	39
Эгамов М.Х.	457
Эйсымонт Е.И.	287
Юркевич С.Н.	61
Юркевич-Потоцкая К.С.	61
Юреть Е.Л.	102
Юсупов В.С.	181
Ягмуров М. А.	219
Яздани-Черати Джавад Х.	345
Яловик А.П.	88
Янченко В.В.	500
Ярославцев А.В.	201, 510
Ясников И.С.	367

СОДЕРЖАНИЕ

Андронов И.Н., Демина М.Ю. ИЗГИБ СВОБОДНОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЫ	3
Гувалов А.А., Аббасова С.И. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ ЧАНЛИБЕЛЬСКОГО МЕСТОРОЖДЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ	6
Романов Д.А., Пронин С.Ю., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ SnO ₂ -Ag	9
Романов Д.А., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	11
Соснин К.В., Романов Д.А., Степиков М.А., Гаевой М.А., Громов В.Е. БИОИНЕРТНЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМ Ti-Nb И Ti-Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ	13
Филяков А.Д., Романов Д.А., Соснин К.В. ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЙ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕТОДОВ СОЗДАНИЯ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ С НИЗКИМ МОДУЛЕМ УПРУГОСТИ ПЕРВОГО РОДА	14
Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Konovalov S.V., Semin A.P., Sundeev R.V. STRUCTURE – PHASE STATES EVOLUTION IN 100-M DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS AT LONG-TERM OPERATION	17
Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Гостевская А.Н., Громов В.Е. СТРУКТУРА ТИТАНОВОГО СПЛАВА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ И РАЗРУШЕННОГО ПРИ УСТАЛОСТИ	19
Муслов С.А., Пушин В.Г. НАНОТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ УПРУГОСТИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СИСТЕМЫ СПЛАВОВ TiNi-TiFe	22
Муслов С.А., Лотков А.И. УПРУГИЕ ПОСТОЯННЫЕ ТРЕТЬЕГО ПОРЯДКА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	25
Гольцов В. А., Гольцова М. В. ИНДУЦИРОВАННЫЙ ВОДОРОДОМ ПОЛИМОРФИЗМ МЕТАЛЛОВ И ОСНОВЫ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ	28
Гольцова Л.Ф. ВОДОРОДНАЯ ЭНЕРГЕТИКА И ВОДОРОДНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ: ИСТОРИЧЕСКИЕ И СОВРЕМЕННЫЕ АСПЕКТЫ	31
Мамедова Г.А. ХИМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ ПРИРОДНОГО ЦЕОЛИТА НАХЧЫВАНА С ЦЕЛЬЮ ПОЛУЧЕНИЯ ZSM-25	34
Овчинников В.И., Ильющенко А.Ф., Белоус А.И., Петлицкий А.Н., Петлицкая Т.В. ДЕГРАДАЦИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ЭЛЕКТРОНИКИ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО УДАРА	36
Мишин В.М., Филиппов Г.А., Щитов Д.В. ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ КАК РЕЗУЛЬТАТ СНИЖЕНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ОСТАТОЧНЫМИ МИКРОНАПРЯЖЕНИЯМИ И СЕГРЕГАЦИЯМИ ФОСФОРА	39
Антанович А.А., Колесников С.А. ПЛОТНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТРИЦ	42

Девойно О.Г., Шелег В.К., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Лапковский А.С. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ В ПОПЕРЕЧНОМ СЕЧЕНИИ МУЛЬТИМОДАЛЬНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЕГО ФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ	46
Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРНО-ВЛАЖНОСТНЫХ УСЛОВИЙ ОКРУЖАЮЩЕЙ СРЕДЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗЦОВ ИЗ УГЛЕПЛАСТИКА	49
Adel Nofal ADI -THE MATERIAL REVOLUTION AND ITS APPLICATIONS AT CMRDI	52
Клубович В.В., Кулак М.М., Хина Б.Б. О МЕХАНИЗМЕ УСКОРЕНИЯ ДИФфуЗИОННОГО МАССОПЕРЕНОСА ЛЕГИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	54
Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. ТЕОРИЯ И МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ	58
Юркевич С.Н., Алифанов А.В., Люцкевич А.И., Юркевич-Потоцкая К.С. ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАТЕХНИКИ ИЗ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И УЛУЧШЕНИЯ ИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ	61
Гольцова М.В. ОСОБЕННОСТИ ГИДРИДНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ВОДОРОДОУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМЕ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД	64
Самойлова О.В., Гераскин В.И. ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Cr–C	67
Бутакова К.А., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СИЛУМИНА	70
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Велигжанин А.А., Зубавичус Я.В., Печина Е.А., Рассадина Т.В. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОЙ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti ₂ NiCu ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	72
Гончаров В.К., Козлова Е.И., Пузырёв М.В., Ступакевич В.Ю. УПРАВЛЕНИЕ ПОТОКАМИ ЗАРЯЖЕННЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ЛАЗЕРНОЙ ЭРОЗИОННОЙ ПЛАЗМЫ	73
Сурсаева В.Г. ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОГО ТИПА ГРАНИЦ НАКЛОНА НА ПОДВИЖНОСТЬ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЕБЕР В ЦИНКЕ	76
Хаймович П.А. СКРЫТЫЕ РЕЗЕРВЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ	79
Калиниченко А.С., Кривошеев Ю.К., Мешкова В.В. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРУ ЧАСТИЦ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ В СОСТАВЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ СМЕСИ ПОРОШКОВ	82
Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Гангало А.Н., Бурховецкий В.В., Волкова Г.К., Глазунова В.А. ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕДИ M06	85

