53 Международная научная конференция

«Актуальные проблемы прочности»

2–5 октября 2012 года
Витебск, Беларусь

Сборник материалов

Часть 1

Витебск, 2012

Симург МГТ

ГРАНТ РФФИ

Национальная академия наук Беларуси
Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов
Министерство образования Республики Беларусь
Государственный комитет по науке и технологиям
Республики Беларусь
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Белорусский республиканский фонд фундаментальных исследований
Витебский областной исполнительный комитет
УО «Витебский государственный технологический университет»
ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»

53
Международная научная конференция

«Актуальные проблемы прочности»

2-5 октября 2012 года
Витебск, Беларусь

МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Часть 1

Витебск, Беларусь
2012

УДК 539.4
ББК
П-99

53 Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности». 2–5 октября 2012 года. Витебск, Беларусь: сборник материалов. Ч.1. /УО «ВГТУ» – Витебск, 2012 – 256 с.

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

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

ISBN 978-985-481-276-2

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

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОГО КЛАССА ТЕРМОСТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ – МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э.П.,

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины
Киев, Украина, gvf@ipms.kiev.ua

На примере изготовленных литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов (ВЭСы) с объемной нанокристаллической структурой продемонстрирован положительный результат термодинамического подхода в решении проблемы создания новых термически стабильных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками при высоких температурах.

В шихтовых составах сплавов в эквиатомном соотношении содержались от 5 до 10 элементов (энтропия смешения находилась в пределах $S_{смеш}$ = 13,3–19,1 Дж/моль·К); сплавы получены путем охлаждения расплавов со скоростью 100–200 ^{o}C/сек; изучено влияние их фазового состава и структуры в различных сочетаниях на механические свойства при T = 20–1100 ^{o}C.

В одно- и двухфазных сплавах такие известные факторы упрочнения в ВЭСах как композиционный на уровне кристаллической решетки и структурный в виде объемного нанокристаллического состояния рассмотрены с привлечением тугоплавких металлов Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W. Кроме того, эти эффекты твердорастворного и наноструктурного упрочнения сплавов рассмотрены в сочетании с упрочнением многокомпонентными интерметаллидными фазами: фаза Лавеса c14 (типа $MgZn_2$, AlCrTi), σ-фаза (типа VFe, CrFe, MoFe), μ-фаза (типа Fe_3Mo_2, Fe_7W_6).

Установлены следующие закономерности и особенности упрочнения изученных ВЭСов.

Однофазные ВЭСы (с ОЦК- или ГЦК-фазой) представляют собой твердые растворы замещения всех элементов, содержащихся в шихтовом составе. Двухфазные ВЭСы состоят или из двух твердых растворов замещения (ОЦК+ГЦК-фазы) или одного из них в сочетании с интерметаллидной фазой (c14, σ, μ). При этом в каждой из этих фаз присутствуют все элементы шихтового состава, но в разных соотношениях; в результате интерметаллидная фаза, приобретая определенный тип, является многокомпонентной.

Таблица 1. Термическая стабильность механических свойств литых ВЭСов. Влияние режима отжига на характеристики автоматического индентирования при комнатной температуре. Верхние значения характеристик – до отжига, нижние – после отжига.

СПЛАВ состав шихтовой	Режим отжига	$T/T_{сол}$	H_{IT}, ГПа	E^*, ГПа	ε_{es}, %	σ_{es} ГПа
Al–Ti–V–Nb–Cr–Mo	1200 ^{o}C 10 час.	0,82	8,1 6,0	161 134	1,5 1,4	2,5 1,9
Ti–Zr–V–Nb–Re	1580 ^{o}C 3 часа	0,74	11,0 9,0	164 170	2,1 1,6	3,4 2,7
Ti35–Zr15–Co30–Ni5–Cu8–Ga2–Si2 (TK35)	1000 ^{o}C 2 часа	0,80	10,5 9,5	130 110	2,5 2,6	3,3 2,8

В однофазных сплавах важным фактором, ответственным за эффект твердорастворного упрочнения и обеспечивающем повышенную термическую устойчивость фазового состава и структурного состояния, а значит, и характеристик механических свойств, является большое количество элементов. Оно обеспечивает высокое значение энтропии сме-

шения ($S_{смеш}$ = 8,314·ln(n)). Например, при содержании в сплаве 8–10 элементов в эквиатомном соотношении его энтропия смешения находится в пределах $S_{смеш}$ = 17,4–19,1 Дж/моль·К. В свою очередь, это может быть результатом пониженной диффузионной подвижности элементов в напряженной кристаллической решетке такого сплава.

Таблица 2. Прочность и деформация литых ВЭСов при одноосном сжатии

СПЛАВ состав шихтовой	Состав фазовый, % масс	Сжатие $\sigma_{0,2}$, ГПа		Сжатие $\varepsilon_{общ}$, %		$T/T_{сол}$
		20°С	750°С	20°С	750°С	
Ti35–Zr15–Co30–Ni5–Cu8–Ga2–Si2 (ТК35)	ОЦК1–46; ОЦК2–48;Ti_5Si_3–6	2,48	1,34	0	25	0,64
Ti–Zr–V–Nb–Ta–Mo	ОЦК–87; с14–13	1,70	0,91	11	50	0,60
Fe–Co–Ni–Cu–Nb–Cr	ГЦК–39; с14–61	1,26	-	0,58	-	0,74
Fe–Co–Ni–Cu–Cr–Ta	ГЦК–41; с14–59	1,39	-	1,53	-	0,75
Fe–Co–Ni–V–Mo	ОЦК–15; σ – 85	-	1,62	-	0,42	0,66
Fe–Co–Ni–Cr–Mo	ГЦК –30; σ – 70	1,94	1,22	0,34	41	0,64
Fe–Co–Ni–Cr–V	ГЦК –54; σ – 46	1,15	0,61	32	50	0,67
Fe–Co–Ni–Cu–Cr–V	ГЦК –69; σ – 31	1,04	-	5,39	-	0,71
Fe–Co–Ni–Mo–W	ОЦК –44; μ – 56	1,73	1,08	0,1	6,0	0,63
Fe–Co–Ni–Cr–Mo–W	ОЦК – 45; ГЦК– 15; μ – 40	1,73	1,10	1,52	1,75	0,63
Fe–Co–Ni–Cr–W	ОЦК – 74; ГЦК – 9; μ – 17	0,97	0,73	14,2	50	0,61

Наличие тугоплавких металлов IV, V и VI групп Периодической системы элементов (Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W) в ВЭСах обеспечивает дополнительное повышение прочностных характеристик в интервале температур 20-900 °С за счет твердорастворного упрочнения (искажение кристаллической решетки ОЦК- и ГЦК-фаз), наноструктурного (нанокристаллического) состояния междендритного объема, а также за счет образования многокомпонентных интерметаллидных фаз.

Составы сплавов:

1 – Al–Ti–V–Nb–Cr–Mo
2 – Ti–Zr–V–Nb–Ta
6 – Ti35–Zr15–Co30–Ni5–Cu8–Ga2–Si2
8 – Ta–Al–Ti–V–Cr–Zr–Nb–Mo–Sn–Re
12 – Fe–Co–Ni–Cu–Nb–Cr
14 – Fe–Co–Ni–V–Mo
17 – Fe–Co–Ni–Cu–Cr–V
18 – Fe–Co–Ni–Mo–W
20 – Fe–Co–Ni–Cr–W

Рис. Температурные зависимости твердости ВЭСов.

Присутствие тугоплавких металлов в ВЭСах приводит к следующим эффектам. Повышается термическая стабильность характеристик прочности и упругих свойств: при отжигах до (0,7–0,8)$T_{сол.}$ в течение нескольких часов у них не изменяется фазовый состав и практически сохраняется структурное состояние. Повышается твердость – как кратковременная в интервале температур 20–900 ^{o}C (при 900°C твердость может находиться на уровне 6 ГПа), так и длительной при 700 и 900 ^{o}C (ее снижение практически прекращается после 10 минут выдержки под нагрузкой). При высоких температурах ползучесть хотя и проявляется, однако протекает с очень малой скоростью. Значительно повышается предел текучести при одноосном сжатии; при этом повышенные значения прочности ВЭСов сохраняются при высоких значениях гомологической температуры по отношению к их температурам солидуса – до (0,6–0,75) $T_{сол.}$.

Важным фактором в достижении повышенных значений прочности при низких и высоких температурах является не только наличие тугоплавких металлов, но и количество интерметаллидной фазы – ее содержание в ВЭСе свыше 50 масс. % приводит к значительному увеличению твердости H_{IT}, модуля упругости E^* и предела текучести $\sigma_{0,2}$, однако одновременно и к снижению деформации ε.

Тем не менее, при определенных соотношениях элементов, обеспечивающих образование определенных фаз и их количественного соотношения, получены удовлетворительные сочетания технологичности (низкотемпературной пластичности) с повышенными значениями высокотемпературной прочности. Наиболее благоприятное сочетание прочности ($\sigma_{0,2}$ = 1,0–1,7 ГПа) и пластичности ($\varepsilon_{общ}$ = 5–14 % – обеспечивается технологичность) при комнатной температуре имеют ВЭСы с преобладающим содержанием твердорастворной фазы замещения с ОЦК или ГЦК кристаллической решеткой.

Список литературы

1. Ranganathan S. Alloyed pleasures: Multimetallic cocktails // Current Science. – 2003. – 85, No. 7. – P. 1404-1406.
2. Yeh J. W., Chen Y. L., Lin S. J. and Chen S. K. High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation // Materials Science Forum. – 2007. – 560. – P. 1-9.
3. Zhang Y. and Zhou Y. J. Solid Solution Formation Criteria for High Entropy Alloys // Materials Science Forum. – 2007. – 561-565. – P. 1337-1339.
4. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э. П., Даниленко Н. И., Карпец М. В. Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах // Современные проблемы физического материаловедения. – 2008. – Вып. 17. – С. 126-139.
5. Senkov O.N., Wilks G.B., Miracle D.B., Chuang C.P., Liaw P.K. Refractory high-entropy alloys // Intermetallics. – 2010. – 18. – P. 1758-1765.
6. Senkov O.N., Scott J.M., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C.F. Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy // Journal of Alloys and Compounds. – 2011. - 509, No. 20. – P. 6043-6048.
7. Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П., Карпец М.В., Самелюк А.В., Пономарев С.С., Ковыляев В.А. Распределение элементов в ОЦК-фазе и механические свойства литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов // Современные металлические материалы и технологии: труды международной научно-технической конференции. – СПб.: Изд-во Политех. Ун-та. – 2011. - С. 407-408.
8. Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П., Мамека Н. А. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования // Материаловедение. М: Изд-во «Наука и Технологии». – 2007. – № 11. – С. 26-31.

ИОННО-ЛУЧЕВАЯ ОБРАБОТКА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т, 50Х21Г9Н4

Белый А.В.[(1)], Кукареко В.А.[(2)], Таран И.И.[(1)], Карпович А.Н.[(1)]

[(1)]*Физико-технический институт НАН Беларуси НАН Беларуси, г. Минск,*
[(2)]*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск,*
vmo@tut.by

Исследование проводилось на аустенитных сталях 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и 50Х21Г9Н4. В исходном состоянии стали имели ГЦК решетку с параметрами a = 0,3593, 0,3598 и 0,3605 нм и твердостью HV = 2100, 2400 и 3500 МПа, соответственно. Для модификации использовались ионы азота. Ионная имплантация проводилась в течение 2 часов при энергии ионов 2–3 кэВ и плотности тока 2 мА/см^2, что обеспечивало суммарную дозу легирования около 3×10^{19} ион·см$^{-2}$. Температура образцов в процессе обработки составляла 620–870 К. Триботехнические испытания проводились в режиме трения без смазочного материала по схеме возвратно-поступательного движения при скорости 0,1 м/сек. Номинальное давление составляло 1 МПа. В качестве контртела использовалась закаленная сталь У8.

Облучение сталей приводит к формированию модифицированных поверхностных слоев с толщиной от 3–5 мкм при 670 К до 25–40 мкм при 820–870 К. На рис. 1 приведены микрофотографии структуры имплантированной стали 50Х21Г9Н4. Микротвердость поверхностных слоев выходит на уровень максимальных значений после обработки при 720–820 К и составляет $H_{0,98}$ = 12000–13000 МПа для сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и $H_{0,98}$ = 13000–14000 МПа – для стали 50Х21Г9Н4. После обработки при 870 К микротвердость снижается, соответственно, до 10000 и 11000 МПа.

Рис. 1. Микроструктура стали 50Х21Г9Н4, подвергнутой ионно-лучевому азотированию по различным режимам
а – температура 720 К, время 2 ч; *б* – температура 770 К, время 2 ч

В результате обработки при 670 К в модифицированном слое формируется фаза γ'_N с гексагонально искаженной ГКЦ кристаллической решеткой, переходящая в глубине слоя в азотистый аустенит. Обработка при 720–770 К приводит к образованию наноразмерных частиц α-фазы с ОЦК кристаллической решеткой и кубического нитрида хрома CrN. После обработки при 820 и 870 К в поверхностном слое регистрируется присутствие частиц CrN, а также γ-фазы (аустенита) и α-фазы. При этом размер частиц CrN и содержание аустенита в слоев поверхностном слое увеличиваются.

На рисунках 2–4 приведены зависимости массового износа ΔQ обработанных ионами азота по различным режимам образцов сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и 50Х21Г9Н4. В процессе фрикционного взаимодействия в поверхностных слоях материалов развивается интенсивная пластическая деформация, сопровождающаяся повышением температуры, окислением и адгезионным схватыванием поверхностей. Для неимплантированных сталей интенсивность изнашивания достигает 4–5 г/м^3 для стали 12Х18Н10Т, 0,5–0,7 г/м^3 – для стали 10Х17Н13М2Т и 1,0–1,7 г/м^3 – для стали 50Х21Г9Н4. Коэффициент трения составлял 0,6–0,7. Сравнительно низкая интенсивность изнашивания сталей 10Х17Н13М2Т и 50Х21Г9Н4 обусловлена более высоким уровнем легирования и их более высокой твердостью.

Ионно–лучевая обработка сталей при 620–670 К, приводящая к формированию модифицированных слоев толщиной 3–6 мкм, не обеспечивает существенного возрастания износостойкости. Причиной интенсивного разрушения упрочненных слоев малой толщины сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т их низкая несущая способность, а также низкая твердость подложки, что приводит к пластической деформации основы при трении.

Несоответствие деформаций подложки и твердого слоя вызывает образование в слое микротрещин, их распространение в глубинные слои и разрушение модифицированного слоя [1]. В случае стали 50Х21Г9Н4 повышенная твердость основы обеспечивает сравнительно высокую износостойкость имплантированного при 670 К слоя. При ионной обработке с температурой 720 - 820 К и возрастании толщины модифицированного слоя, износостойкости поверхности увеличивается и достигает 0,02-0,04 г/м^3. При этом поверхность трения выглаживается и приобретает характерный зеркальный блеск, а коэффициента трения возрастает до 0,9-1,1.

Рис. 2. Зависимость величины массового износа ΔQ от пути трения L для стали 12Х18Н10Т**:** 1 – исходное состояние; 2 – обработка при 620 К; 3 – 670 К; 4 – 690 К; 5 – 720 К; 6 – 770 К

Рис. 3. Зависимость величины массового износа Δ*Q* от пути трения *L* для стали 10Х17Н13М2Т**:** 1 – исходное состояние; 2 – обработка при 620 К; 3 – 670 К; 4 – 690 К; 5 – 720 К; 6 – 740 К; 7 – 770 К; 8 – 820 К; 9 – 870 К

Рис. 4. Зависимость величины массового износа Δ*Q* от пути трения *L* для стали 50Х21Г9Н4: 1 – исходное состояние; 2 – обработка при 670 К; 3 – 720 К; 4 – при 740 К; 5 – при 770 К; 6 – при 820 К; 7 – 870 К

Увеличение температуры обработки стали 50Х21Г9Н4 до 870 К приводит к росту интенсивности изнашивания, что связано с возрастанием содержания γ-фазы в поверхностном слое.

Заключение. Проведено исследование структурного состояния, микротвердости и триботехнических свойств поверхностных слоев аустенитных сталей 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т и 50Х21Г9Н4 после ионно-лучевого азотирования. Показано, что обработка увеличивает износостойкости сталей до тысячи раз. Максимальная износостойкость регистрируется после обработки при 740-770 К. Дальнейшее увеличение температуры обработки приводит к возрастанию интенсивности изнашивания вследствие образования в модифицированном слое аустенитной γ-фазы.

Список литературы

1. Белый А.В., Кукареко В.А., Патеюк А. Триботехнические свойства интерметаллического сплава Fe_3Al, обработанного интенсивными потоками ионов азота // Трение и износ. – 2007. №6. - С. 575-581

ВЛИЯНИЯЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И НАНОПОРИСТОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Амосова О.В.

ФГБУН Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Изучено влияние отжига, отжига в поле механических сил и гидростатического давления на модуль упругости (E), прочность на разрыв (σ), индукцию насыщения (B_m) и остаточную индукцию (B_r), а также на врожденную нанопористость (размеры пор 10–100 нм) аморфных сплавов $Co_{59}Fe_5Si_{11}Ni_{10}B_{15}$; $Fe_{61}Co_{20}Si_{15}B_{14}$; $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$, полученных при сверхбыстрой закалке в виде лент толщиной 20–40 мкм.

Аморфные ленты отжигались при 240°С в течение 5,5 ч в свободном состоянии, или под растягивающей нагрузкой, составляющей 0,8 от разрывной при 240°С. Аморфное состояние сплавов после отжига с нагрузкой или без неё контролировалось дифракцией рентгеновских лучей в больших углах. Часть сплавов обрабатывалась гидростатическим давлением 10 кбар в течение 10 минут.

Контроль нанопористости и её изменение при термомеханических обработках осуществлялся методом малоуглового рентгеновского рассеяния и прецизионного измерения плотности; методика измерений рассмотрено в [1,2].

Прочность определялась при растяжении образцов с постоянной скоростью нагружения 25 МПа·сек$^{-1}$ при 18°С. Измерение Е проводилось электростатическим методом на изгибных колебаниях на специальной установке [3]. Магнитные характеристики определялись путем регистрации петли гистерезиса.

В результате проведенных исследований установлено, что для всех изученных сплавов отжиг ведет к увеличению E и σ; этот эффект возрастал при отжиге под нагрузкой. К примеру, для одного из сплавов, значения E и σ в исходном состоянии, после отжига, и после отжига под нагрузкой составили, соответственно, 96, 111, 120 ГПа (E) и 1460, 1650, 1780 МПа (σ). В отличие от отжига, наложение гидростатического давления привело к небольшому снижению E; а эффект роста прочности был менее существенным, чем после отжига. Соответствующие значения E и σ для приведенного выше сплава составили после обработки давлением 93 ГПа и 1540 МПа.

Исследования показали, что отжиг, и особенно отжиг под нагрузкой, ведет к увеличению максимальной индукции B_m и падению остаточной индукции B_r. Ранее, аналогичный эффект был обнаружен при воздействии на аморфные сплавы гидростатического давления [4].

Изучение методом малоуглового рентгеновского рассеяния и измерения плотности нанопористости аморфных сплавов выявило залечивающее влияние отжига и давления на объем нанопор, при этом максимальное уменьшение нанопористости имело место при отжиге под нагрузкой.

Проведенный анализ позволил сделать вывод, что особенности влияния отжига и давления на E и σ обусловлены различным механизмом залечивания нанопор при отжиге (вязкое течение) и давлении (локализованный сдвиг). В силу этого, в частности, изменение формы пор под действием отжига и давления существенно отличается, что и сказывается, очевидно, на свойствах аморфных сплавов. Микроскопические исследования и их теоретический анализ с позиций нелинейной теории упругости позволили выявить указанные выше особенности влияния давления на форму пор [5].

Обсуждается механизм влияния нанопористости на физико-механические свойства аморфных сплавов. Измерения E проводились Ю.А.Буренковым

1. В.И.Бетехтин, А.М.Глезер, А.Г.Кадомцев ФТТ т.40, №1, 85 (1998)
2. В.И.Бетехтин, А.Г.Кадомцев, О.В.Амосова Изв. РАН, сер. Физ.т.67, №6, 812 (2003)
3. Ю.А.Буренков, С.П.Никаноров, А.В.Степанов Изв. АН СССР, сер.физ. т.35, №3, 525 (1971)
4. А.И.Слуцкер, В.И.Бетехтин, А.Г.Кадомцев, О.В.Толочко ФТФ, т.76, в.12, 57 (2006)
5. В.И.Бетехтин, С.Ю.Веселков, Ю.М.Даль, А.Г.Кадомцев, О.В.Амосова ФТТ, т.45, №4, 42 (2003).

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Бетехтин В.И., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В.

ФГБУН Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Рассмотрены результаты изучения ультрамикрокристаллических Al, Ti, Al+0.2%Sc, полученных в результате интенсивной пластической деформации при равноканальном угловом прессовании с различным числом проходов или винтовой (в сочетании с продольной) прокатке.

С помощью акустических измерений резонансным методом составного вибратора определялись характеристики упругой и обратимой микропластической деформации (модуль Юнга, амплитудно-независимый декремент δ и напряжение микропластического течения σ); особенность акустических экспериментов состояла в том, что при умеренных амплитудах дислокационная структура исследуемых образцов сохраняется: после акустического воздействия плотность дислокаций в металле не меняется [1]. Помимо этого модифицированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния в ультрамикрокристаллических металлах и сплавах определялись параметры областей избыточного свободного объема (в предельном случае – нанопор), которые могли возникать в результате интенсивной пластической деформации.