Белоцерковский М.А., Яловик А.П., Гоман А.М. ПРОЧНОСТНАЯ НАДЕЖНОСТЬ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, НАНОСИМЫХ НА ШТОКИ ГИДРОЦИЛИНДРОВ	88
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Ганеев А.В., Линдеров М.Л., Засыпкин С.В. КИНЕТИКА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С УМЗ СТРУКТУРОЙ	90
Краев М.В., Краева В.С. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛОВ	93
Кузнецов В.А., Громов В.Е., Кузнецова Е.С., Косинов Д.А., Невский С.А. АППАРАТУРНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОГО ВОЛОЧЕНИЯ	96
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПЛОТНОСТЬ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МЕДИ	99
Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н., Пилипчук Е.В., Юреть Е.Л. ИССЛЕДОВАНИЕ АНТИПРИГАРНЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ПРЕСС-ФОРМ МАШИН ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ЦИНКОВЫХ СПЛАВОВ	102
Овчинников Е.В. ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ	105
Марукович Е.И., Демченко Е.Б. РАСЧЁТ ПРЕДЕЛЬНО ДОПУСТИМОЙ СКОРОСТИ ВЫТЯЖКИ НЕПРЕРЫВНОЙ ОТЛИВКИ	108
Корсуков В.Е., Гиляров В.Л., Анкудинов А.В., Бутенко П.Н., Вербицкий В.Н., Гиляров И.В., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А. ВЛИЯНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ НА МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ФОЛЬГ МОЛИБДЕНА	111
Короткевич С.В., Короткевич М. С. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ ТРЕНИИ	114
Григорьев А.Ю. СОПОСТАВЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ОТКОЛЕ И ДИНАМИЧЕСКОМ РАЗРЫВЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ	117
Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Жигачев А.О., Тюрин А.И., Вишняков А.Д., Топчий А.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ $ZrO_2(CaO) - Al_2O_3$ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КОРУНДА	120
Rogachev S.O., Zemlyakova N.V. STRUCTURAL AND PHISICAL - MECHANICAL TRANSFORMATIONS IN COPPER DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION	123
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ КВАЗИСКОЛА ПРИ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	126
Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Гиляров В.Л., Гиляров И.В., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Нарыкова М.В., Обидов Б.А. ВЛИЯНИЕ РАСТЯЖЕНИЯ И СЖАТИЯ НА ГЕОМЕТРИЮ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$.	129
Матлин М.М., Казанкин В.А., Казанкина Е.Н., Мозгунова А.И. ВЛИЯНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО КОНТАКТА НА ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ДЕТАЛЕЙ	132

Лысенко Г.Н., Черчес Б.Х. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕСТРУКЦИЮ ВОЛОКНИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	135
Одинцев И. Н., Плугатарь Т.П., Тиан Ш. ОПТИКО-КОРРЕЛЯЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ МЕХАНИКИ: ПРИНЦИПЫ, ИНСТРУМЕНТАРИЙ, МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ, ОПЫТ ПРАКТИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ	138
Соковиков М.А., Чудинов В.В., Наймарк О.Б. МЕХАНИЗМЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	141
Селезнев М.Н., Вонг К.Ю. КЛАСТЕРНЫЙ АНАЛИЗ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ 42CRMO4 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МНОГОЦИКЛОВЫХ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ	144
Жадько М.А., Луценко Е.В., Зубков А.И., Соболев О.В., Зозуля Э.В., Зеленская Г.И. ТЕРМОСТАБИЛИЗАЦИЯ НАНОРАЗМЕРНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫМИ СЕГРЕГАЦИЯМИ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ	147
Ильичев А.В., Зорин Е.Е., Донецкий К.И., Караваев Р.Ю. ОЦЕНКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УП НА ОСНОВЕ ТРИАКСИАЛЬНОЙ ПЛЕТЁНОЙ ПРЕФОРМЫ. ВЫБОР АРТИКУЛА УГЛЕРОДНЫХ НИТЕЙ	150
Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Мурзинова М.А., Назаров А.А. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	153
Комаров А.И., Орда Д.В., Искандарова Д.О. ВОЗДЕЙСТВИЕ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ НАНОПОЛНИТЕЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА АК12M2MгH	156
Марукович Е. И., Харьков В. А. НЕПРЕРЫВНОЕ ЛИТЬЕ ВВЕРХ ПРОВОЛОЧНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ МЕДНЫХ И НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	159
Борисов А.А., Чернышова А.А., Виноградов Р.Е., Лукина Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НИКЕЛИД ТИТАНА-ПОЛИМЕР	162
Голубков Н. А., Васильев А. А., Соколов С. Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ВОЗВРАТА ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ОТЖИГЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	165
Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Токмачева - Колобова А.Ю. , Кущенко Я.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ	168
Буткевич В.Г., Лебёдкин А.С., Федорова Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ ПИТАЮЩЕГО КОМПОНЕНТА ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ЛАТЕКСНЫХ ОПЛЕТЕННЫХ НИТЕЙ	170
Латынина Т.А., Мавлютов А.М., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРЕДВАРИТЕЛЬНО СОСТАРЕННОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-0.4Zr	173

Чекан Н.М., Акула И.П., Горельчик А.Н. АЗОТИРОВАНИЕ И НАНЕСЕНИЕ ОСОБО ТВЕРДЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТЬ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ЕДИНОМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ЦИКЛЕ	176
Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М., Бондарева С.А. ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПОПЕРЕЧНОВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ	181
Белявин К.Е., Сосновский И.А., Худoley А.Л. ИЗУЧЕНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ	184
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шуринов Р.В., Дергачева А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И РАЗВИТИЯ ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ <i>IN SITU</i> В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ	186
Минченя В.Т., Савченко А.Л., Рубаник В.В. (мл.) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКА ПРИ ФОРМООБРАЗОВАНИИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ НИТИНОВОЙ ПРОВОЛОКИ	189
Жуков А.С., Барахтин Б.К., Васильева О.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	192
Асланян Н.С., Саркисян С.О. МОДЕЛЬ ТЕРМОУПРУГОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ ПЛАСТИН И БАЛОК СО СТЕСНЕННЫМ ВРАЩЕНИЕМ	195
Саркисян С.О., Хачатрян М.В. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОПОЛЯРНОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ С КРУГОВОЙ ОСЬЮ И МЕТОД КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	198
Огарков Н.Н., Некит В.А., Ярославцев А.В., Звягина Е.Ю., Керимова Л.Ф. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТА «ВКАТАНАЯ ОКАЛИНА»	201
Мурзаев Р.Т., Назаров А.А., Бачурина Д.В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗОК НА ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ В ПОЛЕ НАПРЯЖЕНИЙ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	204
Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А. ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ	207
Хлопков Е.А., Вьюненко Ю.Н., Журбенко П.Н., Затульский Г.З. О ВЛИЯНИИ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ, СВЯЗАННЫЕ С ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ В СПЛАВАХ С ЭПФ	210
Кожушко В.В., Сергиенко В.П., Мышковец В.Н. РЕГИСТРАЦИЯ ЛАЗЕРНОГО УЛЬТРАЗВУКА МАССИВОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ АКУСТИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ	213
Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	216
Пинахин И. А., Черниговский В. А., Брацихин А. А., Ягмуров М. А., Сугаров Х. Р., Мезенева И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВК6, ВК8 И Т5К10, ПРОШЕДШИХ ОБЪЕМНОЕ ИМПУЛЬСНОЕ ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ	219

Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ряшин Н.С., Филиппов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ВОЗДЕЙСТВИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ТРЕКОВ WC-NiCrBSi	222
Фомин В.М., Голышев А.А., Косарев В.Ф., Маликов А.Г., Оришич А.М., Ряшин Н.С., Филиппов А.А. НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ Ti, Ni И WC, B4C С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ И ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ	225
Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛЕЙ	228
Баимова Ю. А. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУР РАЗЛИЧНОЙ РАЗМЕРНОСТИ	231
Смирнов С.В., Смирнова Е.О., Веретенникова И.А., Пестов А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИДНОГО КЛЕЯ ЭТП-2	234
Смирнов С.В., Смирнова Е.О., Веретенникова И.А., Пестов А.В., Осипова В.А., Коновалов Д.А. ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОДЛОЖКИ НА АДГЕЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ОДНОКОМПОНЕНТНОГО ЭПОКСИДНОГО КЛЕЯ ЭТП-2	237
Пенязь М.А., Севрюков О.Н., Иванников А.А., Бачурина Д.М. МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ДИФфуЗИОННОЙ ПАЙКИ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫМИ ПРИПОЯМИ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ	240
Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Валуйская Л.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂	243
Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Анашкина Н.Е. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КАЛЬЦИЙСОДЕРЖАЩИХ МИНЕРАЛОВ	245
Смирнов А.С., Коновалов А.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al-SiC В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ДЕФОРМАЦИЙ	248
Ерёмина Г.М., Смолин А.Ю., Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ САМОРАСШИРЯЮЩИХСЯ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ	251
Зибров И.П., Филоненко В.П. СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НОВЫХ МОДИФИКАЦИЙ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ Ta ₂ O ₅	254
Филоненко В.П., Зибров И.П., Анохин А.А. ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ В КРИСТАЛЛАХ КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА И АЛМАЗА	257
Комаров Ф.Ф., Константинов С.В. ЭФФЕКТЫ НАНОБЛИСТЕРИНГА И ФЛЕКИНГА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ TiAlN	260
Зараковская К.И., Захаров В.Ф. ВЛИЯНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ БЕТОНА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЛИТЕЛЬНОМУ СЖАТИЮ СОСТАВНЫХ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ СТЕРЖНЕЙ С ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРОЙ	263