По данным измерений амплитудных зависимостей модуля упругости произведена оценка микропластических характеристик. Экспериментальные данные обсуждаются в рамках представлений о дислокациях, на подвижность которых оказывают влияние не только спектр точечных дефектов, но и внутренние напряжения, уровень которых зависит

от степени предварительной пластической деформации. Обсуждается также возможный вклад несплошностей (пор и микротрещин) на измеряемые акустические параметры.

Изучение характеристик упругой и обратимой микропластической деформации акустическим методом, связанных с колебательным движением дислокаций, позволяет получать информацию о природе процессов, которые в той или иной степени контролируют деформацию и разрушение кристаллических твердых тел.

Следует отметить, что полнота и достоверность информации существенно повышается при анализе влияния на изучаемые характеристики внешних факторов таких, как давление, температура, а также дополнительных данных об изменении при указанных воздействиях характеристик дефектной структуры, полученных другими, не акустическими методами.

Процедура акустических измерений была следующей. На образце после изготовления или после того или иного воздействия, измерялись амплитудные зависимости $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$. На рис.1–3 в качестве примера приведены данные для сплава Al +0,2%Sc и для наноламината Cu–Nb. Из зависимостей $E(\varepsilon)$, измеренных в вакууме, по схеме, представленной в [1], строились кривые “напряжение – микропластическая деформация” (рис. 2). При охлаждении и нагревании снимались температурные зависимости $E(T)$ и $\delta(T)$ (рис. 3*b*).

При изучении микрокристаллического алюминия и сплава Al+0.2%Sc [1–3] была выявлена важная роль внутренних напряжений на измеряемый модуль упругости (модуль Юнга). В частности, рост модуля Юнга при увеличении числа проходов от 1 до 4 в процессе РКУ-прессования Al может быть объяснен только увеличением уровня дальнодействующих внутренних напряжений [1, 3].

Рис. 1. Амплитудные зависимости модуля Юнга *E* и декремента δ для образца сплава Al + 0.2%Sc после восьми проходов РКУ прессования, измеренные до (1) и после (2) воздействия гидростатического давления 1.5 GPa; измерения проводились в вакууме при комнатной температуре; стрелки указывают направление изменения ε.

Рис. 2. Диаграммы «напряжение-неупругая деформация», полученные по данным акустических измерений для образца сплава Al + 0.2%Sc после восьми проходов РКУ прессования до (1) и после (2) воздействия гидростатического давления 1.5 GPa; измерения выполнены при комнатной температуре.

Рис. 3. Амплитудные (*a*) и температурные (*b*) зависимости модуля Юнга *E* и логарифмического декремента δ образца наноламината Cu–Nb. Зависимости измерялись до (1) и после (2) воздействия давления 1.5 GPa. Температурные зависимости получены при охлаждении и последующем отогреве; кривые для декремента сдвинуты по вертикальной оси; тонкие стрелки указывают направление изменения температуры.

В [1] для образцов микрокристаллического Al, полученных после одного и четырех проходов РКУ-прессования, была обнаружена реверсия механических свойств при переходе от микро к макроуровню деформации: более высокому значению предела текучести соответствовали образцы с меньшими значениями разрывной прочности. Анализ полученных данных позволил объяснить причину наблюдаемой реверсии.

Влияние несплошностей на модуль Юнга и декремент ультразвуковых колебаний было обнаружено на сплаве Al+0.2%Sc [2, 3] и на наноламинате Cu–Nb [5], где изучалось влияние гидростатического давления на акустические параметры (рис. 1-3). При этом уменьшение объема несплошностей (нанопористости) после воздействия высокого гидростатического давления контролировалось методами малоуглового рентгеновского рассеяния и прецизионного измерения плотности. В [4] было показано, что уровень нанопористости влияет на упругий модуль и ультрамикрокристаллического Ti, полученного методом винтовой и продольной прокатке.

Таким образом, видно, что акустические свойства позволяют обнаруживать широкий спектр явлений, которые имеют место в металлах и сплавах под влиянием различных внешних воздействий.

1. В.И. Бетехтин, А.Г.Кадомцев, Б.К. Кардашев. ФТТ 48, 8, 1421 (2006).
2. В.И. Бетехтин, V. Sklenicka, I. Saxi, Б.К. Кардашев, А.Г.Кадомцев, М.В. Нарыкова. ФТТ 52, 8, 1517 (2010).
3. В.И. Бетехтин, Б.К. Кардашев, М.В. Нарыкова. Научно-технические ведомости СПбГПУ 4(109), 104 (2010).
4. В.И. Бетехтин, Ю.Р. Колобов, М.В. Нарыкова, Б.К. Кардашев, Е.В.Голосов, А.Г.Кадомцев. ЖТФ 81, 11, 58 (2012).
5. В.И. Бетехтин, Ю.Р. Колобов, Б.К. Кардашев, Е.В.Голосов, М.В. Нарыкова, А.Г.Кадомцев, Д.Н.Клименко, М.И.Карпов. Письма в ЖТФ 38, 3, 88 (2012).

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Nb-Si ЗОННОЙ ПЛАВКИ

Карпов М.И., Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Внуков В.И.

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

В отличие от жаропрочных сплавов Ni–Al, сплавы Nb–Si в двухфазной области Nb–Nb_5Si_3 с температурой плавления, равной 1920°C, имеют потенциальные возможности для создания конструкционных материалов, способных работать при температурах 1300°C и выше. Эти сплавы обладают эвтектоидной структурой, состоящей из относительно пластичного твёрдого раствора на основе ниобия и прочного интерметаллического соединения. Такое структурное состояние является определяющим фактором при разработке жаропрочных материалов, для которых важны большие значения прочности при хорошей вязкости разрушения.

На первом этапе исследовались сплавы доэвтектического состава. Исходные слитки сплава Nb–3мас.%Si получались электронно-лучевой плавкой в ручьевом водоохлаждаемом Cu-кристаллизаторе из заготовки, составленной из Nb-полос и крошки пластинчатого кремния. Длина получаемых слитков – ~150 мм, сечение – ~20×8 мм^2. Бестигельная зонная перекристаллизация сплава проводилась в вертикальном исполнении. В процессе 1-го прохода достигалось выравнивание состава по длине слитков, при двух последующих проходах происходила направленная перекристаллизация слитков. Скорость перемещения зоны равнялась 1, 2 и 4 мм/мин.

Микроструктура сплавов (рис. 1) на 87% состояла из дендритных зёрен твёрдого раствора Si в Nb (1) [Nb(Si)] и на 13% расположенной между ними эвтектики (2, 3 и 4) [Nb(Si) + Nb_3Si]. Результаты локального рентгеноспектрального анализа с небольшого эвтектического участка между выделениями Nb(Si) показали, что содержание кремния в выделениях твёрдого раствора в составе эвтектики (мелкие светлые выделения) равно 1,47 ± 0,50 мас.%, а в соединении Nb_3Si – ~8,5 мас.%Si. В крупных выделениях Nb(Si) содержалось 0,72 ± 0,01 мас.%Si.

Рис. 1. Структура сплава после зонной плавки при скорости перемещения зоны 2 мм/мин

Рис. 2. К результатам локального рентгеноспектрального анализа

Направленность структуры просматривается в направлении стрелок на менее масштабных фотографиях структуры сплава (рис. 3). Здесь же можно отметить, что с увеличением скорости зоны структура становилась более мелкозернистой. Средний размер выделений Nb(Si) уменьшался от 160 до ~70 мкм при скоростях зоны, соответственно, 1 и 4 мм/мин.

Рис. 3. Микроструктура слитков сплава Nb–3%Si, полученных зонной перекристаллизацией при скоростях движения расплавленной зоны 1, 2 и 4 мм/мин

Аналогичным способом изготовлялся сплав эвтектического состава (6,5 мас.%Si). Его структура состояла из Г-образных выделений Nb_3Si с линейным размером, равным 70–80 мкм, и эвтектики (рис. 4*а*). Для иллюстрации результатов рентгеноспектрального анализа на рис. 5*б* изображён фрагмент этой же структуры, но при большем увеличении: (1) эвтектика – смесь интерметаллида Nb_3Si (фаза серого цвета) и твёрдого раствора Si в Nb (светлая фаза), и (2) Г-образные выделения Nb_3Si. В средней части каждой из сторон некоторых Nb_3Si-выделений присутствовали тонкие (1–2 мкм) выделения чёрного цвета, идентифицируемые как интерметаллид Nb_5Si_3.

Образцы сплава Nb–7,4 мас.%Si получали в два этапа. Сначала методом плавки во взвешенном состоянии с разливкой в массивные Cu-изложницы в атмосфере чистого Ar получали слитки в виде цилиндров высотой 30 и ∅9 мм. Сплавы с ожидаемой структурой изготовлялись переплавкой полученных слитков путём перемещения жидкой зоны вдоль вертикальной оси слитка в электронно-лучевой печи. Для задания структурной направленности слиток помещался на W-затравку. Между образцом и затравкой наблюдался хорошо заметный переходный слой толщиной 18,5 мкм.

Рис. 4. Структура сплава Nb–6,5 мас.%Si (*а*) и фрагмент структуры в увеличенном масштабе (*б*) для иллюстрации результатов рентгеноспектрального анализа

Рис. 5. Структура сплава Nb–7,4 мас.%Si: сечение середины слитка вдоль его центральной оси

В структуре образцов (рис. 5) присутствовали светлые дендритоподобные выделения твёрдого раствора Si в ниобии Nb(Si) (первичные выделения) и эвтетика Nb(Si)–Nb_3Si, представляющая собой матрицу из интерметаллидной фазы Nb_3Si с мелкими светлыми выделениями твердого Nb(Si). Наличие крупных первичных выделений Nb(Si) свидетельствует о том, что потери кремния превысили 0,9 мас.%, и его содержание в сплаве стало меньше эвтектической концентрации кремния в сплаве.

Направленность структуры этого сплава хорошо проявлялась в направленности структуры эвтектики. Это убедительно подтверждается, если сравнить эвтектические структуры в поперечных сечениях слитка, приготовленных параллельно (рис. 6*а*) и перпендикулярно (рис. 6*б*) направлению движения расплавленной зоны.

Рис. 6. Микроструктура сплава Nb–7,4 мас.%Si при съёмке во вторичных электронах (рельефный режим): *а* и *б* – поперечное сечение параллельно и перпендикулярно направлению перемещения расплавленной зоны

Рис. 7. Кратковременная прочность сплавов с 3 мас.%Si в зависимости от температуры

При комнатной температуре прочность сплавов с 3 мас.%Si при испытаниях на 3-точечный изгиб находилась в интервале от 600 до 800 МПа, а кратковременная прочность этих сплавов при температурах 1200–1300°С составляла 350-450 МПа (рис. 7). Светлые символы относились к образцам, претерпевших хрупкое разрушение, тёмные – образцам с хрупко-вязким разрушением. Если отслеживать изменение прочности в зависимости от скорости перемещения расплавленной зоны, то при 4 мм/мин она примерно на 100 МПа больше, чем при других скоростях.

Сплав Nb–7,4 мас.%Si. Кратковременная прочность на изгиб при 1200°С составляла ~410 МПа и при 1350°С падала до 285 МПа. Исходные данные испытаний на длительную прочность при 1300°С представлены на рис. 8. Первоначальная нагрузка – 105 МПа, на втором этапе она была повышена до 158 МПа. Рассчитанная зависимость скорости деформации ползучести от напряжения при 1300°С (рис. 9) сопоставима с аналогичными данными для суперсплавов системы Ni–Al при 1100–1150°С.

Рис. 8. Экспериментальная кривая перемещение-время, полученная в результате испытаний на ползучесть при 3-точечном изгибе при 1300°С

Рис. 9. Скорость деформации ползучести от напряжения при 3-точечном изгибе при 1300°С

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Царенко Ю.В.[*], Рубаник В.В.[*], Назарова А.А.[**], Мулюков Р.Р.[**], Назаров А.А.[**]

[*]*Институт технической акустики НАН Беларуси, г.Витебск, Беларусь*
[**]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия*
ita@vitebsk.by

Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) широко применяются для получения в материалах ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структуры. Такие материалы обладают рядом уникальных свойств, таких, как высокая прочность, твердость, износостойкость. Однако из-за высоких внутренних напряжений, источниками которых являются неравновесные границы зерен их структура является также сильно неравновесной. Поэтому материалы, подвергнутые ИПД, обычно теряют пластичность и являются неустойчивыми к температурному воздействию. Повысить пластичность и термостабильность можно путем отжига, но он сопровождается нежелательным ростом зерен. Одним из путей решения данной проблемы является поиск альтернативных способов воздействия на материал с целью уравновесить его структуру, при этом значительно не снизив эффект упрочнения, вызванный пластической деформацией. Перспективным методом в этом отношении является ультразвуковая обработка (УЗО).

Целью данной работы являлось исследование влияние УЗО на механические свойства образцов никеля, полученного равноканальным угловым прессованием (РКУП), и, на основание полученных результатов, приблизиться к пониманию механизмов воздействия ультразвука на структуру и свойства УМЗ и НК материалов, полученных деформационными методами.

Структура никеля, полученного в результате РКУП (рис. 1, *а*) является неравноосной, зерна вытянуты вдоль направления деформации, их средний размер в продольном сечении составляет 600 нм, а в поперечном – 175 нм. На картине микродифракции, снятой с площади 0,5 мкм^2, присутствует большое число рефлексов, расположенных по окружности и размытых в азимутальном направлении. Это свидетельствует о том, что в рассматриваемую область попало большое число сильно разориентированных зерен и о высоких внутренних напряжениях. Во внутренних объемах зерен можно наблюдать контуры экстинкции, подтверждающие наличие искажений решетки, а также небольшое число дефектов (линии выхода дислокаций). Границы зерен определяются достаточно четко. Наряду с вытянутыми зернами в структуре также встречаются участки с мелкими равноосными зернами размером порядка 100 нм. В целом данную структуру можно охарактеризовать как неравновесную.

В результате отжигов, проведенных после РКУП, была определена температура, при которой в деформированных образцах проходит первичная рекристаллизация, и структура состоит из равноосных зерен, укрупнившихся относительно деформированного состояния. Рост зерен в никеле проходит по так называемому аномальному механизму, при котором в мелкозернистой матрице вырастают отдельные крупные зерна. В нашем случае аномальный рост завершается до температуры отжига 350°С (рис. 1, *б*). Средний размер зерен при этой температуре составляет около 1,7 мкм. Внутренние объемы равноосных зерен практически свободны от дислокаций.

В результате ультразвуковой обработки образцов, проведенной после РКУП, структура никеля изменяется (рис. 1, *в*). Как и после РКУП, зерна вытянуты вдоль направления первоначальной деформации. Однако их средний размер в продольном сечении составляет около 500 нм, а в поперечном сечении остался тем же. Заметным также является увеличение внутризеренных дислокационных образований. Уменьшение продольного размера зерен можно объяснить образованием малоугловых дислокационных стенок внутри зерен,

то есть «дроблением» структуры в процессе УЗО. В то же время, на картине микродифракции, снятой с той же площади, что и для структуры, полученной РКУП, видно, что рефлексы уже не имеют азимутального размытия, что может свидетельствовать об отсутствии сильных искажений решетки, то есть о равновесных конфигурациях образовавшихся дислокационных стенок и скоплений.

а *б* *в* *г*

Рис. 1. Микроструктура никеля в состояниях: *а* – после РКУП (12 проходов), *б* – после РКУП и последующего отжига при температуре 350°С, *в* – после РКУП и УЗО с амплитудой напряжений 40 МПа, *г* – после РКУП, УЗО и отжига при 350°С

Последующий отжиг образцов при 350°С, проведенный после УЗО, приводит к образованию бимодальной структуры (рис. 1, *г*). При этой температуре происходит аномальный рост зерен: в мелкозернистой матрице со средними размерами зерен в продольном и поперечном сечениях 500 и 200 нм соответственно, отдельные зерна вырастают до 1,5 мкм. То есть, при данной температуре первичная рекристаллизация еще не завершена. По этим, хотя и неполным, данным можно судить о повышении термической стабильности никеля, подвергнутого РКУП.

Результаты механических испытаний образцов никеля после РКУП до и после УЗО (рис. 2, таблица 1) показали, что вместо ожидаемого роста пластичности благодаря УЗО, наблюдается обратный эффект - пластичность материала падает, хотя и имеет оптимальное значение, а предел текучести растет почти на 200 МПа по сравнению с деформированным состоянием. То есть, УЗО способствовала еще большему упрочнению никеля (известно, что ИПД также оказывает сильное упрочняющее воздействие на материалы). При этом УЗО практически не повлияла на значение предела прочности, что может свидетельствовать о поверхностном эффекте, т.е. упрочнении поверхностных слоев.

Установлено, что микротвердость на поверхности озвученных образцов выше, чем в образцах, не подвергнутых УЗО, а с увеличением расстояния от поверхности вглубь образца значения микротвердости практически одинаковы. Такой же эффект был целенаправленно получен в работе [2]. По-видимому, в нашем случае, ультразвуковому воздей-

ствию были подвергнуты в основном только поверхностные слои образцов, то есть имела место поверхностная УЗО. Причиной тому являлось то, что образцы никеля, не были закреплены в волноводной системе в процессе обработки, то есть не являются частью замкнутой волноводной системы.

Рис. 2. Кривые растяжения никеля после РКУП и после РКУП и УЗО

Таблица 1. Результаты механических испытаний образцов никеля в состояниях после РКУП и последующей УЗО

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	δ_p, %	δ, %
РКУП	528	968	5.8	14.6
РКУП+УЗО	718	975	2.5	11.7

Таким образом, можно констатировать, что с помощью ультразвукового воздействия на поверхность объемных образцов никеля, полученных методом РКУП, можно существенно влиять на их микроструктуру, механические свойства, а также термическую стабильность.

Список литературы

1. Тяпунина Н.А., Бушуева Г.В, Силис М.И., Подсобляев Д.С., Лихушин Ю.Б., Богуненко В.Ю. Поперечное скольжение дислокации в ультразвуковом поле и влияние на этот процесс амплитуды и частоты ультразвука, ориентации образца и коэффициента динамической вязкости //ФТТ. 2003. Т.45. Вып.5. С.836-841.
2. Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Назаров А.А. Влияние ультразвуковых колебаний на структуру и свойства ультрамелкозернистого никеля. //ФММ, т. 110 № 6, 2010, С.628-643.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ПО МАРТЕЛЮ ПРИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ – ЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ ТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Мильман Ю.В., Мордель Л.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины,
Киев, Украина,
milman@ipms.kiev.ua

Определение твердости материалов с помощью жестких инденторов широко используется в технике и в исследовательской практике. Если раньше индентирование использовали для приближенной оценки механических свойств, то в последние годы методы индентирования используются для определения целого ряда механических характеристик: предела текучести, деформационного упрочнения, вязкости разрушения и др. Индентирование также широко используется для анализа физических проблем прочности [1].

Как правило, в физических экспериментах используются пирамидальные инденторы (четырехгранные и трехгранные) и определяется твердость по Мейеру:

$$HM = \frac{P}{F}, \tag{1}$$

где P – нагрузка на индентор, а F – площадь проекции отпечатка твердости на поверхность образца. Применение пирамидальных инденторов обеспечивает подобие формы отпечатка твердости при изменении нагрузки на индентор и размера отпечатка твердости, а величина HM имеет физический смысл среднего контактного давления на площадке индентирования.

Энергетический подход к твердости был применен Мартелем в 1895 году [2]. Твердость по Мартелю HMR определялась как:

$$HMR = \frac{A}{V}, \tag{2}$$

где A – работа деформации, а V – объем вытесненного из отпечатка твердости металла.

Таким образом HMR определяется энергией необходимой для образования единицы объема отпечатка твердости.

В опытах Мартеля шарик массой m падал на гладкую поверхность металла с некоторой высоты h_1 и оставлял на ней сферический отпечаток. Мартель показал что отношение кинетической энергии шарика A к объему отпечатка V, $\frac{A}{V} \approx const$. Это отношение имеет размерность давления и в ряде работ [3], оно рассматривается как динамическая твердость металла. После удара шарика происходило упругое восстановление отпечатка, а сам шарик отскакивал на некоторую высоту $h_2 < h_1$.

Поскольку в этих опытах не удавалось измерить объем отпечатка под нагрузкой для определения невостановленой твердости, то определяли востановленую твердость. В этом случае A в выражении (1) должно соответствовать работе, вызывающей остаточную пластическую деформацию.

Тэйбор учел упругое восстановление отпечатка и получил выражение [3]:

$$HMR = \frac{mg\left(h_1 - \frac{3}{8}h_2\right)}{V}. \tag{3}$$

Твердость по Мартелю (*HMR*) имеет ту же размерность, что и *HM* и описывает тот же процесс, поэтому можно считать, что:

$$HMR = K \cdot HM \ , \tag{4}$$

где K – безразмерный параметр.

Твердость по Мартелю была введена для вычисления динамической твердости, но она также может использоваться и для вычисления статической твердости [4].

Авторы обратили внимание на то, что использование инструментального метода индентирования с записью кривой нагрузка на индентор P – перемещение индентора h, дает простой метод расчета работы A, затраченной на образование отпечатка твердости. При этом,как следует из рис.1, может быть определена работа пластической деформации A_p, работа упругой деформации A_e и общая работа деформации A_t, так что $A_t = A_p + A_e$.