Веретенникова И.А., Вичужанин Д.И., Смирнов С.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК БИМЕТАЛЛА «СТАЛЬ 08Х18Н9-СТАЛЬ 09Г2С» ПРИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ИСПЫТАНИЯХ	266
Смирнов С. В., Веретенникова И.А., Смирнова Е.О., Коновалов Д.А., Пестов А.В. ОЦЕНКА АДГЕЗИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НЕМОДИФИЦИРОВАННОГО КЛЕЯ ЭД – 20 ПРИ ПОМОЩИ СКРЕТЧ-ТЕСТА	268
Царева И.Н., Бердник О.Б., Кириков С.В., Кривина Л.А., Тарасенко Ю.П. АНАЛИЗ ТЕРМОНАГРУЖЕННЫХ ЗОН РАБОЧИХ ЛОПАТОК ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С РАЗЛИЧНОЙ НАРАБОТКИ	270
Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П., Старенченко С.В., Анчаров А.И. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР В ИСХОДНО МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖАРОПРОЧНОМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂	273
Остропико Е.С., Разов А.И. ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	275
Неклюдов И.М., Соколенко В.И. ИССЛЕДОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ, ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В ХФТИ	278
Соколенко В.И., Карасева Е.В., Мац А.В., Савчук Е.С., Фролов В.А. ЭВОЛЮЦИЯ НАНОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Zr1Nb ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ И ПОЛЗУЧЕСТИ В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 300-700 К	281
Пантелеев К.В., Свистун А.И., Тявловский А.К., Тявловский К.Л., Воробей Р. И., Гусев О. К., Жарин А. Л. НЕПРЕРЫВНЫЙ НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ПРОЦЕССОВ ТРЕНИЯ МЕТОДОМ КЕЛЬВИНА	284
Овчинников Е.В., Чекан Н.М., Эйсымонт Е.И., Акула И.П., Шагойка А.Г. ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМОСТОЙКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ	287
Виноградов А.Ю., Мерсон Д.Л., Мерсон Е.Д. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ	290
Аверкин А.И., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В., Крымов В.М., Николаев В.И. ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga-Co И Cu-Al-Ni	292
Гузилова Л.И., Гращенко А.С., Печников А.И., Николаев В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОКСИДА ГАЛЛИЯ	295
Шубина С.В., Паньков И.Л. РЕЗУЛЬТАТЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ПРИ СЖАТИИ СОЛЯНЫХ ОБРАЗЦОВ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ КОНФИГУРАЦИИ	298
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н. НОВЫЕ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ	300

Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г. ЭВОЛЮЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НИКЕЛЕВЫХ ПОКРЫТИЙ АНИЗОТРОПНОЙ СТРУКТУРОЙ	С	303
Паньков И.Л., Безматерных М.Д. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЖЕСТКОСТИ ИСПЫТАТЕЛЬНОГО ОБОРУДОВАНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПОКАЗАТЕЛИ ГЕОМАТЕРИАЛОВ		306
Степович М.А., Шипко М.Н., Коровушкин В.В., Савченко Е.С., Тихонов А.И., Корнев И.А. МОДИФИКАЦИЯ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАГНИТОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ		309
Пермякова И.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОЛЕЙ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ ЛАЗЕРОМ		312
Иванов А.М., Лукин Е.С. ДЕФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОЙ СТАЛИ		317
Белошапка В. Я., Платков В. Я., Пименов Д. А. ВЛИЯНИЕ ВЯЗКОСТИ НА ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ГИСТЕРЕЗИС В РАЗЛИЧНЫХ МОДЕЛЯХ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ	В	320
Копытков В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ НОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЛЕСНЫХ КУЛЬТУР В БЕЛАРУСИ		321
Решетняк А. А., Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю. КВАНТОВАННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К НАПРЯЖЕНИЮ ТЕЧЕНИЯ И ОБОБЩЕННЫЙ ЗАКОН ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ		324
Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н., Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. ИНИЦИИРОВАНИЕ И <i>IN SITU</i> ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ		328
Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ЭКОНОМНО- ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ		331
Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Кулага Е.И., Ачкасов А.Н., Галаганов О.О. ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ИНИЦИИРОВАННОЙ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ		334
Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. ПЛОСКО-РАДИАЛЬНЫЙ ДИСКРЕТНЫЙ БРИЗЕР В МЕДИ		337
Викторов С.Д., Кочанов А.Н. НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД С ПОЗИЦИЙ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИКИ ТРЕЩИН		340
Крень А.П. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ УДАРНЫМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЕМ		343
Марукович Е.И., Ушеренко Ю.С., Яздани-Черати Джавад Х., Ушеренко С.М. ОБЪЕМНОЕ ДИНАМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛИ В ТВЕРДОМ АГРЕГАТНОМ СОСТОЯНИИ		345
Шпилевский Э.М., Филатов С.А., Шилагарди Г., Тувшинтур П. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ, СОДЕРЖАЩИХ ФУЛЛЕРЕНА C ₆₀		348