Рис.1. Диаграмма индентирования в координатах нагрузка на индентор P – перемещение индентора h

При определении *HMR* методом инструментального индентирования целесообразно использовать работу деформации A_t и определять обьем невостановленного отпечатка твердости V. В работе [5] дана методика расчета контактной глубины внедрения индентора h_c для трехгранного индентора Берковича и показано что площадь проекции отпечатка твердости на поверхность образца $F = 24,56h_c^2$. Поэтому объем отпечатка твердости равен

$$V = \frac{1}{3}Fh_c = 8,19h_c^3 . \tag{5}$$

Методика определения *HMR* по результатам инструментального индентирования при $A = A_t$ и объемом отпечатка V, вычисленным по (5), впервые применена в настоящей работе для определения *HMR* ряда металлов и сплавов. Некоторые результаты приведены в табл. 1. Для сравнения *HMR* и *HM* и определения константы K в (4) рассмотрим случай инструментального индентирования, когда нагрузка P возрастает от 0 до некоторого P_{max}, а затем снимается. При этом кривая нагружения на рис.1 удовлетворительно описывается степенной зависимостью:

$$P = kh^n ,$$

где коэффициент k и показатель степени n – константы [6].

В этом случае

$$A_t = \int_0^{h_{max}} Pdh = \int_0^{h_{max}} kh^n dh = \frac{k}{n+1} h_{max}^{n+1} = \frac{P_{max}h_{max}}{n+1} . \tag{6}$$

Величина контактной глубины внедрения индентора h_c несколько меньше регистрируемой прибором для инструментального индентирования глубины h_{max} вследствие упругого прогиба поверхности образца вокруг отпечатка твердости. Введем параметр $\alpha = \frac{h_{max}}{h_c}$. Тогда

$$HMR = \frac{3P_{\max}h_{\max}}{(n+1)Fh_c} = \frac{3\alpha}{n+1}HM, \quad (7)$$

используя (5) и (6) получаем в уравнении (4):

$$K = \frac{3\alpha}{n+1}. \quad (8)$$

Обычно α несколько больше 1, а n несколько меньше 2 [6]. Поэтому $K > 1$ (см. табл.1).

Таблица 1. Значения твердости по Мартелю *HMR* и твердости по Мейеру *HM*, а также расчетного и экспериментального значения константы *K* в (4) для меди, алюминия, монокристалла молибдена и сплавов алюминия

Материалы	*P*, г	*HMR*, кг/мм^2	*HM*, кг/мм^2	*K*	$K_{эксперимент.}$
Al	50	72,10	56,91	1,28	1,30
Cu	100	119,9	99,46	1,24	1,29
Mo	150	334,5	267,36	1,34	1,31
Al–4,45Mg–0,7Mn–0,13Cr	150	133,09	116,2	1,13	1,14
Al–4,45Mg–0,4Mn–0,3Sc–0,1Zr	150	167,09	146,6	1,13	1,14
Al–6Zn–2,3Mg–1,5Cr–0,3Sc–0,1Zr	150	286,5	207,08	1,13	1,17

Из табл. 1 видно, что действительно HMR несколько больше HM. Причем расчет K по [8] хорошо совпадает с экспериментальным значением K. Отметим, что HMR при инструментальном индентировании может быть определено более точно чем HM, поскольку для определения HMR не требуются значения упругих характеристик металлов.

Применение рассмотренного энергетического подхода к определению твердости существенно расширяет возможности методов индентирования. Авторами показано, что твердость по Мартелю может быть применена при описании ряда процессов, в которых HM теряет физический смысл. Например, это относится к процессу пробивания мишени недеформируемым кинетическим ударником, который рассматривается как «глубокое индентирование» и для его описания с успехом используется выражение (2).

Список литературы

1. Ю.В. Мильман Новые методики микромеханических испытаний материалов методом локального нагружения жестким индентором. В кн.: «Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя». К.: Наукова думка, 1998, с.637-656.
2. M. Martell. Commision des Méthodes D'Essai des Matériaux de Construction. Paris, Ministére des Travaux Publics, 1895, v.3, p.261-277.
3. D. Tabor. The hardness of metals. Clarendon Press: Oxford, 1951, 130 p.
4. В.К. Григорович. Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976, 230 с.
5. W.C. Oliver, G.M. Pharr. A new improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and sensing indentation experiments. Journal of Materials Research, 1992, v.7, is.6, p.1564-1583.
6. Yu.V. Milman, A.A. Golubenko, S.N. Dub. Indentation size effect in nanohardness. Acta Materialia, 2011, v.59, p.7480-7487.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ С ВКЛЮЧЕНИЯМИ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА БОРА

Боровик Д.И., Пантелеенко Ф.И.

Белорусский национальный технический университет
г. Минск, Республика Беларусь,
borovik_d@mail.ru

Представлены результаты исследований влияния термообработки на структуру и физические свойства электрохимических железных покрытий, полученных осаждением из хлористого электролита с добавкой ультрадисперсного порошка гексагонального нитрида бора. Особенностью процесса являются различные режимы термообработки отличающиеся как по температуре, так и по длительности.

Исследовали электрохимические железные покрытия с керамическим наполнителем, в качестве которого использовали ультрадисперсный порошок гексагонального нитрида бора с размером частиц 1..10 мкм.

Образцы для нанесения покрытий выполнялись из низкоуглеродистой стали в виде пластин. В качестве электролита использовали хлористый электролит железнения со следующим составом: $FeCl_2$ – 350±10 г/дм^3, HCl – 1 г/дм^3 (pH = 0,8). Технологические параметры нанесения покрытий: катодная плотность тока ($I_к$) – 15, 30, 45 А/дм^2; температура электролита 60±5 °С; время осаждения 60 –120 мин.

В свою очередь, были проведены масштабные исследования по определению количественных изменений физико-механических свойств, а именно твердости покрытий. Термообработка КЭП (Fe–BNгекс) проводилась в печи типа СНОЛ без защитной атмосферы при температурах 200˚С, 300˚С, 400˚С и длительностью выдержки 1, 2, 3 часа.

В результате проведенных исследований, были получены данные о влиянии дисперсного наполнителя ($BN_{гекс}$), времени и режима термообработки на твердость КЭП (Fe–$BN_{гекс}$). Результаты экспериментов свидетельствуют о том, что изменяя режимы термообработки можно регулировать твердость композиционных покрытий в широких пределах.

Список литературы

1. Пантелеенко, Ф.И., Формирование композиционных покрытий на основе железа при электрохимическом осаждении из растворов электролитов с керамическими наполнителями / В.В. Саранцев, Е.Ф. Пантелеенко, Д.И. Боровик, Б.Б. Хина // Упрочняющие технологии и покрытия. - 2009. – № 4. С. 27 – 33.
2. Восстановление деталей машин: Справочник / Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П., Иванов В.П., Константинов В.М., под ред. Иванов В.П. . - Москва : Машиностроение, 2003. - 672 с.

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ ОТ АТМОСФЕРНОЙ КОРРОЗИИ

Марукович Е.И., Брановицкий А.М., Дементьев В.А.

Институт технологии металлов НАН Беларуси, г. Могилев, Беларусь,
info@itm.by

Среди применяемых средств защиты металлов от коррозии лакокрасочные покрытия получили наибольшее распространение в силу того, что они имеют ряд преимуществ перед другими способами покрытий. Так фосфатные плёнки в силу низкой прочности и эластичности имеют меньший срок эксплуатации. Оксидные защитные плёнки требуют сложной химической и электрохимической обработки деталей в щелочных растворах. Методы нанесения защитных механических покрытий (цинкование, термодиффузионный, погружение в расплав, плакирование, распыление) требуют специального оборудования и заметных затрат энергии. По сравнению с другими способами антикоррозионной защиты лакокрасочные материалы доступны, дешевы, разнообразны по внешнему виду и цвету, просто наносятся на поверхность, легко восстанавливаются в случае повреждений.

В условиях хранения или транспортировки металлопродукция неизбежно подвергается атмосферной коррозии, а именно таким атмосферным факторам как влажность, температура, продолжительность пребывания на поверхности металлов плёнки влаги, образующейся при конденсации, смачивание атмосферными осадками, химические и механические примеси. Совокупное воздействие данных факторов происходит на основе химического механизма коррозии и приводит, в конечном счете, к появлению коррозионных пятен, в частности на стальных трубах, арматурном прокате. Такие дефекты поверхности снижают качество продукции, являются причиной экономических потерь. Для улучшения характеристик и конкурентоспособности продукции необходима эффективная система антикоррозионной защиты.

В ИТМ НАНБ накоплен определённый опыт по использованию лакокрасочных материалов для антикоррозионной защиты. В частности, изучена возможность использования для антикоррозионной защиты стальных труб в условиях «Белорусского металлургического завода» покрытий на органической основе, фосфатирующих и водно-дисперсионных покрытий.

Материалы, имеющие в своей основе органические растворители такие как грунтовка ПФ-031 (ОАО Лидская «Лакокраска») или Korro PVB (концерн Teknos, Финляндия) формируют достаточно стойкое антикоррозионное покрытие на поверхности стали Ст-3. Однако из соображений экологичности и пожарной безопасности они не всегда могут быть рекомендованы к применению.

Консервант «ВК-К» отечественного производства на основе рапсового масла является экологически чистым. Испытания консерванта в естественных атмосферных условиях показали его хорошие антикоррозионные свойства. В качестве образцов использовались цилиндрические заготовки из стали Ст 3. Недостатком данного средства является то, что оно не образует твёрдого слоя на поверхности металла. Пыль и прочие осадки прилипают к жидкому покрытию и таким образом загрязняют его, придавая неэстетический «нетоварный» вид металлическому изделию.

Испытания в естественных атмосферных условиях деталей, обработанных средством «Суперантикор», не принесли ожидаемых результатов. Для сравнения покрывался один из торцов цилиндра (сталь Ст 3) и торец одной из муфт (сталь Ст 45). Далее образцы выдерживались в естественных атмосферных условиях. Через две недели выдержки обработанные и необработанные торцы цилиндра и муфт покрылись пятнами коррозии. Для успешного применения средства «Суперантикор» необходима тщательная очистка поверхности от загрязнений с последующим обезжириванием, например, уайт-спиритом.

Водно-дисперсионные краски образуют покрытия с высокой адгезией практически ко всем основаниям и обладают высокими эксплуатационными характеристиками. Спектр применения водно-дисперсионных красок для металлов достаточно широк. Например, они оказались просто не заменимыми при окраске различных взрывоопасных и пожароопасных объектов. Все краски на растворителях хорошо горят, а их пары также и взрывоопасны. Водно-дисперсионные материалы абсолютно безопасны в этом отношении. Ими успешно защищают различные металлические конструкции и сооружения: ангары, гаражи, заборы, ворота, даже грузовые автомобили и железнодорожные вагоны. Например, их используют на «Белорусском металлургическом заводе» для антикоррозионной защиты труб. Водно-дисперсионные составы допускают небольшое количество ржавчины. Антикоррозионные добавки не только пассивируют ее дальнейшее распространение, но и преобразуют уже образовавшуюся.

Список литературы

1. Розенфельд И.Л. Атмосферная коррозия металлов. М.: Наука, 1960. 371 с.
2. Красноярский В.В. Электрохимический метод защиты металлов от коррозии. - М.: Машгиз, 1961. 125 с.
3. Розенфельд И.Л., Рубинштейн Ф.И., Жигалова К.А. Защита металлов от коррозии лакокрасочными покрытиями. М.: Химия, 1987, 224 с.
4. Внедрение технологии антикоррозионного и антифрикционного покрытия стальных труб на РУП БМЗ. : Отчёт о НИР (заключ.) / ГНУ «ИТМ НАН Беларуси»; Руководитель Чой Ки-Йонг - ГР 20073395. - Могилев, 2009. - 42 с.

МЕХАНОСИНТЕЗ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ. НОВЫЕ МЕХАНИЗМЫ

Акчурин М.Ш., Закалюкин Р.М.

Институт кристаллографии им А.В. Шубникова РАН, Москва, Россия
akchurin@ns.crys.ras.ru

Механохимические синтезы осуществляются при сравнительно низкой температуре, когда формирование совершенной кристаллической структуры в больших объёмах затруднено. Основными механизмами массопереноса при механосинтезе являются пластическая деформация и диффузия. Для понимания природы твердотельных реакций необходимо раскрытие атомарных механизмов деформации веществ, поскольку диффузионные процессы при таких температурах малоэффективны, но могут облегчить структурную релаксацию. Ранее нами было показано, что основными механизмами пластической деформации монокристаллов, осуществляющим развороты кристаллической структуры и сопряжение зёрен, являются процессы двойникования и было предположено, что способность кристаллов к двойникованию может лежать и в основе твердотельных реакций, протекающих при измельчении соответствующих продуктов[1].

В настоящей работе на примере получения лазерных керамик на основе иттрий-алюминиевого граната показана роль процессов двойникования в синтезе $Y_3Al_5O_{12}$ из порошков Al_2O_3 и Y_2O_3 при измельчении. В структуре иттрий-алюминиевого граната атомы алюминия окружены четырьмя и шестью атомами кислорода, тогда как в сапфире только шестью, а атомы иттрия восемью, тогда как в окиси иттрия - шестью. Для решения поставленной задачи необходимо ответить на вопрос - возможно ли двойникованием сапфира и окиси иттрия перевести часть атомов алюминия в тетраэдрическое положение и получить полноценное окружение атомов иттрия восемью атомами кислорода, т.е. подгото-

вить структурные фрагменты необходимые для формирования монокристалла иттрий-алюминиевого граната?

Структуру Al_2O_3 можно представить как плотнейшую гексагональную упаковку анионов кислорода, а катионы алюминия занимают 2/3 октаэдрических пустот. Двойники в Al_2O_3 получали поворотом части структуры на 60 градусов вокруг оси третьего порядка по плоскости, образованной катионами.. В следствии двойникования в плотнейшей гексагональной упаковке образуется вставка плотнейшей кубической упаковки из трех слоев анионов (…ABAB**ABC**BCBC…), т.е. образуется фрагмент структуры граната. В процессе сдвига катионы, лежащие в плоскости двойникования, переходят в тетраэдрические пустоты, при этом все тетраэдры оказываются развернутыми в одну сторону. Треугольные основания кислородных тетраэдров образует слой не изменивший своего положения относительно катионов, а атомы кислорода развёрнутого на 60 градусов слоя формируют четвертую вершину тетраэдра, т.е. часть атомов алюминия окружены не 6-ю, а только 4-мя атомами кислорода. На рис.1 представлено изображение двух кислородных полиэдров, внутри которых находятся ионы алюминия. Тетраэдры расположены в плоскости двойникования (на рисунке тёмные), а под ними более светлые – октаэдры.

Следует заметить, что в процессе двойникования Al_2O_3 переход алюминия из октаэдрического в тетраэдрическое положение «высвобождает» два атома кислорода, которые при двойниковании Y_2O_3 по плоскости (111) достраивают его структуру до полного 8-ми анионного окружения, характерного для $Y_3Al_5O_{12}$ и тем самым осуществляется твердотельная реакция с образованием структуры иттрий-алюминиевого граната. Можно констатировать, что при двойниковании монокристаллов Al_2O_3 и Y_2O_3 в системе контактирующих частиц образуются зародыши новой фазы - $Y_3Al_5O_{12}$, которые могут разрастаться в процессе дальнейших обработок.

Таким образом, пластическая деформация двойникованием вызывает не только фрагментацию кристаллов исходных веществ (механическая активация), но и формирование новых кристаллических структур в смесях твёрдых реагентов.

Рис. 1. Кислородные тетраэдры $[AlO_4]^{-5}$, образующиеся в двойниковой границе корунда. Ось *C* перпендикулярна плоскости рисунка.

1. М.Ш. Акчурин, Р.В. Гайнутдинов, И.И. Купенко Х.Яги, К. Уеда, А. Ширакава, А.А. Каминский //ДАН, 2011, т.441, №6, с.743-746

КОРРОЗИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ НЕФТЕПРОВОДНЫХ ТРУБ ИЗ ХРОМ-МОЛИБДЕН СОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЙ АГРЕССИВНОСТИ ДОБЫВАЕМОЙ СРЕДЫ

Иоффе А.В.[1], Выбойщик М.А.[2], Борисенкова Е.А.[1], Денисова Т.В[1].

[1]*ООО «Самарский ИТЦ»*, snegir@eor.samara.ru
[2]*Тольяттинский государственный университет*, VMA@land.ru

Последнее время остро стоит задача создания трубных сталей, обладающих повышенной долговечностью в условиях эксплуатации. Это связано с увеличением обводнённости, содержания CO_2, H_2S и сульфат-восстанавливающих бактерий, т.е. с постоянным ростом воздействия коррозионно-активных компонентов перекачиваемых сред.

Лабораторные испытания показали, что стали 13ХФЧА и 08ХМФА, обладают более высокой коррозионной стойкостью в средах с повышенным содержанием H_2S и CO_2, по сравнению с традиционно используемыми сталями.

Все катушки, вырезанные из труб диаметром 219х8 мм из сталей 13ХФА, 08ХМФБЧА, 20 КСХ и 20 были установлены на одном нефтесборном коллекторе. Сталь 08ХМФБЧА была представлена в двух вариантах модифицирования (35 и 45 ppm усвоенного в металле церия). В состав транспортируемой среды входили следующие коррозионно-активные компоненты: O_2=75мг/л, H_2S=2мг/л, Cl^-=48г/л при обводненности 98%. Коррозионную повреждаемость труб, состав и строение продуктов коррозии изучали для стали 13ХФА после 221 и 551 суток, а для других сталей после 283 суток непрерывной работы. Средняя скорость общей, локальной и суммарной коррозии приведена на рис.1.

Основные выводы:

1. Для хромосодержащих марок стали скорость коррозии зависит от содержания хрома в продуктах коррозии. Увеличение срока эксплуатации труб из стали 13ХФА с 221 до 515 суток привело к росту количества хрома в коррозионных отложениях с 2,5 до 4,5 % и соответственно к снижению скорости коррозии с 0,56 до 0,41 мм/год.
2. На трубах из сталей 20 и 20КСХ большое количество хлоридов содержится в продуктах коррозии и на поверхности металла трубы, что ускоряет локальную и общую коррозии.
3. У сталей 13ХФА и 08ХМФЧА накопление хлора у поверхности трубы не наблюдается, что по-видимому связано с барьерным влиянием образующихся хромосодержащих продуктов коррозии.

Рис. 1. Скорость коррозии исследуемых сталей (средняя).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Х5МФБЧ

Иоффе А.В.[1], Тетюева Т.В.[1], Выбойщик М.А.[2], Князькин С.А.[1], Трифонова Е.А.[1], Зырянов А.О.[1]

[1] *ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара*, ioffe@eor.samara.ru
[2] *Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти*, vma@land.ru

Исследуется влияние температуры отпуска на микроструктуру и карбидные превращения в стали 15Х5МФБЧ с целью получения оптимального сочетания прочностных и коррозионных свойств.

На основе специально построенной ТКД и результатов металлографического анализа, была выбрана нормализация от 900°С с охлаждением водо-воздушной смесью (ВВС). Микроструктура стали 15Х5МФБЧ после нормализации с ВВС представлена верхним и нижним бейнитом, размер первичного аустенитного зерна не превышает ~12мкм. После нормализации металл подвергали отпуску при температурах 680,720, 730, 740, 760, 770 и 780°С в течение одного часа.

При температуре отпуска 680°С в структуре стали выявлены легированные карбиды цементитного типа Me_3C и имеющие когерентную связь с матрицей карбиды VC. Повышение температуры отпуска до 720°С стимулирует коалесценцию легированного хромом цементита и образование карбидов Me_7C_3 на месте растворения карбидов цементитного типа Me_3C. Так же теряется когерентная связь с матрицей мелкодисперсных, равномерно распределенных по структуре, карбидов VC. В результате отпуска при 730ºС фазовый состав карбидной составляющей не меняется. Увеличивается доля рекристаллизованных зерен. Вследствие, повышенной стабильности микроструктуры не происходит резких скачков в изменении прочностных и вязко-пластических характеристиках. Металл имеет однородную мелкозернистую феррито-карбидную структуру. Преимущественно наблюдаются карбиды (Me_7C_3) удлиненной формы и мелкодисперсные карбиды VC. При этом сохраняется незначительное количество округлых карбидов Me_3C. На границах бывшего аустенитного зерна начинается зарождение и последующий рост новых рекисталлизованных зерен феррита. Отпуск в интервале 720–730°С обеспечивает σ_B на уровне 700–750МПа.

С повышением температуры отпуска от 680 до 730°С стойкость к СКРН по методам Д и С возрастает.

Дальнейшее повышение температуры отпуска в интервале 740–780ºС приводит к стабилизации карбидной фазы. В структуре стали уменьшается количество карбидных частиц Me_7C_3 и наблюдается выделение и коалесценция частиц $Me_{23}C_6$. Карбиды VC не были выявлены. Повышение относительного удлинения и ударной вязкости в исследуемом интервале температур отпуска происходит из-за снижения плотности дефектов и увеличения доли рекристаллизованного феррита.

В результате отпуска при 740°С стойкость к СКРН снижается, что по-видимому, связано с образованием более крупных карбидов $Me_{23}C_6$ и началом растворения карбидов VC.

Лабораторные испытания металла после термической обработки нормализация 900ºС + отпуск 730°С в CO_2 насыщенной среде показали, что скорость углекислотной коррозии не превышает 0,2мм/год. Высокая стойкость к углекислотной коррозии обусловлена образованием обогащенных хромом продуктов коррозии.