Капуткина Л.М., Смарикина И.В., Свяжин А.Г., Киндоп В.Э. СТАБИЛЬНОСТЬ АЗОТИСТЫХ ХРОМОНИКЕЛЬМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЖЕНИЯХ	351
Демидова Е.С., Иванов А.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Андреев В.А., Шеляков А.В. ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ КИНЕТИКА МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi	354
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Николаев В.И., Крымов В.М., Тимашов Р.Б., Савельева А.Ю., Газизуллина А.Р. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ni ₅₅ Fe ₁₈ Ga ₂₇	355
Савельева А.Ю., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Николаев В.И., Крымов В.М. ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ С ОРИЕНТАЦИЕЙ [011] СПЛАВА NiFeGa ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ	356
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Николаев В.И., Тимашов Р.Б., Крымов В.М. СПЛАВ NiFeGa, КАК МАТЕРИАЛ РАБОЧЕГО ТЕЛА ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЯ ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ В РАБОТУ	357
Соин К. А. ОЦЕНКА РАЗМЕРОВ БЕЗОПАСНЫХ ДЕФЕКТОВ В ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ ОСЯХ КОЛЕСНЫХ ПАР, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР	358
Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Майер Г.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Фортунa А.С., Бурлаченко А.Г., Гальченко Н.К. ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИОННОГО ТВЕРДЕНИЯ НА ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЯХ	363
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шуринов Р.В., Дергачева А.В. НОВЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СУБСТРУКТУРНЫХ И ОРИЕНТАЦИОННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ, СОПРОВОЖДАЮЩИХ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ	364
Данюк А.В., Мерсон Д.Л., Ясников И.С., Аглетдинов Э.А., Афанасьев М.А.* , Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, ГЕНЕРИРУЕМОЙ ЭЛЕМЕНТАРНЫМИ МЕХАНИЗМАМИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЁТКОЙ	367
Коржов В.П. КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФОЛЬГАХ, ПОЛУЧЕННЫЕ ТВЕРДОФАЗНЫМ СПОСОБОМ	370
Kustov A. I., Zelenev V. M., Miguel I. A. ANALYSIS OF DEFORMATION PROCESS OF METAL MATERIALS UNDER LOADS OF VARIOUS TYPES BY AMD-METHODS	373
Kustov A. I., Miguel I. A. IDENTIFICATION OF FEATURES OF DEFECTIVE STRUCTURES IN CONDENSED MATTER MATERIALS AND MONITORING OF THEIR BEHAVIOR WITH THE HELP OF ACOUSTIC WAVES	376
Бетехтин В.И., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Sklenicka V. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ИХ ДЛИТЕЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ	379
Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Хабибуллина И.А. ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Ti ₅₀ Ni _{50-x} Cu _x С СОДЕРЖАНИЕМ CU БОЛЕЕ 30 АТ.%	382

Поддубная Н.Н., Лалетин В.М. ЛИНЕЙНЫЙ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУРАХ ЦИРКОНАТ-ТИТАНАТ СВИНЦА – КОБАЛЬТ	385
Muktepavela F., Maniks J., Grigorjeva L., Gorokhova E.I., Eronjko S.B., Oreschenko E.A., Sandulenko A.V. EFFECT OF NANOPOWDERS MORPHOLOGY ON THE ZnO CERAMICS STRUCTURE AND PROPERTIES	387
Исаевич Л.А., Иваницкий Д.М., Ленкевич С.А., Иваницкий С.В. ОСОБЕННОСТИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ИЗОГНУТЫХ НА РЕБРО ПОЛОСОВЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРОКАТКОЙ ЗАГОТОВОК ИЗ ПРУТКА	390
Исаевич Л.А., Сидоренко М.И., Иваницкий Д.М., Крицкий А.Д. ПРОЕКТНЫЙ РАСЧЕТ БАНДАЖИРОВАННОГО ВАЛКА ДЛЯ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ	393
Пульнев С.А., Прядко А.И., Николаев В.И. ДВИГАТЕЛИ И ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu-Al-Ni	396
Табачкова Н. Ю., Милович Ф. О., Числов А. С., Курицына И. Е., Ломонова Е. Е., Мызина В. А., Борик М. А., Кулебякин А. В., Войцицкий В. П. СТРУКТУРА И ТРАНСПОРТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТВЕРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ	398
Белявин К.Е., Минько Д.В., Пономарев Т.С., Угурчиев У.Х., Столяров В.В. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ	401
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е., Хворов А.А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	404
Макаров С.В., Плотников В.А. ОСЦИЛЛЯЦИИ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУР	407
Сараев Ю.Н., Лунев А.Г., Гладковский С.В., Голиков Н.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЛГОРИТМОВ УПРАВЛЕНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ПАРАМЕТРАМИ АДАПТИВНОЙ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	410
Папиров И.И., Николаенко А.А., Тузов Ю.В. ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ В БЕРИЛЛИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА	413
Бледнова Ж.М., Русинов П.О. ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	414
Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В., Соколовская Э.А. ВОСПРОИЗВОДИМОСТЬ РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ИЗМЕРЕНИЯХ СТРУКТУР РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	417
Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. МЕХАНИЗМ АНОМАЛЬНОЙ СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ СТАРЕНИЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	421
Румянцев Б.В. МЕХАНИЗМ ПРОЯВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУЕЙ	424