Таким образом термообработка (нормализация + отпуск 730°С) обеспечила для стали 15Х5МФБЧ σ_B на уровне 700–750МПа и $\delta \geq 20\%$ в сочетании с высокими показателями стойкости к СКРН (K_{1SSC} = 31 МПа·м$^{1/2}$ и σ_{th} = 80% от $\sigma_{0,2}$) и углекислотной коррозии.

ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВАЛИКОВ ПОЛУЧАЕМЫХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Луцко Н.И., Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Лапковский А.С.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь,
scvdmed@bntu.by

Лазерная наплавка - это технология создания покрытий, включающая нанесение материалов разной природы на металлическую подложку с использованием в качестве источника энергии лазерного луча. Особенностью лазерной наплавки является достижение высоких (до 10^7 Вт/м^2) плотностей мощности, что обеспечивает возможность локального нанесения покрытия без объемного разогрева детали.

Перспективным направлением развития лазерной наплавки является объединение последней с компьютерным проектированием (CAD) и компьютерным управлением (CAM), когда появляется возможность производить послойное изготовление деталей завершенной геометрии в течение одноступенчатого процесса [1] с минимальной последующей механической обработкой и получением комплекса свойств деталей, не уступающего по уровню свойствам, получаемым пластической деформацией.

Так как процесс лазерной наплавки является основой упомянутых выше технологий, нами была предпринята попытка исследовать основные особенности формирования геометрии поперечного сечения валиков получаемых при лазерной наплавке при изменении таких параметров, как дистанция наплавки и скорость наплавки.

Лазерная наплавка производилась при мощности излучения лазера 1000 Вт, при различных дистанциях и скоростях наплавки на образцы из стали 45. В качестве наплавочного материала использовали порошок самофлюсующегося сплава – ПГ-12Н-02 грануляцией 20–80 мкм.

Затем на поперечных шлифах зон наплавки, с помощью металлографического микроскопа Р-200 определяли такие геометрические параметры поперечного сечения, как ширина валика *I* и высота – *H*.

Установлено, что при увеличении дистанции наплавки ширина валиков уменьшается. Эта закономерность одинаково проявляется при всех исследованных режимах (рис. 1). Такую зависимость можно объяснить тем, что уменьшение дистанции наплавки приводит к расфокусировке луча лазера, при этом увеличивается пятно нагрева и, как следствие, увеличиваются диаметр ванны расплава и ширина валика.

Рис.1. Зависимость ширины валика *I* от дистанции наплавки *L* при скорости наплавки *V* для порошка ПГ-12Н-02

Скорость наплавки, как видно из рисунка 2, также довольно заметно влияет на ширину валика. При увеличении скорости наплавки самофлюсующегося сплава на основе никеля ширина валика уменьшается. Такая закономерность имеет место при всех применявшихся режимах наплавки.

Наблюдавшаяся зависимость ширины валика от скорости наплавки объясняется тем, что при увеличении скорости наплавки один и тот же объем подаваемого в зону наплавки материала распределяется на большей длине наплавки. Естественно, что при этом ширина валика должна уменьшаться.

Рис. 2. Зависимость ширины валика *I* от скорости наплавки *V* при дистанции наплавки *L* для порошка ПГ-12Н-02

Увеличение дистанции наплавки, как видно из рисунка 3, приводит к увеличению высоты валиков. Такой характер зависимости можно объяснить тем, что рост дистанции наплавки приводит к уменьшению количества вносимой в покрытие энергии, ванна расплава уменьшается в диаметре, поэтому из поступающего в зону наплавки порошка формируется более узкий, но более высокий валик. Указанная закономерность справедлива при всех режимах наплавки.

Рис. 3. Зависимость высоты валика *H* от дистанции наплавки *L* при скорости наплавки *V* для порошка ПГ-12Н-02

Влияние скорости лазерной наплавки на высоту валиков показано на рис. 4. Из него видно, что скорость наплавки оказывает более существенное влияние на высоту валиков по сравнению с дистанцией наплавки.

Рис. 4. Зависимость высоты валика *H* от скорости наплавки *V* при дистанции наплавки *L* для порошка ПГ-12Н-02

При увеличении скорости лазерной наплавки высота валиков заметно уменьшается. Так же как при исследовании ширины валиков, такую закономерность можно объяснить тем, что с увеличением скорости наплавки один и тот же объем наносимого материала распределяется на большей длине валика.

Таким образом, исследования показали, что режимы процесса оказывают существенное влияние на форму и размеры поперечного сечения валиков получаемых при лазерной наплавке. Это обстоятельство нельзя игнорировать при назначении режимов наплавки для конкретных деталей, особенно в случаях, когда необходимо точное воспроизведение определенной геометрии и формы наплавляемого объекта. Последнее обстоятельство тем более важно в процессах 3D прототипирования, когда лазерная наплавка является только частью достаточно сложного технологического процесса непосредственного формирования детали.

Список литературы

1. Koch J., Mazumder J. Rapid prototyping by laser cladding. In: Denney P.,Miyamoto I., Mordike BL, editors. Proceedings of ICALEO ’93, 1993, vol. 77: p. 556-65.

ЛАЗЕРНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА

Девойно О.Г., Луцко Н.И., Лапковский А.С.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
scvdmed@bntu.by

В машиностроительном производстве наиболее широко применяется режущий инструмент из спеченных твердые сплавы вольфрамовой и титано-вольфрамовой группы. Качество выпускаемой продукции на предприятиях в значительной мере определяется качеством данного режущего инструмента. Однако стоимость данного инструмента весьма значительна и с каждым годом продолжает расти. Ввиду этого наиболее остро ставятся вопросы повышения стойкости режущего инструмента.

Среди существующих методов поверхностной обработки большой интерес представляет упрочнение твёрдых сплавов лазерным излучением. В отличие от известных способов объемной термической обработки твердых сплавов процесс лазерного воздействия

может быть оперативно организован в производственных условиях, с минимальными удельными затратами[1].

В настоящий момент существует три основных направления лазерного упрочнения инструментальных твердых сплавов: импульсная лазерная обработка, непрерывная лазерная обработка, текстурирование передней поверхности лазерным лучом,

Сущность метода *импульсной лазерной обработки* (ИЛО) заключается в воздействии короткими импульсами с высокой плотностью мощности ($q = 10^8$ Вт/см^2) направленными на поверхность обрабатываемого материала, что приводит к переходу вещества в плазменное состояние. При расширении плазмы возникают очень большие, как при взрыве давления и, если это явление происходит в том случае, когда время воздействия излучения меньше времени распространения ударной волны, то и возникает ударная волна с большой амплитудой на обрабатываемой поверхности. При распространении этой волны вглубь материала и происходит пластическая деформации, приводящая к упрочнению материала. ИЛО является наиболее изученным и распространенным методом упрочнения твердосплавного инструмента.

Рис. 1. Схема процессов, развивающихся в материале при ИЛО

Текстурирование режущего инструмента лазерным лучом стало возможно в последнее время, благодаря развитию систем транспортирования излучения. Процесс основан на уменьшения сил трения на передней поверхности инструмента, чего добиваются путем нанесения текстур. Эффект снижения коэффициента трения сильно зависит от формы и размера текстуры, значительно более низкие коэффициенты получаются при микро - и наноразмерных текстурах.

Обработка ведется на фемтосекундных лазерах, что позволяет получить необходимые текстуры без значительного теплового вклада в материал. Схемы наложения текстур различают по их положению к направлению схода стружки: перпендикулярная, параллельная и сетчатая текстуры.

Наибольшее распространение получила схема с текстурой перпендикулярной к направлению схода стружки. Она позволяет добиться значительного снижения сил резания, а, следовательно, и увеличение стойкости инструмента.

Технологию текстурирования твердых сплавов рекомендуется применять для модифицирования инструмента применяемого при чистовой и получистовой обработке вязких материалов. Текстурированная поверхность выступает концентратором напряжений, что ведет к охрупчиванию материала и не позволяет вести обработку с ударными нагрузками [2].

Рис. 2. Принципиальные схемы, указывающие направление текстуры (*а*) перпендикулярная; (*б*) параллельная с направление схода стружки; (*в*) сетчатая текстуры.

Рис. 3. Влияния вида текстуры на силы резания при точении алюминиевого сплава (V = 600м/мин, t = 0,2мм, S = 0,1мм/об)

Применение *непрерывного излучения* для изменения структурно-фазового состава и свойств твердых сплавов является гибким инструментом, позволяющим в более широком, чем для ИЛО, диапазоне изменять условия протекания термических процессов в поверхностных слоях материалов, что соответствующим образом сказывается на изменении их физико–механических характеристик.

Лазерная обработка непрерывным излучением при плотности мощности от $0{,}8\cdot10^5$ до $1{,}4\cdot10^5$ Вт/см^2 и скорости перемещения луча по образцу 100...900 мм/мин обеспечивает достаточно эффективное упрочнение твердых сплавов группы ВК. При оптимальных режимах облучения стойкость увеличивается в 2...3 раза. Характерным для данного вида обработки, также как и для ИЛО является наличие сетки трещин на поверхности зоны облучения. Однако после удаления дефектного слоя материала износ значительно уменьшается, что указывает на наличие зоны упрочнения, находящейся под слоем, ослабленным трещинами[3]. При обработке непрерывным излучением безвольфрамовых твердых сплавов ТН, с сохранением исходной шероховатость поверхности, микротвердость возрастает в 1,2–1.5 раза и достигает 20,5–22,5МПа. Также наблюдается существенный рост плотности дислокаций в зоне облучения, появление в поверхностном слое значительных сжимающих напряжений первого рода. Совокупность этих факторов позволяет достичь увеличения стойкости инструмента в 2,4– 4,0 раза.

Применение непрерывного излучения для упрочнения инструмента является производительным методом и предоставляет более широкие возможности для модифицирования свойств поверхности сплавов в сравнении с другими видами лазерной обработки.

Список литературы

1. Пинахин И. А., Копченков В. Г. Влияние импульсной лазерной
2. обработки твердосплавных режущих инструментов на эффективность обработки металлов резанием // Вестник ДГТУ.– Ростов н/Д, 2010.– №8. – С.1235 – 1240.
3. Noritaka Kawasegia, Hiroshi Sugimorib, Hideki Morimotoa Development of cutting tools with microscale and nanoscale textures toimprove frictional behavior // Precision Engineering – 2009. – №33. – С. 248–254.
4. Яресько С.И. Физические и технологические основы упрочнения твердых сплавов: Монография / С.И. Яресько. – Самара: Самарский научный центр РАН, 2006. – 244 с.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО НАГРЕВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ

Кардаполова М.А., Кавальчук О.Н.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь,
scvdmed@bntu.by

На микротвердость покрытий после электроискровой и последующей лазерной обработки значительное влияние оказывает состав электрода. Предварительное электроискровое легирование проводилось на серийной установки ЭФИ-46А на средних режимах по току. Последующая лазерная обработка образцов проводилась на CO_2-лазере непрерывного действия «Комета-2» со следующими параметрами: диаметр пятна $d = 1$ мм; мощность $P = 1$ кВ; скорость луча $v = 200$ и 500 мм/мин; обработка проводилась в фокусе. Электроискровая обработка производили различными электродами: графит, молибден, вольфрам и ВК20 (80% карбида вольфрама, 20 кобальт).

Для исследований были использованы образцы стали 45 с твердостью сердцевины 40…45 HRC.

Изучали распределение микротвердости по сечению образца на приборе ПМТ-3. Микротвердость измерялась на глубину 500 мкм, и рассчитывалось среднее значение по 25 измерениям. Полученные результаты были проанализированы и на их основе построена диаграмма, наглядно показывающая влияние состава электрода на микротвердость упрочненных слоев после лазерной обработки (рис. 1).

Наименьшая микротвердость наблюдается у образцов, легированных молибденом: $H_\mu = 5140$ МПа при скорости перемещения лазерного луча $v = 200$ мм/мин, $H_\mu = 7870$ МПа при $v = 500$ мм/мин. Наибольшая микротвердость наблюдается у образцов, легированных вольфрамом: $H_\mu = 6500$ МПа при скорости перемещения лазерного луча $v = 200$ мм/мин, $H_\mu = 9750$ МПа при $v = 500$ мм/мин.

Микроструктурный анализ проводился для ВК20 покрытий до и после лазерной обработки с использованием микроскопа МКИ–2М–1. На рис. 2*а* представлено изображение микроструктуры электроискрового ВК20 покрытия. На снимке видно, что толщина полученного слоя составила 20–30 мкм, тогда как зона термического влияния (ЗТВ) простирается приблизительно на 15–20 мкм в основу. На фотографии можно увидеть четкую границу между покрытием и основой, а также поры и микротрещины.

Рис. 1. Диаграмма влияния состава электрода на микротвердость слоев после лазерной обработки

а) *б*)

Рис. 2. Микроструктура: *а*) – электроискровых ВК20 покрытий; *б*) – электроискровых ВК20 покрытий после лазерной обработки

Электроискровые ВК20 покрытия, модифицированные лазерным лучом, кристаллизуются и их структура изменяется. Лазерная обработка приводит к гомогенизации химических соединений в покрытии и кристаллизации пересыщенных фаз вследствие распространения температурного градиента и высокой скорости охлаждения. Внешний модифицированный лазером слой не имеет микротрещин и пор. Отсутствует граница между покрытием и основой. Толщина обработанного лазером покрытия составляет 40-50 мкм с ЗТВ в пределах 30–40 мкм.

На микротвердость и шероховатость покрытий после электроискровой и последующей лазерной обработки значительное влияние оказывают режимы лазерной обработки и электроискрового легирования. Режимы во многом определяет формирование структуры поверхностного слоя подложки. Предварительная электроискровое легирование проводилось на стационарных режимах серийной установки ЭФИ-46А на режимах RI = 86 А/Дж, RIII = 33 А/Дж, RV = 1,5 А/Дж. Установка имеет 6 режимов. Для исследований был выбран твердый сплав ВК – 8 как материал, работающий при ударных нагрузках. Лазерная обработка образцов проводилась на лазерной установке непрерывного действия ЛГН – 702 при различных плотностях мощности: q = 0,1–0,3·109 Вт/м2.

Для исследований были использованы образцы стали Х12М в закаленном состоянии. После низкого отпуска при температуре 160ºС была получена мартенситная структура. Твердость поверхностного слоя 62…63 HRC, сердцевины 40…45 HRC. Для изучения механизма превращений, происходящих при лазерной обработке, поверхность после электроискрового легирования подвергали излучению непрерывного лазера Комета-2 с последовательным увеличением энерговклада. Изучали распределение микротвердости по се-

чению образца на приборе ПМТ-3, шероховатость на приборе профилограф-профилометр 252.

В результате упрочнения образцов после электроискрового легирования и лазерным лучом были получены слои толщиной 120…500 мкм. Выявлены два типа структур, значительно отличающихся друг от друга. Структура поверхности, упрочненной при плотности мощности $0{,}15 \cdot 10^9$ Вт/м^2, имеет слоистое строение. Слой, расположенный непосредственно у поверхности, представляет собой мартенсит, мелкодисперсные карбиды и значительное количество остаточного аустенита, что подтверждается твердостью слоя. Второй слой состоит из мелкодисперсных карбидов и мартенсита, имеет максимальную твердость, причем с увеличением плотности мощности глубина верхнего слоя возрастает. Далее идет слой со структурой отпуска и более низкой твердостью (до 5,7 ГПа) (рис. 3, кривая 3). Интервал режимов плотности мощности $q = 0{,}1 - 0{,}2 \cdot 10^9$ Вт/м^2, V = 13 мм/с представляет интерес тем, что он является граничным, при котором на поверхности начинается оплавление. При плотности мощности выше $0{,}2 \cdot 10^9$ Вт/м^2 происходит оплавление поверхности.

Второй тип структур наблюдается при режимах лазерной обработки $q = 0{,}05 \cdot 10^9$ Вт/м^2, $V = 13$ мм/с (рис. 3, кривая 1). Слой, расположенный непосредственно у поверхности, представляет собой мартенсит, мелкодисперсные карбиды и незначительное количество остаточного аустенита. Второй слой – зона с трооститной структурой с понижением микротвердости до 6,0 ГПа.

Таким образом, при увеличении глубины зоны термического воздействия лазера в стали Х12М непосредственно на поверхности образуется слой с наличием аустенита, что отрицательно сказывается на механических свойствах металла.

Рис. 3. Распределение микротвердости по глубине упрочненного слоя после электроискровой обработке на режиме 1 и лазерной обработки при различных режимах

Выводы

1. Лазерная обработка электроискровых покрытий приводит к улучшению структуры, упрочненный слой не имеет микротрещин и пор, отсутствует граница между покрытием и основой.
2. Предварительная электроискровая и последующая лазерная обработка покрытий позволяет получить мелкодисперсную однородную структуру упрочненного слоя высокой твердости, что предполагает повысить износостойкие свойства поверхностей трения.
3. В результате последующей лазерной обработки глубина упрочненного слоя составляет 300…450 мкм с максимальной микротвердостью у поверхности до 16 ГПа и высокой микротвердостью по глубине слоя до 11…12 ГПа.

ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ

Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Яцкевич О.К.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
scvdmed@bntu.by

В настоящее время довольно активно проводится поиск эффективных методов улучшения комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств керамических покрытий. Большинство исследований включает в себя разработку новых методов получения порошковых материалов для напыления [1,2]. Особое внимание также уделяется подбору оптимального состава композиций, который позволит в свою очередь получить износостойкие керамические покрытия с высокой адгезией[3].

В данной работе исследуется влияние содержания легирующих элементов в порошке для плазменного напыления, который получен методом диффузионного легирования, на фазовый состав, твердость и адгезию сформированных керамических покрытий.

Исходный порошок оксида алюминия подвергали диффузионному легированию молибденом и бором. Исследовались три типа покрытий из оксида алюминия (Al_2O_3), не прошедшего диффузионную обработку, и диффузионно-легированного бором (Al_2O_3–B) и молибденом (Al_2O_3–Mo). Для оценки влияния количества легирующих элементов в модифицированном керамическом порошке на параметры структуры и свойства плазменных покрытий были изготовлены образцы разного состава с содержанием легирующего элемента в пределах 1–15%. Смешенные в определенном соотношении исходные материалы засыпаются в герметичный контейнер, который размещается в лабораторной установке. Контейнер, вращающийся со скоростью 50–100 мин$^{-1}$, подвергается изотермической выдержке в печи в течение 1…2,5 часов при температуре 920–950°C.

Напыление покрытий выполнялось при следующих технологических параметрах: сила тока в плазменной горелке 420 А, напряжение 80 В, расстояние между соплом и напыляемой поверхностью 90 мм, рабочий газ – азот с расходом 3 м^3/ч. Толщина покрытия после напыления 0,5…0,7 мм, базовый материал – сталь 45.

Исследованием методами СЭМ с использованием аттестованного микроскопа «Mira» фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания), с применением детекторов вторичных (SE) и обратно отраженных электронов (BSE), а также микрорентгенспектральным анализом (МРСА) поперечной структуры газопламенных покрытий из порошков Al_2O_3, модифицированных молибденом, установлено, что легирование порошка усиливает диффузию в окисный слой Fe из основы. Микроструктура покрытия в режиме BSE из порошка, модифицированного Mo, показывает равномерное распределение по сечению покрытия Fe, Mo- содержащих фаз. Аналогичный эффект наблюдается и для покрытий легированных бором. Установлено присутствие железа в пограничном слое покрытия, что может свидетельствовать о химическом взаимодействии элементов керамического покрытия со стальной основой.

Методом рентгенофазового анализа (РФА) с применением рентгеновского дифрактометра «ДРОН -3» и программы «SPLIT LINE» исследовали фазовый состав модифицированных порошков и покрытий из них. Использовали интервал углов рассеяния от 20 до 100º. Шаг поворота образца составлял 0,1º, скорость вращения гониометра 1º/с. Установлено, что в нанесенных покрытиях присутствуют фазы α-Al_2O_3 (корунд) и γ-Al_2O_3. При этом в композиционных покрытиях доля высокотемпературной фазы α-Al_2O_3 выше, по сравнению с покрытием из чистого оксида алюминия, не прошедшего диффузионную обработку.

В покрытии из порошка с содержанием молибдена 1-4 % обнаружено небольшое количество Mo, в покрытии из порошка с содержанием молибдена 4-15 % - фаза Al_5Mo.

Это свидетельствует о том, что при газопламенном нанесении данных покрытий происходит частичное разложение фазы α-Al_2O_3 и образование новой Al_5Mo, но только в том случае, если количество Mo составляет не менее 4 %. В исходных порошках, модифицированных до 4 % Mo, присутствуют только фазы α-Al_2O_3 (корунд), частично окисленный в плазменной струе молибден MoO_3 и чистый Mo. В покрытии Al_2O_3 –B установлено присутствие боридов железа Fe_3B на поверхности контакта покрытия с базовым материалом, других соединений не выявлено.