Березовская В.В., Маслова О.В., Овчинников В.В. ЭФФЕКТ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 03Н18К3М3Т ПРИ ЗАМЕДЛЕННОМ РАЗРУШЕНИИ	426
Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. ПРОЧНОСТЬ, ВЯЗКОСТЬ И СВАРИВАЕМОСТЬ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ	430
Данилов В.А., Мерсон Е.Д., Мерсон Д. Л., Виноградов А. Ю. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНФОКАЛЬНОЙ ЛАЗЕРНОЙ СКЕНИРУЮЩЕЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ФРАКТОГРАФИИ	433
Лапуть О.А., Васенина И.В., Файт А.О., Курзина И.А. ВЛИЯНИЕ ИОНОВ СЕРЕБРА НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ФИЗИКО- ХИМИЧЕСКИЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИЛАКТИДА И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ	436
Столяров В.В., Мисоченко А.А., Угурчиев У.Х., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ И УЛЬТРАЗВУКОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	439
Казанцев А.Г., Петров О.М. ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАСКРЫТИЕ ТРЕЩИН В ТРУБОПРОВОДЕ ДУ350 ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	442
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА Fe-Si МАТЕРИАЛОВ	445
Валуйская Л. А., Старенченко В. А., Соловьева Ю. В., Липатникова Я. Д., Валуйская К. Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	448
Рогачев С.О., Никулин С.А., Козлов Д.А., Сундеев Р.В. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА БРОНЗА+НИОБИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	451
Рогачев С.О., Сундеев Р.В., Халидова Д.В. СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ ГИБРИДНОГО МАТЕРИАЛА СТАЛЬ/МЕДЬ/СТАЛЬ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	453
Краснов М.Л., Некит В.А., Платов С.И., Урцев Н.В., Керимова Л.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ТРУБНОЙ СТАЛИ	454
Эгамов М.Х. МОДИФИКАЦИЯ ПОЛИМЕРНО-ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУКАМИ	457
Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл., Касаткин И.В., Убийвовк Е.В., Шеляков А.В. СТРУКТУРНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi, ИНИЦИИРОВАННАЯ МЕХАНИЧЕСКИМИ ВИБРАЦИЯМИ	460
Тучков Р.В., Тучков П.В., Щемелинин А.В., Анисимов И.И. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВИБРАЦИОННЫХ НАГРУЗОК	461
Загородников Р.А., Анисимов И.И., Щемелинин А.В. РАЗРАБОТКА СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО НАПОЛНЕННОГО ПОЛИМЕРНОГО МАТЕРИАЛА	464

Гриншпон А.С., Васенина Е.М., Седышев А.И., Павлова Н.В., Метлицкая М.К. ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРОЕНИЯ НЛЗ ИЗ СТАЛИ 65ГФ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦЕЛЬНОКАТАНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС	467
Романенко В.П., Севастьянов А.А., Фомин А.В., Севастьянов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ В СТАНЕ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЁС НА УРОВЕНЬ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	469
Кудря А.В., Соколовская Э.А. ПРИМЕНЕНИЕ ЦИФРОВЫХ МЕТОДОВ ПРИ ОПИСАНИИ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ	472
Нго Нгок Ха, Кайкибаева А.С., Соколовская Э.А., Кудря А.В. МАСШТАБЫ НЕОДНОРОДНОСТИ РАЗНОРОДНЫХ СТРУКТУР В КРУПНЫХ ПОКОВКАХ ИЗ УЛУЧШАЕМОЙ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	474
Мельниченко А.С., Ахмедова Т.Ш., Соколовская Э.А., Кудря А.В. ПРОГНОЗ РИСКА РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ В УПРОЧНЯЮЩИХ НАПЛАВКАХ ПО МОРФОЛОГИИ ИХ СТРУКТУРЫ	477
Боричевский В.Р., Борик М.А., Кулебякин А.В., Ломонова Е.Е., Мызина В.А., Милович Ф.О., Табачкова Н.Ю. МАТЕРИАЛЛЫ НА ОСНОВЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ. АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА	480
Вьюненко Ю.Н., Белоусов Н.Н. ОБРАТИМАЯ ПАМЯТЬ ФОРМЫ В КОЛЬЦЕВЫХ КОНСТРУКЦИЯХ	482
Страумал А.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б. ПСЕВДОНЕПОЛНОЕ СМАЧИВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	485
Хапов А.С., Поротников Л.К., Киселёв В.Г., Чеканов С.В. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФАКТОРОВ ВЛИЯЮЩИХ НА СОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА	488
Ильичев М.В., Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	491
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В., Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. РЕАЛИЗАЦИЯ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМ И ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	493
Шут В.Н., Сырцов С.Р., Лалетин В.М., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В., Петлицкий А.Н. СТРУКТУРА И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЬ – ЦИНКОВОГО ФЕРРИТА	494
Шут В.Н., Лалетин В.М., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л., Медведева Ю.В. ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СО СВЯЗНОСТЬЮ 3-(3-0)	497
Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Янченко В.В., Акулёнок О.М. ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКОВ ОКСИДА МЕДИ СОНОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ И ИССЛЕДОВАНИЯ ИХ СВОЙСТВ	500
Толстихина А.Л., Гайнутдинов Р.В., Белугина Н.В., Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. АТОМНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ КРИСТАЛЛОВ ТРИГЛИЦИНСУЛЬФАТА С ПРОФИЛЬНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ХРОМА	503