Таблица 1. Фазовый состав и свойства исследуемых композиций

Состав покрытия, %	Фазовый состав	Пористость, %	HV, ГПа	Величина адгезии,МПа
Al_2O_3 - 1 Mo	α , γ - Al_2O_3, Mo	9	16,2	17,4
Al_2O_3- 2 Mo	α , γ - Al_2O_3, Mo, MoO_3	7,5	14,8	22,4
Al_2O_3 - 4 Mo	α , γ - Al_2O_3, Mo, Al_5Mo	6,2	12,9	26,1
Al_2O_3 - 6 Mo	α , γ - Al_2O_3, Mo, Al_5Mo	6	12,5	26,4
Al_2O_3 - 8 Mo	α , γ - Al_2O_3, Mo, Al_5Mo	5,8	12,2	27,1
Al_2O_3 - 10 Mo	α , γ - Al_2O_3, Al_5Mo, Mo, MoO_3	5	11,9	27,8
Al_2O_3 - 12 Mo	α , γ - Al_2O_3, Al_5Mo, Mo, MoO_3	4,8	10,8	27,5
Al_2O_3 - 15 Mo	α , γ - Al_2O_3, Al_5Mo, Mo, MoO_3	4,5	10,4	27,3
Al_2O_3 - 1 B	α, γ - Al_2O_3, B	7	16,4	18,5
Al_2O_3 - 2 B	α, γ - Al_2O_3, B	7,2	16,1	19,4
Al_2O_3 - 4 B	α, γ - Al_2O_3, B	7	15,7	22,4
Al_2O_3 - 6 B	α, γ - Al_2O_3, B	6,5	13,4	23,5
Al_2O_3 - 8 B	α, γ - Al_2O_3, B, Fe_3B	5,9	11,5	26,7
Al_2O_3 - 10 B	α, γ - Al_2O_3, B, Fe_3B	5,5	10,6	26,5
Al_2O_3 - 12 B	α, γ - Al_2O_3, B, Fe_3B	6	10,3	26,6
Al_2O_3 - 15 B	α, γ - Al_2O_3, B, Fe_3B	6,3	10,1	26,8

Средние значения адгезии покрытий с основой для оксида алюминия составляют 10,95 МПа, а для легированных бором 25,5 МПа и молибденом – 26,1 МПа. Таким образом, адгезия композиционных покрытий с основой выше в 2,2 -2,4 раза по сравнению с исходной керамикой (табл.1).

Исследованные покрытия имеют весьма высокую микротвердость, а именно материал Al_2O_3 – в среднем 15 ГПа, легированный материал Al_2O_3-Mo – 12,9 ГПа, легированный материал Al_2O_3-B – 10,65 ГПа.

Используемая машина трения А-135 типа Amsler позволила измерить момент и работу трения при приложенной постоянной нагрузке на образце по схеме диск-колодка в данный момент времени для последующего расчета мгновенного коэффициента трения керамических покрытий. Были получены зависимости значений коэффициентов трения для покрытий разного состава от давления в паре трения (рис.1).

Установлено, что при увеличении давления в паре трения для всех исследуемых покрытий происходит интенсификация изнашивания, коэффициент трения увеличивается (рис.1). Однако, легированные молибденом и бором в количестве 15% покрытия при давлении 30–45 МПа имеет меньшую тенденцию к увеличению коэффициента трения.

Введение легирующих элементов позволило снизить коэффициент трения керамических покрытий в 2…2,2 раза. При этом разница становится более существенной при увеличении контактного давления.

Рис. 1. Зависимость коэффициента трения от нормальной нагрузки в установившемся режиме для различных покрытий.

Особый интерес представляют композиции Al_2O_3 – Mo (6–8%) и Al_2O_3 – B (8–10%), имеющие при невысоком коэффициенте трения наименьшую интенсивность изнашивания. Причем коэффициенты трения данных композиций в меньшей степени зависят от увеличения контактного давления в паре трения.

Необходимо также отметить, что все исследуемые керамические покрытия при испытании в присутствии смазочного материала имеют незначительные следы износа на поверхности по сравнению со случаем сухого трения, что довольно типично для данного класса покрытий. Наличие смазки снижает коэффициент трения исследованных покрытий в 2,8…3 раза по сравнению с сухим трением.

На основании проведенных исследований установлено: разработанные порошковые материалы позволяют получить плазменные керамические покрытия с высокой прочностью сцепления до 26-27 МПа, при незначительном снижении микротвердости до 10-12 ГПа. Вместе с этим отмечается снижение коэффициентов трения покрытий в 2…2,2 раза. Величина относительного износа легированных покрытий значительно меньше, чем нелегированных как для случая сухого трения, так и для трения в масле, хотя твердость покрытий отличается незначительно.

Список литературы

1. Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С. Керамика для машиностроения. М.: ООО Издательство «Научтехлитиздат», 2003.-384 с. 2. Хокинг М., Васантасари В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия: Получение, свойства, применение: Пер. с англ. – М.: Мир, 2000. – 518 ил. 3. Плазменные покрытия на основе керамических материалов: Монография/ А.Ф. Ильющенко, В.А. Оковитый, А.И. Шевцов; под ред. А.Ф. Ильющенко. – Минск: Бестпринт, 2006. – 316с.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ РОСТА ВИСКЕРОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ИХ ОТЖИГА

Викарчук А.А., Дорогов М.В.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
ООО «Нанотехнологии для экологии», Тольятти, Россия
fti@tltsu.ru

В работе представлены результаты исследования структуры вискеров, формирующихся на поверхности медных икосаэдрических малых частиц (ИМЧ) в процессе отжига и предложены механизмы их роста. Сами икосаэдрические малые частицы меди получали методом электроосаждения металла. Детально методика получения ИМЧ описана в работах [1–3].

Отжиг медных ИМЧ проводили в муфельной печи в атмосфере воздуха и в вакуумной камерной электропечи сопротивления при остаточном давлении 10^{-5} мм.рт.ст. Отжиг проводился при различных температурах от 100°С до 850°С с шагом в 50° и временем выдержки до 1 часа.

Особенности строения и морфологии поверхности ИМЧ и вискеров исследовались на растровом электронном микроскопе (LEO 1455 VP и Supra 25 фирмы “Zeiss” и Quanta 600 FEG фирмы “FEI”). Структура и особенности внутреннего строения изучалась при помощи просвечивающего электронного микроскопа (JEM 2100 (JEOL)) и растрового ионно-электронного микроскопа Quanta 200 3D (FEI).

Икосаэдрические малые частицы меди, полученные методом электроосаждения, на которых предлагается сформировать развитую поверхность, детально изучены в работах [4–6].

Известно, что термообработка способна инициировать ряд процессов в приповерхностных слоях электролитического осадка металла: активизация диффузии, отжиг дислокационной структуры, изменение структуры, фазового и компонентного состава. Развитие этих процессов само по себе приводит, как правило, к модификациям рельефа. В ряде случаев рельеф формируется как результат взаимодействия перечисленных выше процессов в приповерхностных слоях с процессами, инициированными термообработкой.

Установлено, что при отжиге в вакууме вплоть до температур 500 – 600°С (в зависимости от размера) видимых изменений морфологии поверхности ИМЧ не наблюдается и сохраняется четкая огранка. Начиная с температуры в 600 – 700°С ИМЧ теряют четкую огранку и приобретают сфероидальную форму. Отжиг при более высоких температурах (более 900°С) приводит к полному испарению электролитического осадка меди.

В случае когда проводили термическую обработку в атмосфере воздуха, на поверхности икосаэдрических малых частиц, при температурах выше 400° С наблюдалось образование вискеров (рис. 1), в виде нитевидных кристаллов с наноразмерным диаметром.

В частности, на медных ИМЧ, имеющих микроразмеры, вискеры интенсивно росли при температурах начиная с 450°С. Мы считаем, что необходимым условием их появления является атмосфера и наличие в частице дефектов дисклинационного типа, создающих дальнодействующие поле напряжений.

Сразу же после нагрева до 450°С со скоростью 20 град/мин частица теряет огранку и на ее поверхности появлялись редкие цилиндрические вискеры до 1–2 мкм в длину и диаметром до 50 до 100 нм, а также многочисленные выступы, ступеньки, нанопоры. На следующем этапе (уже примерно через 15 минут выдержки при этой температуре) вискеры увеличивались до 6–7 мкм и 100 – 150 нм в диаметре, их плотность достигала $5\cdot10^5$ см$^{-2}$. В третий период (выдержка при 450°С более 30 минут) вискеры достигали максимальной длинны 13 – 15 мкм, их число доходило до 10^7–10^8 см$^{-2}$, зарождение новых вискеров на поверхности постепенно прекращалось.

а) *б*)

Рис. 1. Вискеры на поверхности ИМЧ

Сканирующая электронная микроскопия высокого разрешения показывает, что большинство вискеров представляют собой практически идеальные цилиндры с небольшой конусностью (рис. 1) с диаметром менее 100 нм. Исследования сравнительно крупных (более 100 нм), но коротких (менее 10 мкм) вискеров при высоких увеличениях показывают, что они имеют огранку в форме пятиугольного полиэдра, т.е. обладают пентагональной симметрией (рис. 1 *б*).

Просвечивающая электронная микроскопия подтверждает данные сканирующей об идеальной форме вискеров с заостренной вершиной. Кроме того при высоких увеличениях видно, что такие цилиндрические вискеры практически не имеют дефектов, вероятно при таком малом диаметре (менее 30 нм) их образование становится энергетически не выгодно.

Эксперименты показывают, что если отжиг ИМЧ производить на воздухе, то на их поверхности растут вискеры, если в вакууме, то образуются только нанопоры.

Мы считаем, что напряжения, создаваемые дальнодействующим полем точечной дисклинации в ИМЧ, вызывают интенсивные транспортные потоки атомов по дефектам и пористым каналам, а рекристаллизационные и диффузионные процессы обеспечивают поставку строительного материала к центрам зарождения вискеров и приводят к потере огранки частицы. Образованию каналов в подложке способствует переползание в поле напряжений дислокационных петель, стимулируемое мощным источником – дисклинацией, находящейся в ИМЧ, выходы каналов на поверхность – это места роста цилиндрических вискеров. Рост вискеров осуществляется за счет поставки атомов металла изнутри частицы. Диффузия катионов металла к кончику уса, поддерживающая их рост, осуществляться по ядру частичной дисклинации или каналу нанопоры, а затем путем поверхностной диффузии вниз за пределы усов, пока он на ступени не соединится с окисляющим ионом.

Сравнительно крупные вискеры, имеющие пентагональную огранку, образуются и растут на дисклинациях типа <110>. Их значительно меньше и они не совпадают по направления с «лесом» цилиндрических вискеров, выросших изначально на гранях {111} ИМЧ.

Вероятнее всего, образование и рост вискеров на нанопорах и дисклинациях, выходящих на поверхность пентагональных кристаллов, осуществляется по нескольким механизмам одновременно: непосредственное встраивание атомов к местам роста из атмосферы, а также диффузии атомов по поверхности, но самое главное диффузии по ядрам дефектов и нанопористым каналам. Образующаяся окисная пленка на поверхности усов за-

дает его латеральный размер, а каналы обеспечивают поставку материала изнутри и рост вискеров в длину, при этом в ИМЧ образуется внутренняя полость.

Работа выполнена в рамках государственных заданий высшим учебным заведениям на 2012 год и на плановый период 2013 и 2014 годов в части проведения научно-исследовательских работ: г/б тема №711792011 и при поддержке фонда содействия малых форм предприятий в научно-технической сфере: проект №19732.

Список литературы

1. Викарчук А.А., Воленко А. П. Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения// Физика твердого тела. — 2005. — Том 47, вып. 2. — С. 339 – 344.
2. Викарчук А.А, Денисова Д.А., Довженко О.А., Тюрьков М.Н., Цыбускина И.И., Ясников И.С. Новые металлические функциональные материалы, состоящие из пентагональных частиц, кристаллов и трубок. Часть I. Механизмы образования и особенности строения пентагональных частиц и кристаллов // Журнал функциональных материалов, 2008, №5 С. 163-174.
3. Викарчук А.А., Ясников И.С. Структурообразование в наночастицах и кристаллах с пентагональной симметрией, формирующихся при электрокристталлизации металлов // Издательство Тольяттинского государственного университета. – Тольятти, 2006 г. – 206 с.
4. Викарчук А.А., Ясников И.С., Довженко О.А., Талалова Е.А., Тюрьков М.Н. Пентагональные кристаллы меди электролитического происхождения: строение, модели и механизмы их образования и роста // Вестник Самарского государственного университета. № 3-3. С. 51-64. 2006.
5. Ясников И.С., Викарчук А.А., Талалова Е.В. Процессы тепло- и массопереноса в металлических нано- и микрочастицах электролитического происхождения // Материаловедение. № 11. С. 46-50. 2006.
6. Gryaznov V.G., Kaprelov A.M., Heydenreich J., Nepijko S.A., Urban J., Romanov A.E. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Crystal Research and Technology, 34, 9, 1091-1119 (1999).

КОМБИНИРОВАННАЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЯЗКОПЛАСТИЧНЫХ ЖИДКОСТЕЙ

Викарчук А.А., Растегаева И.И.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
ООО «Нанотехнологии для экологии», Тольятти, Россия
fti@tltsu.ru

Многие технологические жидкости, в частности, глинистые растворы, масляные краски, парафинистая нефть, нефтеотходы, проявляют высокопластичные свойства. Такие жидкости характеризуются двумя основными реологическими параметрами: динамической вязкостью и статическим напряжением сдвига τ_0. Они имеют при сравнительно низких температурах пространственную структуру, которая разрушается под действием механических напряжений больших τ_0.

В качестве объекта исследований в данной работе были выбраны тяжелые нефти, жидкие нефтеотходы, разбавленный нефтью гудрон и мазут. Для высокоэнергетической обработки нефтепродуктов, проявляющих при низких температурах вязкопластичность, использовали в комбинации физические методы воздействия на гетерогенные жидкости: кавитационное, тепловое, электроимпульсное, ударное. акустическое и др. Базовым среди них является кавитационное. Для обработки применяли три вида гидродинамических кавитационных генераторов: дискового, роторно-пульсационного и резонансного типа. Па-

раллельно или последовательно с ними использовали другие методы воздействия и устройства (ультразвуковой диспергатор, акустический излучатель, акустоэмиссионная диагностическая аппаратура).

Принцип работы кавитатора дискового типа основан на возмущении потока жидкости при прохождении ею сквозь отверстия подвижного диска вдоль выпуклости неподвижного, что приводит к возникновению кавитационных зон. Дисковые кавитаторы использовали для нагревания и гомогенизации гетерогенных жидкостей.

Роторно-импульсная аппаратура предназначена для импульсной энергетической обработки гетерогенных жидкостей с целью изменения физико-химических свойств и структуры жидкостей, она обеспечивает интенсивное многофакторное воздействие на обрабатываемую среду (механическое, гидродинамическое, акустическое).

В резонансных гидродинамических генераторах используется возбуждение колебаний резонирующих элементов. Общий принцип работы всех струйных кавитаторов – использование энергии движения жидкости. Такой подход выгодно применять для трубопроводов и других систем, в которых жидкость уже находится под давлением.

Основная цель такой обработки нефти и нефтепродуктов – это снижение их вязкости и увеличение выхода светлых фракций при их атмосферной перегонке. Вязкость этих жидкостей зависит от химического состава, молекулярной массы и наличия частиц второй фазы, она определяется силами межмолекулярного взаимодействия и может меняться в зависимости от температуры и предварительной высокоэнергетической обработки в широких пределах: от 1, 0 до 500Ст. Например, для Мангишлаковской нефти, имеющей плотность 857 кг/м^3, содержащей парафины (до 10%), имеющей температуру застывания 30°С, статическое напряжение сдвига τ_0 при 20°С достигало 500Па, а ее кинематическая вязкость при этих температурах равнялась 19,5 сСт. При нагревании нефти на 10°С τ_0 падало до 5,0Па, а вязкость уменьшалась на 2 порядка. Образованию пространственной структуры в нефти и нефтепродуктах благоприятствует наличие высокой концентрации мелких твердых частиц второй фазы, а значит большой поверхности раздела фаз с поверхностным слоем, имеющим аномальные свойства. Пространственная структура формируется из кристаллов парафина, частичек асфальтенов и ассоциатов, сформированных за счет молекулярного взаимодействия. При комбинированной высокоэнергетической обработке происходит диспергация механических частиц, ассоциаты разрушаются, а вязкость уменьшается. Например, минутная обработка на роторно-пульсационном аппарате гудрона, разбавленного нефтью (20%) приводит к снижению вязкости нефти в 2 раза.

Нами разработаны технологии и оборудование, в которых используются одновременно несколько факторов воздействия на гетерогенные жидкости, причем на наноструктурном уровне. При этом на жидкость, обрабатываемую на кавитанционных кавитаторах дополнительно накладываются физические поля (температурные, силовые, акустические). Многофакторное воздействие на нефть и нефтеотходы организованно в одной модульной установке, основой которой является гидродинамический кавитационный генератор резонансного типа. В генераторе колебания активатора возбуждаются набегающей струей жидкости. В нем струя, вытекающая из сопла с большой скоростью, попадает на пластину с клиновидным краем, имеющую в нашем случае двухточечное крепление. При этом происходит срыв струи, возникают пульсации давления и скорости потока, образуется развитая турбулентность и акустическое поле излучателя, кавитационные зоны и коммуликативные струйки. Дополнительно на обрабатываемую жидкость накладываются температурные, электромагнитные и силовые поля. В установках эти процессы отрегулированы по амплитуде, частоте и последовательности, скоординированы и сонаправлены, так чтобы достигался максимальный эффект обработки, а именно, происходил максимальный выход светлых фракций, выкипающих при температуре ниже 350°С и атмосферном давлении.

Установка оснащена автоматической системой контроля за процессом обработки. В свою очередь оптимальные режимы обработки определяли по сигналам акустической

миссии, излучаемым из кавитационной камеры. Основными факторами, сильно влияющими на эффективность обработки, являются гидродинамические параметры (давление, температура, скорость потока) и конструктивные, зависящие от типа, формы, размера активатора и конструкции камеры для обработки. В нашем случае, оптимальный режим работы установки определялся из спектра сигналов АЭ, излучаемых обрабатываемой жидкостью, и варьировался в ходе предварительных экспериментов, связанных с подбором давления, температуры, скорости течения жидкости и подгонкой размеров, формы резонирующих пластин и сопла, регулировкой расстояния между соплом и отражателем. Основным недостатком этого устройства является быстрый выход их строя резонирующих элементов, в результате циклического действия на них динамических нагрузок, соизмеримых с пределом усталостной прочности материала. Чтобы устранить этот недостаток в лаборатории «Физика прочности и интеллектуальных диагностических систем» ТГУ были специально разработаны наноматериалы для этих целей, а также создана автоматизированная система контроля за процессом обработки. В основе предлагаемой технологии лежит явление комбинированного высокоэнергетического воздействия на гетерофазные жидкости (эмульсии, нефть и нефтепродукты), которые сводятся к следующим процессам:

- диспергированию твердых частиц вплоть до наноразмеров, разрушению коллоидов и деструкции органических и неорганических соединений, находящихся в гетерофазной жидкости;
- эмульгированию (перемешивание и гомогонизация) разнородных жидкостей;
- интенсификации массообменных процессов, окислительно-восстановительных реакций, нейтрализации токсических веществ;
- расщеплению молекул воды, появлению озона, атомарного кислорода, пероксидных соединений и свободных радикалов;
- нагреванию жидкости, изменению ее характеристик;
- деструкции парафина, диспергированию асфальтенов, карбонов, разрушению ассоциатов и разрыву длинномерных молекул углеводородов, изменению структуры и свойств нефтепродуктов.

Результаты кавитационно-волнового воздействия на товарную, высокопарафинистую нефть и нефтепродукты приведены в таблице:

Таблица 1. Разгонка обработанных на кавитационных установках нефти (образец №3, №5), жидких нефтеотходов (№ 8) и гудрона с нефтью (№ 11)

№ пробы	ρ_{20} °С г/см^3	Фракционный состав, %						
		*T*н.к °С	100°С	150°С	200°С	260°С	300°С	360°С
№3 нефть товарная	0,859	42,0	4,7	15,0	23,0	33,0	39,0	58,0
№5 нефть парафинистая	0,920	74	-	4,8	15,0	25,5	33,5	56,0
№8 ж.н.о.	0,877	45	4,0	11,0	19,0	27,0	34,0	53,0
№11 гудрон (20% нефти)	0,903	124	-	3,3	12,0	22,0	29,5	43,5

Обработка осуществлялась в кавитационной установке резонансного типа при давлении на входе пять атмосфер.

Выход легких фракций при разгонке тяжелой нефти, обработанной на кавитационном генераторе резонансного типа, производительностью 20 тонн/час увеличился от 40 % до 60% при температуре разгонки 350°С.

Результаты экспериментов позволяют рекомендовать кавитационную установку для промышленного использования. Ее основным недостатком является частый выход из строя резонирующих пластин. Риск разрушения пластин можно резко уменьшить, если использовать разработанную нами автоматизированную систему управления процессом обработки и специальные сплавы для изготовления этих пластин.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», госконтракт №П392.

ОБЩИЙ СЛУЧАЙ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ

Хаймович П.А.

Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт"
г.Харьков, Украина
pavel.41@bk.ru

Трудно назвать какие-либо свойства твердого тела, на которые не оказывало бы влияние приложенное к этому телу высокое давление. Изменяются оптические, магнитные свойства, приобретают другие значения тепло- и электропроводность, смещается температура сверхпроводящего перехода. В значительной мере оказываются иными механические свойства твердых тел, если деформировать их не в нормальных условиях, а при всестороннем сжатии, т.е. под большим гидростатическим давлением.

В 1912 г. Карман обнаружил, что под давлением в несколько тысяч атмосфер такие хрупкие вещества, как мрамор и известняк, приобретают заметную пластичность [1].