Шут В.Н., Трубловский В.Л., Бобров В.П., Медведева Ю.В., Ильющенко Д.А. ВЛИЯНИЕ СТЕХИОМЕТРИИ НА СТРУКТУРУ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ $BaTiO_3$, ЛЕГИРОВАННОЙ ЛАНТАНОМ	506
Платов С.И., Некит В.А., Огарков Н.Н., Ярославцев А.В., Керимова Л.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТРЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ КАТАНКИ	510
Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И. ПЕРСПЕКТИВЫ ОПТИЧЕСКОГО МОНИТОРИНГА ТВЕРДЫХ ТЕЛ	514
Гребеньщиков А.С., Волкова Н.П., Волков А.В., Ледер М.О., Калиенко М.С. ОБРАТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ ОТ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ. ПРИЧИНЫ И СПОСОБЫ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ СРЕЗУ	517
Орехов К.А., Павилайнен Г.В. ПЛАСТИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПИЯ ПРИ ИЗГИБЕ БАЛОК, ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	519
Ситдигов О.Ш., Автократова Е.В., Ильясов Р.Р., Латыпова О.Э., Маркушев М.В. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ	521
Кулак М.М., Хина Б.Б., Самолётов В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ АЛЮМИНИЯ ИЗ ОКСИДОВ МЕТОДОМ ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА	527
Горнакова А.С., Цой К.В., Головин Ю.И., Тюрин А.И., Некрасов А.Н. МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА ВТ6, ОТОЖЖЕННОГО В ОБЛАСТИ, ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ	530
Пряхин С.С. ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОЕМКОСТИ НИТИНОЛА ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ	533
Куц О.А., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В., Пилюгин В.П., Анчаров А.И. РЕНТГЕНОДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni_3Al С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	536
Мееровская О.А., Маерович К.В., Скуратович Е.Н. АКТУАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ МЕЖДУНАРОДНОГО СОТРУДНИЧЕСТВА В СФЕРЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ	539
Джежора А. А., Завацкий Ю.А., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. ЭЛЕКТРОЕМКОСТНЫЕ СЕНСОРЫ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПОЛИМЕРОВ	542
Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ИЗМЕНЕНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА КОМПОНЕНТОВ ТЕРМОПАРНОГО КАБЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗГОТОВЛЕНИЯ	544
Мосин А.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ДОВОДКА ВОЛОЧИЛЬНОГО ИНСТРУМЕНТА	547
Подболотов К.Б., Волочко А.Т., Рубаник В.В., Самолетов В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ БРОНЕКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КОРУНДА, МОДИФИЦИРОВАННОГО ДОБАВКАМИ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СОСТАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИМ СИНТЕЗОМ	550
Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Шилин А.Д., Белоус Н.Х., Родцевич С. П., Шилина М.В. ВЛИЯНИЕ УЗ - ОБРАБОТКИ СУСПЕНЗИЙ ШУНГИТА НА СВОЙСТВА ПОРТЛАНДЦЕМЕНТНЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БЕТОНОВ	553

Chang Kyu Rhee, Rubanik V., Rubanik V. jr. COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING COATINGS BASED ON ALUMINUM WITH BORON CARBIDE ADDITION	556
Луцко В.Ф., Рубаник В.В., Казьмин А.А., Кимстач О.В. ОСОБЕННОСТИ ПРОЕКТИРОВАНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ СИСТЕМ РЕЗА ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА АВТОМАБИЛЬНЫХ ШИН	558
Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Луцко В.Ф., Багрец Д.А., Столяров В.В., Мисоченко А.А., Угурчиев У.Х. ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ И УЛЬТРАЗВУКОМ	561
Багрец Д.А., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Дородейко В.Г. ОСОБЕННОСТИ ЗАДАНИЯ ФОРМЫ ТИП СПЛАВАМ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ ОСАЖДЕНИИ ПОКРЫТИЙ	564
Рубаник В.В., Минченя В.Т., Рубаник В.В. мл. ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НИТИНОЛА	567
Пронько Е.В., Минченя В.Т., Рубаник В.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В СИСТЕМЕ СТЕНТ-ГРАФТА ДЛЯ ЛЕЧЕНИЯ АНЕВРИЗМЫ АОРТЫ	569
АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ	570
АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ	572
СОДЕРЖАНИЕ	577

Научное издание

60-я

**МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ
КОНФЕРЕНЦИЯ**

«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

Материалы конференции

14–18 мая 2018 года

Оформление и компьютерная верстка Дубровской Т.С., Какойченко С.Ю.

Подписано к печати 20.04.18. Формат 60x90^{1/8}. Усл. печ. листов 74.5.
Уч.-изд. листов 55.9. Тираж 200 экз. Заказ № 121.

Выпущено редакционно-издательским отделом
Витебского государственного технологического университета
210038, г. Витебск, Московский пр-т, 72.
Отпечатано на ризографе учреждения образования
«Витебский государственный технологический университет».
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 1/172 от 12 февраля 2014 г.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 3/1497 от 30 мая 2017 г.