Первые систематические исследования влияния сил всестороннего сжатия на пластичность металлов осуществил П.Бриджмен [2], который пришел к выводу, что предельная пластичность металла и величина действующих на него сил всестороннего сжатия связаны соотношением:

$$\varepsilon = \varepsilon_o + \kappa P$$

где ε – деформация при разрыве под давлением, ε_o – деформация при разрыве без давления, κ – коэффициент пропорциональности (зависимость 1, на рис. 1). При этом величина предельной пластичности определяется, как $\varepsilon = \ln S_o/S_p$, где S_o – начальная площадь поперечного сечения образца, S_p – площадь сечения шейки образца в момент разрыва.

Последующие исследования позволили установить, что эта зависимость имеет более сложный характер. То, что Бриджмен считал разбросом в значениях пластичности в области больших давлений, в действительности указывало на отклонения от линейной зависимости. У латуни и стали эти зависимости принимают вид, представленный кривой 2 на рис.1. У хрупких металлов, как, например, хром, было обнаружено «пороговое» давление, выше которого обычно хрупкий хром становился пластичным и деформировался с образованием шейки. Это соответствует кривой 3 на рис.1.

Рис.1. Зависмость предельной пластичности от давления

Оказалось, что практически все хрупкие металлы могут обнаружить пластичность, если деформацию проводить в условиях гидростатического давления выше определенного уровня, для каждого металла своего. Обобщенная зависимость предельной пластичности от давления имеет вид, изображенный на кривой 4.

Важнейшим практическим следствием этих исследований стала *гидроэкструзия*, при которой металл продавливается через матрицу за счет воздействия на него сжатой гидростатической среды, причем значительный вклад в это направление внесли отечественные специалисты [3].

Дальнейшим развитием гидроэкструзии стала реализация этого вида деформирования при низких температурах, потребовавшая применения в качестве передающей давление среды твердого тела, достаточно пластичного при температуре деформирования, названная разработчиками низкотемпературной квазигидроэкструзией [4], а в последнее время чаще именуемая *барокриодеформированием* (БКД) [5]. Строго говоря, такой вид воздействия следовало бы именовать *барокриордеформированием путем низкотемпературной квазигидроэкструзии*, потому что барокриодеформирование – это не способ, не метод, а условия деформирования, определяющие, что оно проводится при криогенных температурах и побуждается действием на объект сил всестороннего сжатия.

Схемы осуществления как классической (жидкостной) гидроэкструзии, так и БКД приведены на рис. 2. Принципиальное различие этих двух схем состоит в том, что в первой схеме (рис. 2, *а*) максимальное давление, которое испытывает деформируемый объект, однозначно определяется его пределом текучести при температуре деформирования. По второй схеме (рис. 2, *б*) давление, обеспечивающее продавливания объекта через матрицу (то есть разность давлений $P_1 - P_2$), можно в широких пределах варьировать заданием того или иного уровня давления в нижнем объеме, что особенно важно для преодоления порога хрупкости при продавливании низкопластичных металлов. Чем ниже пластичность металла, то есть, чем выше порог хрупкости (см. рис. 1), тем выше должен быть этот уровень. Такая схема позволяет пластически деформировать широкий круг низкопластичных металлов и сплавов. В терминах классической гидроэкструзии такую схему в отечественной литературе принято называть гидроэкструзией с противодавлением, в зарубежной нередко именуют дифференциальной гидроэкструзией. В терминах БКД эта схема, позволяющая в широких пределах задавать уровень сил всестороннего сжатия, прикладываемых к деформируемому объекту до того, как он начинает продавливаться через матрицу, имену-

Рис.2. Схемы БКД:
а – частный случай,
б – общий случай.

ется *общим случаем барокриодеформирования,* в отличие от схемы рис. 2, *а*, называемой *частным случаем БКД*, при котором, как выше было упомянуто, это давление однозначно определяется пределом текучести объекта при температуре деформирования.

Рис. 3. БКД гафния при 77 К:
а – частный случай, *б* – общий случай

Исследования свойств, приобретаемых металлами и сплавами при БКД, показали, что действительно деформирование в условиях одновременного воздействия криогенной температуры и высокого уровня сил всестороннего сжатия в ряде случаев приводит к таким изменениям структуры материала, которые в других условиях деформирования недостижимы [6]. При этом, как и ожидалось, применение общего случая БКД обеспечило возможность даже при криогенных температурах осуществлять деформирование низкопластичных металлов с обеспечением существенного повышения их механических свойств при полном сохранении сплошности (рис. 3). Свойства достаточно пластичных металлов и сплавов, деформированных в таких условиях, также обнаруживают ряд особенностей. Так, реализация общего случая БКД на титане ВТ1-0 не выявила каких либо преимуществ этого вида воздействия по сравнения с частным случаем БКД. При этом оказалось, что с увеличением уровня противодавления (от 4 до 5,5 кбар) упрочнение металла даже уменьшалось. В то же время, для обработки стали Х18Н10Т общий случай

БКД оказался весьма эффективным (рис. 4). Особенность полученных результатов не только в достижения очень высоких механических характеристик, но и в том, что такое упрочнение реализуется при малых степенях деформации (e ~ 0,1–0,15). Структура стали при этом, согласно электронномикроскопическим исследованиям, характеризуется высокой дисперсностью. Приведенные данные убедительно свидетельствуют, что для получения мелкодисперсной структуры металла при высоких механических характеристиках совсем не обязательны большие степени деформирования, более того, область малых деформаций оказывается оптимальной (рис. 4, кривая 3).

Рис. 4. Барокриодеформирование стали Х18Н10Т.
1 – при 300 К, 2 – при 77 К, 3 – при 77 К с противодавлением 6 кбар.

Общий случай БКД позволяет разрешить некоторые вопросы, остававшиеся без ответа. Так, ранее был обнаружен почти стопроцентный переход аустенита в мартенсит в стали Х18Н10Т при ее низкотемпературном квазигидроэкструдировании. В то же время известно, что этот переход сопровождается некоторым увеличением объема, и приложение давления должно было бы переход тормозить. И лишь привлечение общего случая БКД позволило найти ответ. Как оказалось, переход аустенита в мартенсит при низкотемпературном квазигидроэкструдировании стали имеет место преимущественно после выхода экструдата из очага деформации, то есть при отсутствии действия на объект сил всестороннего сжатия, но в условиях, когда материал находится еще при криогенной температуре, что, наоборот, способствует этому переходу.

Применение общего случая барокриодеформирования предоставляет уникальную возможность как исследовать свойства металлов, так и влиять на них в экстремальных условиях одновременного действия криогенных температур и управляемого уровня сил всестороннего сжатия.

Список литературы

1. Колпашников А.И., Вялов В.А. Гидропрессование металлов.- М.: Металлургия, 1973.- 296с.
2. Бриджмен П. Исследования больших пластических деформаций и разрыва.- М.: Изд-во Иностранной литературы, 1955.- 444 с.
3. Береснев Б.И., Мартынов Е.Д., Родионов К.П., Булычев Д.К., Рябинин Ю.Н. Пластичность и прочность твердых тел при высоких давлениях.- М.: Наука, 1970. – 162с.
4. Стародубов Я.Д., Хаймович П.А. Квазигидроэкструдирование металлов в диапазоне температур 300-4,2К // Проблемы прочности. – 1975, вып. 10. – С.116-117.
5. Хаймович П.А. Барокриодеформирование металлических материалов. Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». 12 - 14 марта 2008 года, Оренбург, т.1, с.33-39.
6. И.А.Гиндин, Я.Д.Стародубов, М.П.Старолат, П.А.Хаймович. Особенности дефектной структуры меди, экструдированной при низких температурах. ФММ, т.48, №5, 1979, с.1004-1009.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ БИОМЕХАНИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СХЕМ ФИКСАЦИИ ПРИ ПЕРЕЛОМАХ ШЕЙКИ БЕДРА

Барсуков В.Г.[1] , Карев Д.Б.[2]

[1]*УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы», г.Гродно, Беларусь,*
v.g.barsukov@grsu.bu
[2] *УО «Гродненский государственный медицинский университет», г.Гродно, Беларусь,*
bkarev@gmail.com

Основной задачей винтовой фиксации при переломах шейки бедра является обеспечение прижатия (компрессии) разрушившихся частей одна к другой. Такое прижатие может быть обеспечено различными схемами: одноточечной (центральной и дезаксиальной); двухточечной (симметричной или асимметричной); трехточечной (симметричной, асимметричной с двумя несущими и одним вспомогательным крепёжным элементом); четырехточечной и т.д. Обширный обзор мировых научных и технических достижений в этой области приведен в работах [1–3].Анализ опубликованных работ показывает, что основным недостатком одноточечной схемы фиксации является сложность предохранения со-

единяемых частей кости от возможного проворота. Кроме того, при центральном одноточечном креплении несколько ухудшаются условия обмена веществ, что способствует в определенной мере развитию некроза костных тканей головки. Двухточечная, трехточечная и другие многоточечные схемы фиксации обеспечивают предохранение разрушившихся частей от взаимного проворота, но чем больше точек крепления, тем более травматичной и трудоёмкой является медицинская операция по обеспечению остеосинтеза. В связи с изложенным, в качестве предпочтительных вступают двухточечная и трехточечная схемы фиксации (рис.1).

Рис. 1. Традиционные схемы винтовой фиксации при переломах шейки бедра: *a* – вид сбоку; *в* – одноточечная; *c* – двухточечная симметричная; *d* – трехточечная симметричная; 1 – кортикальная кость; 2 – губчатая кость; 3 – фиксирующий винт; 4 – пластина.

К тому же следует иметь ввиду, что трехточечная схема фиксации при определенных условиях (ослабление затяжки одного из винтов) может работать как двухточечная асимметричная.

Несмотря на интенсивные исследования и разработки, многие вопросы напряженно-деформированного состояния соединяемых элементов разрушенной шейки бедра при различных схемах крепления изучены недостаточно. Опубликованные в литературе подходы [3-5] основаны на упрощенных биомеханических моделях, рассматривающих костную ткань как однородный материал, что вносит заметные погрешности при определении напряжений в соединяемых элементах.

С другой стороны, в медицинской практике в последнее время все чаще стали применяться модифицированные методы фиксации, при которых один из фиксирующих винтов заменяется на имплантат определенной формы, изготовленный из кости оперируемого человека [6].

Такие методы позволяют уменьшить долю инородных элементов (фиксирующие винты), облегчить дренирование и, тем самым, улучшить восстановление головки в послеоперационный период, сократив сроки лечения. Однако биомеханические аспекты такого подхода не изучены, что осложняет анализ возможностей развития данного метода остеосинтеза.

Целью данной работы является разработка усовершенствованной методики расчета, основанной на учете различий деформационно-прочностных свойств внешнего и внутреннего слоев кости, и выполнение на этой базе анализа напряженного состояния при переходе от трехточечной симметричной к двухточечной асимметричной с имплантатом схеме фиксации.

Для расчета напряжений в каждом из слоёв использованы формулы механики слоистых конструкций [7,8].

Напряжения сжатия:

$$\sigma_{ic} = \frac{FE_i}{\Sigma A_{l_i} E_i}; \qquad (1)$$

где σ_{ic} – напряжения сжатия в i-м (кортикальном 1 или губчатом 2) слое кости; E_i – модуль упругости i-го (кортикального 1 или губчатого 2) слоя; A_i – площадь сечения i-го (кортикального 1 или губчатого 2) слоя; F – суммарное усилие затяжки винтов.

Напряжения изгиба для такого материала в любой точке на расстоянии r от центра тяжести сечения [8,9]:

$$\sigma_{iu} = \frac{M \cdot E_i \cdot r}{\Sigma E_i I_i} \qquad (2)$$

Здесь $\sigma_{1и}$ – напряжения изгиба в наружном (кортикальном слое); $\sigma_{2и}$ – напряжения изгиба в губчатом слое; I_1 и I_2 – соответственно, осевые моменты инерции сечения.

В случае ослабления затяжки одного из винтов распределение напряжений по сечению становится неравномерным, причем эта неравномерность тем больше, чем более прослаблена затяжка одного из винтов. Предельно допустимым является случай, когда давление (напряжение сжатия) в наружном слое станет равным нулю. Дальнейшее ослабление недопустимо, так как сопровождается раскрытием стыка соединяемых частей кости.

С другой стороны, распределение напряжений, соответствующее рассматриваемому случаю, может быть достигнуто и при двухточечном ассиметричном креплении. При этом, даже в случае равномерной затяжки одинаковыми усилиями крепежных винтов их равнодействующая (суммарное усилие) будет приложено к точке К, находящейся на некотором расстоянии e (эксцентриситет приложения нагрузки) от продольной оси.

Известно [7,8], что внецентренное сжатие можно рассматривать как сочетание центрального сжатия усилием F и изгиба моментом

$$M = F * e$$

Выразив площади A_1 и A_2 и моменты инерции сечения I_1 и I_2 через диаметры наружный D и внутренний $d = \alpha D$ при помощи известных соотношений и приравняв максимальные напряжения изгиба к напряжениям сжатия, после преобразований получаем формулы для расчета значений предельно допускаемого эксцентриситета e приложения равнодействующей усилия затяжки винтов:
по кортикальной кости

$$e = \frac{D\left(1-\alpha^4\right)E_1 + \alpha^4 E_2}{8\left[\left(1-\alpha^2\right)E_1 + \alpha^2 E_2\right]}$$

по губчатой кости

$$e = \frac{D\left(1-\alpha^4\right)E_1 + \alpha^4 E_2}{8\alpha\left[\left(1-\alpha^2\right)E_1 + \alpha^2 E_2\right]}$$

Проведена расчетная оценка значений эксцентриситетов по кортикальной и губчатой кости на примере шейки бедра с широко распространенным значением диаметра кости D = 40 мм, а также относительного эксцентриситета при разных значениях модуля упругости губчатой кости для двухточечной схемы крепления с одинаковым усилием зажима винтов.

Выполненные расчеты показали, что допускаемый относительный эксцентриситет приложения нагрузки (отношение предельно допустимого эксцентриситета к внешнему радиусу соответствующего слоя кости) изменяется в диапазоне от 0,20 до 0.25 для кортикального слоя и от 0,21 до 0,27 для губчатого слоя во всем исследованном диапазоне изменения модулей упругости кортикального (от 17 до 25 ГПа) и губчатого (от 0,25 до 2,5 ГПа) слоев. При этом предельно допустимое расстояние от центра тяжести сечения кости до мест установки фиксирующих винтов с позиций недопущения раскрытия стыка составляет по кортикальной кости от 15,8 мм до 19,7 мм и от 17,6 до 21,8 по губчатой кости. При радиусе кортикальной кости R_1=20мм и толщине кортикального слоя 2 мм расчетный максимальный радиус губчатого слоя составит R_2 =18 мм. При диаметре фиксирующего винта 8 мм (радиус 4мм) максимальный геометрически возможный эксцентриситет для установки винтов без разрушения резьбовой частью внутренней боковой поверхности кортикального слоя составляет 14 мм. Сравнение этой величины с предельно допустимыми расчетными значениями по критерию отсутствия раскрытия стыка показывает, что при установке фиксирующих винтов в пределах губчатого слоя гарантированно обеспечивается прижатие (компрессия) разъединенных частей со сжимающими напряжениями в кортикальном и губчатом слоях.

Заключение

Результаты выполненных исследований позволяют определять напряжения в кортикальной и губчатой кости при двухточечном и трехточечном креплении отломанных частей шейки бедра с равными усилиями затяжки винтов. Установлен предельно допустимый эксцентриситет приложения усилия затяжки при двухточечном креплении с позиций недопущения раскрытия стыка соединяемых частей кости.

Список литературы

1. Manniger J, Bosch U, Cserhati P, Fekete K, Kazár G. Internal fixation of femoral neck fractures. An atlas. Springer. Wien -New York. 2007, 307p
2. Van C.Mow, Rik Huiskes. Basic Ortopaedic Biomechanics and Mechano-Biology, 3rd ed., Lipincott Williams @ Vilkins, 2005,
3. Barnes R, Brown JT, Garden RS, Nicol EA, Gade DF. Subcapital fractures on the femur. A prospective review. J Bone Joint Surg, 1976, 58-b, p 2-24
4. Акулич Ю.В. Адаптивные изменения свойств костной ткани фрагментов кости после остеосинтеза шейки бедра жёсткими резьбовыми фиксаторами. /Ю.А.Акулич, А.Ю.Акулич, А.С.Денисов //Механика композиционных материалов и конструкций, 2008,Т 14 №3 с.313….331
5. Еремин А.В. Прочностные характеристики губчатой костной ткани крестца и Lv позвонка человека /А.В.Еремин //Український медичний альманах, 2010, Т 13 №4 с. 83-84
6. Карев Д.Б.Концепция остеосинтеза в лечении пациентов трудоспособного возраста с переломами шейки бедренной кости //Д.Б.Карев //ARS MEDICA, 2012, №4, с. 103-107
7. Справочник по сопротивлению материалов /Е.Ф.Винокуров, М.К.Балыкин, А.И.Голубев и др. – Мн.: Наука и техника, 1988 – 464 с.
8. Миненков Б.В. Прочность деталей из пластмасс. /Б.В.Миненков, И.В.Стасенко. – М.:Машиностроение, 1977 – 264 с

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ПАРАМЕТРОВ СВЕРХУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВОВ Ti–Nb–(Ta, Zr) ПРИ МНОГОЦИКЛОВЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Шереметьев В.А.[1], Дубинский С.М.[1,2], Инаекян К.Э.[2], Браиловский В.[2], Прокошкин С.Д.[1], Филонов М.Р.[1]

[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*
[2] *Ecole de technologie superieure, Montreal, Canada*
sheremetev88@yandex.ru, sdubinskiy@gmail.com, v.brailov@gmail.com, prokoshkin@tmo.misis.ru, filonov@misis.ru, inkarina@mail.ru

Традиционные материалы для металлических имплантов имеют более высокий модуль упругости, чем костные ткани. Это приводит при приложении циклических нагрузок к потере механической связи между имплантом и костью, расшатыванию импланта и деградации кости. Сверхупругое (псевдоупругое) механическое поведение, близкое к поведению костной, в том числе, зубной ткани, демонстрируют сплавы с памятью формы (СПФ), на основе Ti–Ni (никелид титана, нитинол). Это привело к их широкому применению в качестве материала для медицинских имплантов [1], однако присутствие в их составе канцерогенного никеля ограничивает медицинское применение СПФ Ti–Ni [2]. Необходимость разработки материалов для металлических имплантов, сочетающих сверхупругое поведение и низкий модуль упругости, т.е. биомеханическую совместимость, с биохимической совместимостью и коррозионной стойкостью привела к развитию исследований в области двойных и многокомпонентных безникелевых сверхупругих сплавов на основе Ti–Nb, в частности, Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Zr [3].

Параметры эффектов сверхупругости и памяти формы определяют функциональные свойства СПФ. Большинство современных методов управления функциональными свойствами СПФ на основе Ti–Ni базируются на целенаправленном изменении их структуры и субструктуры. Известно, что можно эффективно управлять функциональными свойствами СПФ Ti–Ni с помощью термомеханической обработки (ТМО) [4]. Опыт управления структурой, субструктурой и функциональными свойствами СПФ Ti–Ni был использован для применения ТМО к СПФ Ti–Nb-Ta и Ti–Nb–Zr. Усталостные испытания в условиях реализации сверхупругости позволили выявить диапазон режимов ТМО, формирующих наносубзеренную структуру и обеспечивающих наибольшую долговечность и наиболее совершенное сверхупругое поведение сплава Ti–Nb–Zr [5, 6].

Влияние термомеханической обработки на механические и функциональные свойства памяти формы сплавов Ti–19.7Nb–5.8Ta и Ti–20.8Nb–5.5Zr (ат. %) (далее – TNT и TNZ, соответственно) после ТМО по разным режимам были изучены с помощью следующих методов механических испытаний:

1. Многоцикловые изотермические испытания по схеме «деформация растяжением на 2% – разгружение» образцов из сплава TNT проводили на установке «MTS MiniBionix». Испытание продолжали вплоть до разрушения образца.
2. Испытания на растяжение по схеме «деформация растяжением на 2% – разгружение» (10 циклов) образцов из сплавов TNT и TNZ проводили на испытательной машине «Instron 3360». Через 40 дней после эксперимента эти же образцы подвергли повторным испытаниям по этой же схеме.

По результатам усталостных многоцикловых механических испытаний характерное циклическое поведение СПФ TNT, близкое к линейной сверхупругости, наблюдается после низкотемпературного отжига при 400 и 450°С. Накопленная до разрушения деформация в этом случае наименьшая (3% – в сравнении с 9% после отжига при 700°С). Последеформационный отжиг при температурах 500°С и выше приводит к изменению диаграмм

деформации–разгружения по сравнению с отжигом ниже 500°С, резко уменьшая фазовый предел текучести и увеличивая накопленную до разрушения деформацию. После дополнительного старения при 300°С наблюдается одновременное совершенствование сверхупругого поведения и увеличение долговечности.

Изменения модуля Юнга сплава Ti–Nb–Ta в зависимости от числа циклов нагружения–разгружения показаны на рис. 1. Модуль Юнга в ходе механоциклирования уменьшается, достигая уровня 25–30 ГПа, после ПДО при 500–700°С и ПДО при 500°С, 1ч с дополнительным старением при 300°С, 10 и 30 мин. После ПДО при 400-450°С и ПДО при 500°С с дополнительным старением при 300°С, 1 и 3ч, т. е., когда наблюдается максимальная усталостная долговечнось СПФ Ti–Nb–Ta, модуль Юнга проявляет наибольшую циклическую стабильность.

Рис. 1. Изменение модуля Юнга в ходе сверхупругого механоциклирования сплава TNT после ХП, *e* = 0.37 + ПДО (1 ч) при разных температурах (*а*) и ХП, *e* = 0.37 + 500°С, 1 ч = 300°С (разная длительность)

Фазовый предел текучести в ходе механоциклирования уменьшается с примерно одинаковой интенсивностью после разных режимов ТМО. Разность между фазовым пределом текучести и напряжением сверхупругого возврата, характеризующая величину механического гистерезиса, в ходе механоциклирования уменьшается. При этом после ПДО при 400–450°С она наиболее стабильна и наименьшая по величине.

Механические испытания с выдержкой в течение 40 дней между сериями 10-цикловых испытаний проводили для исследования стабильности деформационных параметров. В первом цикле деформации–разгружения первой серии испытаний сплава TNT проявляется несовершенная сверхупругость. При последующих циклических испытаниях сверхупругое поведение быстро совершенствуется, и уже в десятом цикле остаточная деформация весьма мала. Сверхупругое поведение сплава TNZ при циклических испытаниях совершенствуется быстрее, уже в 3–5 циклах остаточная деформация минимизируется. Повторные испытания образцов обоих сплавов после вылёживания в течение 40 дней показали, что в первом цикле, как и в первой серии испытаний, сверхупругое поведение оказывается несовершенным – появляется заметная остаточная деформация.

Модуль Юнга термомеханически обработанных сплавов низок (см. рис. 2*а*, *д*): он составляет 45–50 ГПа для сплава TNZ и 35–40 ГПа для сплава TNT в первом цикле нагружения–разгружения. В ходе циклических испытаний он уменьшается, приближаясь к модулю Юнга плотной костной ткани (25–30 ГПа), причем у сплава Ti–Nb–Ta он систематически ниже, чем у сплава Ti–Nb–Zr. Вылёживание в течение 40 дней после первой серии испытаний не приводит к существенному изменению модуля Юнга обоих сплавов. Достигнутая низкая величина модуля Юнга остаётся стабильной и в ходе повторных усталостных испытаний (см. рис. 2*а, д*).

Рис. 2. Изменение параметров диаграммы нагружения–разгружения термомеханически обработанных сплавов при первичных циклических испытаниях, после вылёживания 40 дней и при повторных испытаниях: TNT1, 600°C 30 мин (*а*, *в*), TNZ1, 600°C 30 мин (*б*, *г*,). *а*, *б* – модуль Юнга; *в*, *г* – остаточная деформация.

Остаточная деформация в ходе циклирования быстро уменьшается, причем в сплаве TNZ быстрее и уже после пятого цикла она неотличима от нуля (рис. 2*б*, *е*). Вылёживание в течение 40 дней после циклических испытаний приводит к «восстановлению» ε_f в первом цикле, а при последующем циклировании она быстро уменьшается, т.е., изменение ε_f как бы «воспроизводится» (рис. 2*б*, *е*).

Список литературы

1. Эффекты памяти формы и их применение в медицине. Под ред. Л.А. Монасевича. Новосибирск: Наука. Сиб. Отд-ние, 1992. 742 с.
2. Takamura K., Hayashi K., Ishinishi N., Yamasda T., Sugioka Y. Evaluation of carcinogenicity and chronic toxicity associated with orthopedic implants in mice // J. Biomed. Mater. Res. 1980. V. 28. № 5. P. 583-589.
3. Kim H.Y., Ikehara Y., Kim J.I., Hosoda H., Miyazaki S. Martensitic transformation, shape memory effect and superelasticity of Ti-Nb binary alloys // Acta Mater. 2006. V. 54. № 9. P. 2419-2429.
4. V.Brailovski, S.Prokoshkin, P.Terriault, F.Trochu, Eds. Shape memory alloys: fundamentals, modeling and applications. Montreal: ETS Publ., 2003, 851 p.
5. Brailovski V. Prokoshkin S., Inaekyan K et al. Mechanical properties of thermomechanically processed metastable beta Ti-Nb-Zr alloys for biomedical applications // Mater. Sci. Forum. – 2012. – V. 706-709. – P.455-460.
6. Prokoshkin S., Brailovski V., Inaekyan K et al. A comparative study of structure formation in thermomechanically treated Ti-Ni and Ti-Nb-(Zr, Ta) SMA. // Mater. Sci. Forum. – 2012. – V. 706-709. – P.1931-1936.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СИЛОВОГО ЭЛЕМЕНТА БАЙПАСНОГО УСТРОЙСТВА ЛИАБ КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ

Бледнова Ж.М, Проценко Н.А., Мышевский И.С.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар, Россия
blednova@mail.ru, procenko_n@list.ru, myshevsky@mail.ru

Для обеспечения безотказной работы аккумуляторных батарей космических аппаратов, необходимо предусматривать устройства, парирующие отказ любого аккумулятора – байпасные устройства (БУ). Существующие в настоящее время БУ российского и зарубежного производства имеют существенный недостаток, заключающийся в невозможности проверки их работоспособности на стадии изготовления и приемо-сдаточных испытаний. Поэтому возникла необходимость создания БУ, обеспечивающего возможность многократной проверки работоспособности при обеспечении высокого уровня надежности и снижении массово-габаритных характеристик. Эта задача может быть решена за счет использования функциональных материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ).

Выполненное моделирование тепловых процессов в литий-ионной аккумуляторной батарее (ЛИАБ) в случае отказа одного из аккумуляторов позволило определить максимально допустимую температуру и время срабатывания БУ: $T_{макс}$ = 100°С, время срабатывания – 3с [1]. Предложено конструктивное решение БУ с термоприводом, силовой элемент которого изготовлен из сплава с ЭПФ в виде двойной концентрической пружины [2]. С учетом эксплуатационных условий ЛИАБ установлено, что для обеспечения безопасного режима работы материал силового элемента должен обеспечить следующие температуры фазовых превращений: $A_Н = 80^{+10}$ °С; $A_К = 100^{+15}$ °С; $M_Н = 65^{+15}$, °С; $M_К + 25^{+10}$, °С. В качестве материала для силового элемента использовалась проволока из сплава ТН-1 (ТУ1822-03801538612-10), изготовленная ИФПМ СО РАН, г. Томск.

В настоящее время достаточно полно исследованы закономерности структурообразования в сплавах на основе TiNi при использовании ТМО и ПДО и их связь с функциональными свойствами. В то же время, при наведении ЭПФ непосредственно в технических устройствах выявляется ряд дополнительных конструктивных и технологических факторов, влияющих на функциональные характеристики.

Цель работы: исследование деформационно-силовых характеристик силового элемента термопривода БУ и разработка методики его термосиловой подготовки на определенную величину деформации памяти формы.

Для управления параметрами предварительной обработки силового элемента термопривода БУ из сплава ТН1 и их оптимизации проведены металлографические, калориметрические и рентгеноструктурные исследования. Исследование функциональных свойств изделия (двойной концентрической пружины) определяли на специальном спроектированном и изготовленном устройстве (рис. 1,*а*). Наведение ЭПФ и ОЭПФ производится в специальном приспособлении (рис.1,*б*). С помощью этого устройства производилась навивка двухрядной пружины с шагом витков 10 мм. Такой шаг задан с целью обеспечения предварительной деформации пружины порядка 8–10%. Приспособление состоит из разрезного корпуса 1, стержня 2 для навивки внутреннего ряда пружины проволокой с ЭПФ 4, планок 3 с пазами под проволоку для фиксации шага наружного ряда пружины.

После навивки пружина вместе с приспособлением помещалась в вакуумную печь, где производилась термообработка при различной температуре и времени выдержки. Охлаждение производилось вместе с печью. Для оптимизации параметров термообработки с целью обеспечения необходимых температур мартенситных превращений и реактивного усилия, достаточного для совершения рабочего перемещения, производился нагрев пружины в широком интервале температур 300–800 °С и времени выдержки 10–90 минут.

Рис. 1. Устройство для испытания пружин (*а*); приспособление для навивки пружин (*б*)

Исследования совместного влияние режимов ТМО и ПДО на параметры ЭПФ показали, что максимальное реактивное усилие возникает в пружине после отжига при 560 °С в течение 30 минут, при этом обратимая деформация составляет 89%. Для решения технологической задачи установки пружины в БУ ее сжимали до соударения витков и выдерживали в течение 12 часов при температуре 120–130°С (термофиксация). В процессе термофиксации происходила релаксация напряжений и пружина принимала форму с рабочим перемещением витков 1–1,5 мм, что позволяет ее легко устанавливать в БУ. Исследования показали, что после термофиксации наблюдается изменение температуры Мк со 106 до 100°С при сохранении фазового состава и увеличение ЭПФ на 3–4 % (достигает 92–93%), что согласуется с данными работы [3].

Рис. 2. Оптимизация параметров отжига силового элемента термопривода БУ ЛИАБ

Байпасные устройства для типажного ряда ЛИА к КА «Глонасс-К» имеют единый конструктивно-технологический принцип и отличаются усилием срабатывания исполнительного механизма БУ. Для оценки величины необходимого реактивного усилия силового элемента термопривода БУ типажного ряда ЛИАБ выполнен инженерный расчет методом последовательных догружений с использованием термомеханической диаграммы сплава ТН1 [4]. Отличительная особенность расчета заключается в том, что выполнен он для двойной концентрической пружины из единой проволоки одного диаметра при условии параллельной работы. Задача определения реактивных усилий в пружине рассматривалась как статически неопределимая с распределением усилий пропорционально жесткостям пружин. Исходными данными для расчета являются длина пружины L_0; радиус проволоки r_0; радиус навивки наружной и внутренней пружин R_1 и R_2; число витков n; параметры аппроксимации термомеханической диаграммы E и m для сплава ТН1 m =1/3, E = 1800 МПа. Полное перемещение силового элемента (пружины) λ определяется как сумма перемещений от изгибающего λ_1 и крутящего λ_2 моментов, определяемых на основе тео-

ремы Кастильяно. Интегрируя по всей длине пружины $2\pi nR$ и складывая перемещения от изгиба и кручения, получаем λ

$$\Delta\lambda = 2\cdot\pi\cdot n\cdot R\cdot\Delta P^{\frac{1}{m}}\cdot R^{\frac{2m+1}{m}}\cdot\left[\left[\frac{(Cos\alpha)^{2m+2}}{GI_{kr}}\right]^{\frac{1}{m}}+\frac{1}{2}\left[\frac{(Sin2\alpha)^{m+1}}{2EI_x}\right]^{\frac{1}{m}}\right] \quad (1)$$

$$I_x = 1{,}02\cdot(r_0\cdot 2)^{m+3}, \qquad I_{kr} = \frac{2\pi}{m+3}(r_0\cdot 2)^{m+3} \quad (2)$$

I_x, I_{kr} – условные момент инерции двойной пружин.

Так как при работе пружины значительно меняется угол подъема витка α, то полное удлинение пружины определяется путем её последовательных догружений на величину силы ΔP_i. Затем определяется приращение перемещения Δh_i и на каждом последующем шаге уточняется угол α_i по формуле 3:

$$a_i = \mathrm{arctg}\frac{L_0+\sum\Delta h_i}{2\cdot\pi\cdot n\cdot R} \quad (3)$$

Суммируя перемещения на каждом шаге, получаем полное удлинение пружины. Процесс продолжается до достижения пружиной требуемой длины, однако при этом должно выполняться необходимое условие прочности $\sigma_{экв} \le [\sigma]$. Результаты расчета реактивных усилий, возникающих при срабатывании силовых элементов в форме концентрических пружин, для трех типов БУ приведены рис.3. Расчет выполнен для двойных концентрических пружин из проволоки сплава ТН1 диаметром 0.8, 1,0 и 1,2 мм, с семью витками каждая, диаметрами навивки 8, 10 и 12 мм соответственно.

Рис. 3. Реактивные усилия, возникающие при срабатывании силового элемента термопривода БУ для типажного ряда ЛИАБ к космическому аппарату «Глонасс –К»

Для оценки влияния технологических и эксплуатационных факторов космического пространства на работоспособность БУ в ОАО «Сатурн» выполнены стендовые ресурсные испытания в условиях, имитирующих эксплуатационные: вакуум, температура, теплосмены (от –50 до +50 °С), скорость нагружения (одно- и многократные удары до 40000 ударов с длительностью 2–10 мс и вибрации в диапазоне 20–2000 Гц). Результаты стендовых испытаний показали устойчивость БУ ко всем видам электрических, механических и тепловых воздействий и подтвердили функциональные характеристики силового элемента термопривода из сплава с ЭПФ [5].

Выводы. В результате проведенных исследований изучены деформационно-силовые характеристики силового элемента термопривода БУ из сплава ТН1 и разработана методика его термосиловой подготовки, при которой силовой элемент генерирует усилия, достаточные для срабатывания БУ. Это позволило разработать малогабаритные БУ ЛИАБ к КА «Глонасс-К» с возможностью многократной проверку срабатывания при приемо-сдаточных испытаниях.

Работа выполнена при финансовой поддержки Министерства образования и науки РФ (проект 1.2.1 / 6803, 1.2.1 / 9426).

1. Бледнова Ж.М., Лапшин В.Ю., Проценко Н.А.// Тр. Академэнерго, 2011. № 2. – С 117-127.
2. Бледнова Ж.М., Галкин В.В., Проценко Н.А.. //Полет, 2011. № 6. - С. 58-60.
3. Реснина Н.Н, Беляев С.П., Сибирев А.В. // ЖТФ, 2011. - Т. 81. - С. 144-147
4. Крахин О.И, Кузнецов А.П., Косов М.Г.. Сплавы с памятью. Основы проектирования конструкций. Старый Оскол. «ТНТ», 2011, 396 с.
5. Галкин В.В., Бледнова Ж.М., Проценко Н.А. //Полет 2012. № 5. - С. 20-27.

УПРОЧНЯЮЩИЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti–Al–Si–N

Волочко А.Т., Марков Г.В., Мисуно П. Н.

Физико-технический институт НАН Беларуси,г. Минск, Беларусь,
misunopavel@gmail.com

Введение

В настоящее время активно разрабатываются и исследуются новые методы модификации поверхностного слоя различными материалами с целью придания им требуемых свойств. Наиболее распространенным среди них является осаждение упрочняющих покрытий вакуумно-дуговым методом [1].

Получение современных упрочняющих нанокомкомпозитных покрытий вакуумно-дуговым методом требует осаждения на подложку многокомпонентных потоков плазмы. Эти потоки могут быть получены одновременным испарением раздельных однокомпонентных катодов или одного многокомпонентного катода, содержащего компоненты наносимого покрытия. При использовании раздельных катодов необходимый элементный состав потока достигается сложным и трудоемким подбором технологических режимов испарения каждого из катодов, состава и давления реакционного газа.

В этой связи интерес представляют исследования, в которых нанокомпозитные покрытия получают на промышленных установках при испарении одного многокомпонентного катода [2].

Целью данной работы было исследование свойства покрытий, полученных при помощи многокомпонентного катода, изготовленного методом литья в вакуумной печи в среде аргона при температуре 1500 °С.

Материалы и методики

Были проведены исследования образцов молибденовой фольги и силуминовых сплавов АК12М2МгН (эвтектический) и АК20 (заэвтектический,) с покрытиями, осажденными из трехкомпонентного катода Ti–Al–Si. Осаждение покрытий производилось вакуумно-дуговым методом. Режимы обработки образцов приведены в табл. 1.

Таблица 1. Режимы обработки образцов

Номер образца	Катод	Подложка	Давление азота, Па	Ток дуги катода, А	Напряжение смещения, В	Время осаждения, мин	Температура, °С
1	63Ti–32Al – 5Si	АК12М2МгН	$1*10^{-1}$	80	100	3,5	300
2		АК20	$1*10^{-1}$	80	100		
3		Мо-фольга	$1*10^{-1}$	80	100		

Анализ фазового состава образцов проводился при помощи рентгеноструктурного анализа (РСА) на диффрактометре ДРОН-4 в геометрии Брегг-Брентано с излучением CuK_{α}. Исследования элементного состава проводились на энергодисперсионном рентгеновском микроанализаторе (ЭДРМ) Rontec.

Измерение микротвердости выполнялось на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 150 г.

Результаты и их обсуждение

Результаты ЭДРМ исследований содержания элементов в приповерхностной области образца покрытия представлены в табл. 2. Видно, что приповерхностный слой содержит титан, алюминий, кремний. Регистрация азота методом ЭДРМ затруднена ввиду присутствия в покрытии титана, спектральные характеристики которого совпадают с характеристиками азота и препятствуют расчету его содержания. В табл. 2 также приведена доля (относительное содержание) титана, алюминия и кремния в их суммарном содержании в покрытиях и в катоде. Для катода эти доли составляют 63% Ti, 32% Al и 5% Si. В покрытиях доля титана меньше – около 60%. Доля кремния также меньше, – около 4,5%. Доля же алюминия в покрытиях выше, чем в катоде (35,2%). Это связано, вероятнее всего, с тем, что среди титана, алюминия и кремния алюминий обладает наименьшей температурой плавления. При осаждении покрытия катодное пятно перемещается по поверхности трехкомпонентного катода и в первую очередь испаряет из него атомы алюминия, что приводит к большему относительному содержанию алюминия в покрытии, чем в катоде.

Таблица 2. Среднее содержание элементов в фольге молибдена с покрытием Ti–Al–Si–N и относительное содержание титана, алюминия и кремния в покрытии и в катоде

	Концентрация элемента, ат.%						
	Mo	Ti	Al	Si	Cu	Ni	Fe
средняя по поверхности	66,67± 7,38	19,84± 2,06	11,58± 1,75	1,49± 0,54	0,22± 0,38	0,10± 0,42	0,10± 0,41
X/(Ti+Al+Si), %	–	60,3	35,2	4,5	–	–	–
$X/(Ti+Al+Si)_{катод}$,%	–	63	32	5	–	–	–

В результате РСА было установлено, что помимо рефлексов, которые были в исходной молибденовой фольге, на спектрах с покрытиями появились дополнительные рефлексы (рис. 1). В основном, спектры обоих образцов схожи, однако имеется отличие. На спектре образца с покрытием, осажденном при нагреве, следует отметить наличие широкого гало в диапазоне углов от 20 до 45 градусов. На спектре образца с покрытием Ti – Al – Si – N, осажденного без нагрева, широкого гало в диапазоне углов от 20 до 45 градусов нет, но в этом диапазоне присутствует большое количество пиков. Часть из них можно связать с нитридом AlN на углах 33,2, 36,1 и 37,9 градуса и интерметаллидом Al_4Si на угле 31,5 градуса. В самом начале спектра до угла 22 градуса появился широкий пик, который совпадает с пиком оксида Ti_4O_7. Особо следует отметить появившийся пик на угле 43,5 градуса, расположенный как раз между угловыми положениями рефлексов нитрида TiN и чистого алюминия, указанными на рис. 1. Этот пик также присутствует и на втором спектре. Согласно литературным данным [3], такой сдвиг расположения пика связан с растворением алюминия в нитриде титана с образованием фазы (Ti, Al)N.

В табл. 3 представлены результаты измерения микротвердости покрытий. Видно, что образцы с покрытиями обладают большей микротвердостью, чем исходные сплавы.

Рис. 1. РСА спектры образцов с покрытиями Ti–Al–Si–N на молибденовой фольге, осажденных без и с нагревом до 300 °С

Таблица 3. Результаты измерений микротвердости

Образец	Твердость, ГПа
АК12М2МгН исх.	1,236±0,226
251 (АК12М2МгН + Ti – Al – Si – N)	18,09±0,293
АК20 исх.	0,947±0,092
252 (АК20 + Ti – Al – Si – N)	19,37±0,627

Заключение

В ходе выполнения работы был проведен анализ элементного и фазового состава и исследована микротвердость покрытий.

В покрытия Ti – Al – Si – N,полученных с применением многокомпонентного катода, наблюдаются нитрид AlN, интерметаллид Al_4Si, оксид Ti_4O_7 и нитрид TiN. Также было установлено, что нанесение многокомпонентного покрытия повышает микротвердость материала в целом с 0,947 до 19,37 ГПа.

Список литературы

1. Мрочек, Ж.А. Основы технологии формирования многокомпонентных вакуумных электродуговых покрытий / Б.А., Эйзнер, Г.В Марков — Минск: Наука и техника, 1991. — 95с.
2. Алтухов, С.И. Исследование процесса СВС прессования многокомпонентных катодов на основе системы Ti-B для нанесения вакуумно-дуговых покрытий / А.А. Ермошкин, К.С. Сметанин, А.Ф. Федотов, В.Н. Лавро, Е.И. Латухин, А.П. Амосов — Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2011. — т. 13, № 4, С. 77 — 83
3. L. Huitman Mechanical and stability of TiN/NbN superlattice thin films. Vacuum 57 (2000) 1-30.

СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ В УСЛОВИЯХ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ

Ливанова О.В., Соловьев Д.М., Филиппов Г.А., Шабалов И.П.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru

Эксплуатационная надежность трубной стали зависит от склонности трубной стали к развитию коррозионного растрескивания под напряжением, одной из причин которой является насыщение стали водородом.

Известно, что остаточные напряжения вносят значительные изменения в распределение напряжений в теле трубы, вызванных внутренним давлением и как следствие оказывают влияние на склонность к замедленному разрушению[1].