Национальная академия наук
Беларуси



Институт технической акустики НАН Беларуси

ПЕРЕНОСНОЙ АППАРАТ ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКИ ПОЛИМЕРОВ

Машиностроение
Агропромышленный комплекс
Легкая промышленность



ПРЕДНАЗНАЧЕН ДЛЯ:

- ультразвуковой сварки деталей из полимеров, в том числе крупногабаритных;
- сварки деталей, расположенных в труднодоступных местах;
- заклепывания и точечной спайки;
- спайки полимерной ленты в конвейерных системах

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- высокая скорость сварки;
- легкость и транспортабельность аппарата;
- экологическая безопасность

УЛЬТРАЗВУКОВОЙ АППАРАТ ДЛЯ ОБРАБОТКИ ЖИДКИХ СРЕД

НАЗНАЧЕНИЕ:

- диспергирование;
- эмульгирование;
- растворение;
- гомогенизация;
- пропитка

ОБЛАСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ:

Фармацевтика
Косметическое производство
Пищевая промышленность
Винодельческое производство
Химическая промышленность



УЛЬТРАЗВУКОВАЯ РЕЗКА

НАЗНАЧЕНИЕ:

- резка полотна автомобильных шин,
полимерных и других материалов



НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: <http://www.itanas.by>



**Национальная академия наук
Беларуси**



Институт технической акустики НАН Беларуси

ОБОРУДОВАНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОПРЕССОВКИ РЕЗИНОТЕХНИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Легкая промышленность

ПРЕДНАЗНАЧЕНО ДЛЯ:

угонения и предохранения от распускания (расслоения)
среза обувной резинки после ее нарезки.



ПРЕИМУЩЕСТВА:

- повышение производительности процесса опрессовки в 2-3 раза;
- снижение энергозатрат в 8-10 раз;
- исключение прилипания материала к поверхности инструмента;
- равномерное оплавление по периметру и толщине обувной резинки;
- экологическая безопасность



УСТАНОВКА ДЛЯ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ТИСНЕНИЯ



ПРЕДНАЗНАЧЕНА ДЛЯ:

ультразвукового тиснения по коже, тканым и нетканым материалам: искусственная кожа, текстильные ткани, содержащие не менее 50% синтетических волокон, и другим термопластичным полимерным материалам.

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- оперативность;
- не требуется предварительного разогрева клише;
- запуск и остановка ультразвукового пресса в любое время;
- экономия электроэнергии до 90% по сравнению с обычными установками



Брендирование сувенирной продукции:

ежедневники, еженедельники,
телефонные книги, визитницы,
портмоне и другие изделия из кожи и кожзама.
Тиснение узоров, логотипов,
аббревиатур на элементах одежды, обуви.

НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: <http://www.itanas.by>



Национальная академия наук
Беларуси



Институт технической акустики НАН Беларуси

СТАНОК ДОВОДКИ ВОЛОК

Кабельное и метизное производство

Станок предназначен для алмазно-абразивной доводки волок из сверхтвердых материалов: природный и синтетический алмаз, твердые сплавы.



Доводка производится притиром – проволокой или жгутом с подачей в зону обработки абразивной суспензии.

Широкий диапазон обрабатываемых диаметров от 0,05 мм до 8,0 мм достигается путем использования сменных механизмов зажима и натяжения притира.

Станок может быть укомплектован реле времени типа ВС-33, 0,2-60 мин.

ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ РЕМОНТА ЛАЗЕРНЫХ ДАЛЬНОМЕРОВ

Авиаремонтные предприятия

Назначение: герметичная установка (замена) активного элемента и лампы накачки в лазерные дальномеры.

ПРЕИМУЩЕСТВА:

- процесс полностью автоматизирован;
- время запрессовки – 30 мин



НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: <http://www.itanas.by>



**Национальная академия наук
Беларуси**



Институт технической акустики НАН Беларуси

АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА УЧЕТА ДВИЖЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СЧЕТЧИКОВ (АСУДЭС)

Топливо-энергетический комплекс

АСУДЭС предназначена для учета счетчиков и ведения документооборота по современным стандартам. Обеспечивает высокую достоверность данных и сведение «человеческого фактора» к минимуму, повышает производительность труда, создает информационную базу для использования технологии штрих-кодирования в автоматизации прочих сфер деятельности предприятия.

ОБЕСПЕЧИВАЕТ:

- распознавание технологически значимой информации в производственном цикле прибора учета;
- создание и распознавание штрих-кодовой информации;
- отображение производственного движения счетчика в базе данных;
- отображение и печать отчетной и сопроводительной документации в производственном цикле прибора учета



Система может быть легко адаптирована для контроля за приборами учета в таких отраслях экономики, как жилищно-коммунальное хозяйство, транспорт и др.

Автоматизированное рабочее место работника цеха, осуществляющего съем показаний приборов учета с помощью системы «Техническое зрение».

КОМПЛЕКС ДЛЯ КОММЕРЧЕСКОГО УЧЕТА НЕФТЕПРОДУКТОВ В ВЕРТИКАЛЬНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ РЕЗЕРВУАРАХ

Химическая и нефтегазовая промышленность

ОБЕСПЕЧИВАЕТ:

- непрерывный контроль массы мазута в резервуаре;
- определение расхода мазута при сжигании или отпуске;
- измерение температуры мазута;
- определение массы «мертвого остатка» мазута;
- определение уровня;



- длительное хранение и математическую обработку результатов измерения (ведения статистического учета);
- сигнализацию по уставкам;
- передачу данных на ПЭВМ и на сервер данных SQL;
- коммутацию силовых цепей по внутренним и внешним командам

НАШИ КОНТАКТЫ

пр-т Генерала Людникова, 13, 210009, г. Витебск, Республика Беларусь
Тел./факс: +375 (212) 24 04 56
Эл. почта: info@itanas.by, ita@vitebsk.by, сайт: http://www.itanas.by