Напряжения от проектного рабочего давления, суммируясь с остаточными напряжениями, могут привести к началу пластического течения материала в локальных зонах. Это обстоятельство может оказаться достаточным для преодоления порогового уровня напряжения разрушения и начала развития трещин от внешне незначительных по размеру поверхностных дефектов [2–3].

Материал листового проката уже содержит некоторые остаточные напряжения, связанные с неравномерностью пластического деформирования и температурного режима при прокатке и последующем «отпуске» металла листов

На рис. 1 показаны этапы пошаговой формовки трубной заготовки для производства прямошовных сварных труб большого диаметра из листов с последующей дуговой сваркой кромок заготовки.

Рис. 1. Схема пошаговой формовки трубной заготовки для прямошовных труб.

После окончания процесса формовки трубы в ее теле имеются остаточные напряжения, связанные с операцией упруго-пластического изгиба и пластического деформирования листа. Состояние металла трубной заготовки после пресса шаговой формовки существенно различается по сечению, поскольку имеются участки первичной контактной кривизны (разовая подгибка относительно пуансона), участки неконтактные (изгибаются, не входя непосредственно в контакт с пуансоном), участки переформовки (первоначально формуются относительно бойка, а затем относительно пуансона), участки с нулевой кривизной (плоские участки).

Наибольшие упруго-пластические нагрузки испытывает зона подгибки кромок трубной заготовки. На образование остаточных напряжений в этой зоне наибольшее влияние оказывают следующие операции: подгибка кромок; формовка основной части профиля пошаговым прессом и заключительная операция – экспандирование трубы.

При экспандировании происходит правка трубы, и она приобретает правильную геометрическую форму. Радиус в зоне подгибки кромок увеличивается, на наружной и внутренней поверхности возникают деформации разного знака: на наружной поверхности трубы – напряжения сжатия, на внутренней поверхности – напряжения растяжения. После-

дующая раздача трубы (0,8–1,5%) приводит к ее пластическому деформированию по всему периметру и перераспределению остаточных напряжений [4].

Для исследования влияния остаточных напряжений на склонность к замедленному разрушению в присутствии водорода были отобраны образцы стали класса прочности *К* 65 из металла листа, трубной заготовки и готовой трубы от областей подгиба кромки, непосредственного контакта пуансона и перекрытия.

Испытания на склонность к замедленному разрушению проводилит в среде имитирующей состав грунтовых вод с РН 5,1 с одновременным насыщением водородом методом катодной поляризации при статическом изгибе образцов с надрезом (тип 11 по ГОСТ 9454). Нагружение трехточечным изгибом проводили на универсальной испытательной машине «ИНСТРОН» с низкой скоростью нагружения – 0,005 см/мин.

Определяли разрушающее напряжение σ_p и работу зарождения трещины зарождения *Аз.* Результаты испытаний представлены на рисунках 2, 3.

Процесс производства трубной заготовки вне зависимости от места отбора образцов оказывает минимальное влияние на величину напряжения общей текучести которая изменяется в пределах 891–901 Н/мм^2. После экспандирования и раздачи в готовой трубе наряду с деформационным воздействием происходит определенное выравнивание остаточных напряжений по диаметру. При этом отмечается снижение напряжения общей текучести относительно уровня исходного листа и трубной заготовки в области воздействия пуансона и перекрытия. В области подгиба кромки готовой трубы получено максимальное значение предела общей текучести 1007 Н/мм^2.

Рис. 2. Влияние трубного передела на напряжение общей текучести при испытании на замедленное разрушение

Работа зарождения трещины на стадии производства трубной заготовки в областях подгиба кромки и воздействия пуансона остается на уровне исходного листа – 28–29 Дж/см^2. При этом в области перекрытия, где на стадии производства трубной заготовки был минимальный уровень деформации работа зарождения трещины максимальна – 39 Дж/см^2. В готовой трубе работа зарождения трещины возрастает в области воздействия пуансона и перекрытия относительно соответствующих областей вырезки в листе и трубной заготовке. В области перекрытия рост работы зарождения трещины не наблюдается.

Рис. 3. Влияние трубного передела на работу зарождения трещины при испытании на замедленное разрушение

Такое поведение параметров сопротивления замедленному разрушению очевидно связано с образованием дефектов - водородных ловушек, возникающих при пластической деформации металла на стадиях трубного передела[5]..

Можно полагать, что водород, диффундируя в металл, перераспределяется на дефектах внутреннего строения металла. При этом снижается диффузионная подвижность водорода в металле и как следствие уменьшается склонность к замедленному разрушению.

Список литературы

1. Методы расчета напряженно-деформированного состояния при производстве сварных труб в линии ТЭСА: сборник задач / С.В. Самусев, А.Н. Фортунатов. МИСиС. 2008. 135с.
2. Елисеев Т.С., Арабей А.Б. Актуальные вопросы производства труб с повышенной стойкостью к стресс-коррозии // Проблемы системной надежности и безопасности транспорта газа / Сборник научных трудов. М.: ООО «ВНИИГАЗ». 2008. С. 150-157.
3. Производство труб большого диаметра по «J-O» схеме. / Прогрессивные технологии пластической деформации, Самусев С.В., Люскин А.В., Больдт В.В. МИСиС. 2009.
4. Нечаев Ю.С., Филиппов Г.А. О микромеханизмах влияния малых добавок водорода на механические свойства металлов и сплавов // Материаловедение. 2001, №11, с.40-45

ПРОЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ СОРБИТА ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА

Гетманова М.Е., Комков Н.А., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru

В связи с возрастающими скоростями и грузоподъемностью железнодорожного транспорта возникает потребность в колесах с более высоким уровнем твердости, более 360 HB и ударной вязкости KCU ≥ 18 Дж/см^2 [1].

Существующая технология производства железнодорожных колес после термообработки обеспечивает получение в ободе колес структуру тонкопластинчатого перлита с твердостью на глубине 30 мм от поверхности катания не менее 255 HB [2]. Таким образом, существует необходимость в поиске новых типов структур, способных обеспечить повышение твердости и ударной вязкости в железнодорожных колесах.

Сорбит отпуска – является одной из таких структур [3]. Целью настоящей работы является сравнительное исследование механических свойств высокоуглеродистой стали со структурой сорбита отпуска и сорбита закалки.

Структуру сорбита отпуска получали на стали с химическим составом, представленным в таблице 1. Колесная сталь марки «Т» (таблица 1), термообработанная на структуру сорбита закалки (тонкопластинчатый перлит) служила для сравнения.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

№№ обр.	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	V	Nb
1 (сорбит отпуска)	0,58	0,33	1,18	0,010	0,008	1,05	0,60	0,013	0,12	–	0,003	0,26	0,047
2 (сорбит закалки)	0,69	0,42	0,72	0,003	0,010	0,032	0,09	-	-	<0,005	<0,002	0,006	-

После проведения термической обработки на образцах 1 и 2 измерялась твердость и исследованы стандартные механические свойства при растяжении и при динамическом ударном изгибе. Результаты испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2. Механические свойства следуемых сталей

№ пл.	Механические свойства					
	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCU^{+20}	HRC
	Н/мм^2		%		Дж/см^2	
1	1412	1328	11	32	14	41
2	1095	766	21	32	30	33

Из полученных данных установлено, что твердость структуры отпущенного сорбита превосходит твердость сорбита закалки и составляет 41 HRC против 33 HRC.

Однако, ударная вязкость образцов со структурой отпущенного сорбита составила KCU^{+20}=14 Дж/см^2, а у стали со структурой сорбита закалки KCU^{+20}=30 Дж/см^2.

По прочностным характеристикам ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$) выявлено превосходство структуры сорбита отпуска над структурой сорбита закалки, но показатель относительного удлинения (δ) при структуре сорбита закалки в 2 раза выше, чем у структуры отпущенного сорбита и

составляет δ = 21% и δ = 11% соответственно; величина относительного сужения для обоих типов структур одинакова – 32%.

Исследования структуры проведено методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии.

Микроструктура стали №1 представляет (рисунок 1) мелкокристаллический отпущенный мартенсит (сорбит отпуска) пластинчатой и реечной морфологии. Размер основной массы кристаллов не превышает 10 мкм.

Микроструктура сорбита закалки (рис. 2) включает колонии перлита с малой долей (менее 1%) свободного феррита в форме тонких прослоек на границах исходного аустенитного зерна.

Рис. 1. Сталь №1. Микроструктура сорбита отпуска

Рис. 2. Микроструктура стали №2. Тонкопластинчатый перлит и свободный феррит

Исследования тонкой структуры образцов со структурой сорбита отпуска выявили исходно двойникованные кристаллы, в которых цементит при отпуске выделился в форме пластинок по границам двойников (рис. 3). Однако основную долю занимают кристаллы реечной морфологии, образующие группы (пакеты), в которых сопрягаются параллельные, одинаково ориентированные кристаллы. На их границах при отпуске выделяется пластинчатый цементит (рис. 4). Следует отметить, что отпуск при 570°С не привел к изменению не только морфологии кристаллов (сохранилась пластинчатая и реечная их форма), но и к существенному уменьшению плотности дислокаций внутри их.

Рис. 3. Сталь №1. Двойники мартенсита. Электронный снимок

Рис. 4. Сталь №1. Пластины цементита на границах реечных кристаллов мартенсита. Электронный снимок

При детальном исследовании структуры сорбита закалки на электронном микроскопе, видно, что тонкая структура стали №2 включает мелкие (~3 мкм) колонии перлита, в

которых межпластиночное расстояние составляет порядка 0,1–0,15 мкм (рис. 5). Такой перлит обычно классифицируется как тонкопластинчатый или сорбит закалки.

Рис. 5. Тонкая структура стали №2. Мелкие (~3 мкм) колонии тонкопластинчатого перлита. Электронные снимки на просвет

Заключение

Проведено сравнительное исследование механических свойств высокоуглеродистой стали со структурой сорбита отпуска и сорбита закалки.

Исследованы твердость, вязкость и стандартные механические свойства при растяжении высокоуглеродистой стали со структурой сорбита отпуска и сорбита закалки. Установлено, что твердость структуры отпущенного сорбита превосходит твердость сорбита закалки и составляет 41 HRC против 33 HRC; ударная вязкость образцов со структурой отпущенного сорбита составила KCU^{+20}=14 Дж/см^2, а у стали со структурой сорбита закалки KCU^{+20}=30 Дж/см^2. По прочностным характеристикам ($\sigma_в$, $\sigma_{0,2}$) выявлено превосходство структуры сорбита отпуска над структурой сорбита закалки, но показатель относительного удлинения (δ) при структуре сорбита закалки в 2 раза выше, чем у структуры отпущенного сорбита и составляет δ=21% и δ=11% соответственно; величина относительного сужения для обоих типов структур одинакова 32%.

Проведены исследования микро- и тонкой структуры образцов со структурой сорбита отпуска и сорбита закалки.

Список литературы

1. Маркин В.С., Шишов А.А., Сухов А.В., Филиппов Г.А. Освоение производства новых видов цельнокатаных колес для железнодорожного транспорта. Сталь. 2007. №9, с. 79-83.
2. Изотов В.И., Гетманова М.Е., Буржанов А.А., Киреева Е.Ю., Филиппов Г.А. Влияние структуры перлитной стали на механические свойства и особенности разрушения при изгибном нагружении// ФММ. 2009. Т.108. №6. С. 638-648.
3. В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева, К.Ю. Окишев, Т.И. Табатчикова, Ю.В. Хлебников. Перлит в углеродистых сталях. Екатеренбург, УрОАН, 2006, 311с.

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССА УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ И ОСВОЕНИЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Тюфтяев А.С., Исакаев Э.Х., Филиппов Г.А.*, Ильичев М.В.

ИНЭП ОИВТ РАН, г. Москва, Россия
**ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,*
iqs12@yandex.ru

Проблема повышения сопротивления усталости и износостойкости деталей приобретает все большую актуальность в связи с непрерывно повышающимися требованиями к надежности и долговечности конструкций. Традиционные методы объемного упрочнения элементов металлоконструкций, в настоящее время в значительной степени исчерпали свои возможности. Кроме того, производство массивных деталей сопряжено со сложностью их изготовления и их заменой в самой конструкции (транспортные ролики, железнодорожные колеса, крестовины стрелочных переводов, кристаллизаторы МНЛЗ и т.п.). Эффективным и экономичным путем повышения долговечности деталей является создание на их поверхностях прочных, долговечных и износостойких слоев [1, 2].

Перспективным направлением повышения эксплуатационной стойкости изделий представляется применение плазменных технологий поверхностного упрочнения, наплавки и нанесения покрытий, которые позволяют получать новое качество и уровень свойств поверхности при сохранении свойств основного металла изделий, а также успешно решать проблему восстановительного ремонта. В настоящей работе проведен комплекс работ по изучению структурных механизмов поверхностного упрочнения и наплавки при плазменной обработке металлоизделий.

Проведены экспериментальные исследования физико-технических характеристик плазмотрона. Разработана и опробована технология поверхностного упрочнения железнодорожных колесных пар, обеспечивающая повышения их эксплуатационного ресурса. Установлены закономерности формирования структуры, фазового состава и механических свойств упрочненной зоны при плазменной обработке стали 60Г. Выявлен структурный механизм повышения комплекса механических свойств и сопротивления разрушению упрочненной зоны колеса, заключающийся в многообразии образующихся при обработке структур – нитридных фаз, аустенита, «фермообразного» и пакетного мартенсита, троостомартенсита и троостосорбита, создающих глубокую и плавную переходную зону от упрочнения к основному металлу (рис. 1).

Рис. 1. Распределение микротвердости и микроструктуры по глубине упрочненного слоя в колесной стали

Эксплуатационными испытаниями показано, что плазменная обработка по разработанной технологии в 2–3 раза увеличивает пробег упрочненных колесных пар по сравнению с неупрочненными (рис. 2).

На основе исследований закономерностей образования структуры, фазового состава, механических свойств наплавленного металла, переходной зоны и основного металла предложены технологии плазменной наплавки износостойкого материала на медь, железнодорожный рельс и железнодорожную крестовину из стали Гадфильда.

Рис. 2. Средние значения пробега упрочненных 1 и неупрочненных 2 колесных пар

Выполнено комплексное исследование химического и фазового составов, микроструктуры и механических свойств жаростойкого хромоникелевого покрытия на медную основу. Установлено, что твердость покрытия в 4 раза, а износостойкость в 4–5 раз выше, чем твердость и износостойкость медной основы, что позволяет прогнозировать увеличение эксплуатационной стойкости стенок медного кристаллизатора с покрытием машин непрерывного литья заготовок данного типа до 500–1000 плавок (табл. 1).

Таблица 1. Прочность и твердость хромоникелевого покрытия и медной основы

Металл	$\sigma_в$	$\sigma_{среза}$	HRB	$H_{0,981}$, Н/мм^2
	Н/мм^2			
Покрытие (Cr–Ni)	550-600 / 575	280-370 / 310	73-81 / 75	3200-3550 / 3375
Граница	-	180-220 / 200	20-70 / 45	830-4500 / 2665
Основа (Cu)	225-235 / 230	135-180 / 157	<20	820-860 / 840

В рамках выполнения работы разработан и внедрен эффективный способ релаксационной обработки наплавки из сплава 65Х25Г13Н3 на рельсы из стали 76Ф и литую железнодорожную крестовину из стали 110Г13Л, включающий ударный наклеп наплавленного слоя, синхронно следующий за наплавкой, обеспечивающий снижение уровня остаточных напряжений и склонности к трещинообразованию. Установлено, что эффект релаксации остаточных микронапряжений в результате наплавленного слоя из сплава 65Х25Г13Н3 является следствием более полного протекания фазового превращения

($\gamma \rightarrow \alpha$) в наплавленном металле и развития процессов микропластической деформации в результате воздействия ударной нагрузки. В результате исследования состава, структуры, уровня остаточных напряжений, механических свойств и сопротивления разрушению наплавки из сплава 65Х25Г13Н3 на рельс показана принципиальная возможность создания биметаллической железнодорожной крестовины из низколегированной стали типа 76Ф с наплавкой наиболее подверженных износу областей крестовины взамен высоколегированной стали 110Г13. Опробована технология восстановления плазменной наплавкой изношенных крестовин. Установлено, что эксплуатационная стойкость восстановленных по разработанной технологии крестовин в 2 раза выше, чем исходных новых крестовин из стали Гадфильда (рис. 3).

Рис. 3. Механические свойства металла основы, наплавки и переходной зоны

Выводы:

1. На основе экспериментальных исследований физико-технических характеристик плазмотрона и закономерностей формирования структуры, фазового состава и механических свойств упрочненной зоны при плазменной обработке стали 60Г разработаны и внедрены установка и технология поверхностного упрочнения железнодорожных колес, обеспечивающие повышение их эксплуатационного ресурса.
2. Разработана и опробована автоматизированная опытно-промышленная установка и технология восстановления плазменной наплавкой изношенных крестовин, ресурсные испытания которых показали, что эксплуатационная стойкость восстановленных по разработанной технологии крестовин в два раза выше, чем исходных, новых крестовин из стали Гатфильда

Список литературы

1. Е.И.Гонтарук, М.В.Ильичев, Э.Х.Исакаев, А.С.Тюфтяев, Г.А.Филиппов «Новая технология поверхностного плазменного упрочнения стальных изделий». Сталь, 2002, №6, с. 78-81.
2. М.-Э.Х. Исакаев, М.В. Ильичев, А.С.Тюфтяев, Г.А. Филиппов «Особенности структуро-образования и формирования свойств при плазменной обработке углеродистой стали». «Материаловедение», № 2, 2003, с. 52-55.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ РАСКИСЛЕНИЯ СТАЛИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Иванов Б.С. [1], Семериков К.А. [2], Шабалов И.П.[1], Филиппов Г.А. [1]

[1] ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г.Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru
[2] ОАО «Трубная металлургическая компания», г. Москва, Россия

Как известно, раскисление жидкого металла алюминием обусловливает наименьшее содержание в стали кислорода по сравнению другими раскислителями, т.е. раскисление алюминием приводит к более полному очищению стали от включений. Размер частиц включений, оставшихся в металле после выполнения операции по раскислению расплава, около 10 мкм. Скорость всплывания таких мелких включений крайне мала. В то же время большая часть частиц глинозема, образующихся при раскислении расплава алюминием, достаточно велики, чтобы скорость их всплывания и перехода в шлак были на необходимом уровне для рафинирования металла. В этом можно убедиться, если определить размер включений глинозема после раскисления стали алюминием.

Для оценки размера частиц глинозема, образующихся в стали при раскислении ее алюминием, выполнили расчет возможных их значений по уравнению Кнюппеля:

$$r^2 = r^2_{\text{o}} + 2D_0 \frac{M_{Al_2O_3}}{M_o \rho} [0]\, t,$$

где r_{o}, r – начальный и конечный радиусы частицы в начале и конце ее формирования; $M_{Al_2O_3}$, M_o – молярный вес глинозема и кислорода; D_0 – коэффициент диффузии кислорода в стали; [0] –концентрация кислорода в стали; t – время кристаллизации; ρ –плотность фазы, г/см^3.

Для выполнения расчета использовали следующие данные: $M_{Al_2O_3}$ = 102 г; M_o = 16 г; $D_0 = 5\cdot10^{-5}$см^2/сек; $\rho_{Al_2O_3}$ = 3,96 г/см^3; $[0]_1$ = 0,002% (0,14·10^{-3} г/см^3); $[0]_2$ = 0,003%; t = 0,15·10^4 сек (25 мин).

Выполненные расчеты показали, что при содержании в расплаве 0,002-0,003% кислорода в стали образуются в основном частицы глинозема размером 60÷70 мкм, а образовавшиеся включения глинозема такого размера должны легко удаляться из жидкой стали.

Также необходимо еще отметить следующие положительные факторы при использовании алюминия для раскисления стали. Известно, что силикатные включения, даже если они имеют большие размеры, плохо удаляются из расплава. Поэтому для получения чистой стали, с низким содержанием силикатов, необходимо к моменту ввода кремния иметь возможно низкое содержание кислорода в расплаве, которое в первую очередь можно достичь вводом алюминия в достаточном количестве, чтобы связать и удалить большую часть кислорода и только затем после раскисления алюминием присаживать кремний.

Поскольку частицы глинозема образуются в жидкой стали, то они равномерно распределены в объеме расплава и оказывают модифицирующее воздействие на структуру слитка. Наличие оставшихся частиц глинозема в расплаве способствуют увеличению центров кристаллизации в жидкой стали и уменьшению размеров дендритов (зерен) в слитке, увеличению плотности литой структуры.

Мелкодисперсные включения глинозема размером примерно 10 мкм, оставшиеся в расплаве после раскисления, могут в процессе разливки стали несколько укрупняться и служить подложками для осаждения сульфидной фазы. Поскольку сульфиды в подшипниковой стали образуются в процессе кристаллизации, то образовавшиеся частицы сульфидной фазы будут осаждаться и распределяться на большом числе готовых подложек. Это приведет к более равномерному распределению и измельчению частиц сульфидной фазы по объему металла.

Принимая во внимание положительные факты по улучшению качественного состояния металла при использовании алюминия в качестве раскислителя, был определен регламент выполнения исследований по совершенствованию технологии производства шарикоподшипниковой стали. Целью исследования являлось создание технологии, обеспечивающей получение проката с более плотной, мелкозернистой макроструктурой и с меньшей центральной пористостью. Для проведения исследований в существующую технологию производства подшипниковой стали были внесены дополнения и изменения по выплавке в 100-т дуговой печи, внепечной обработке, разливке и прокатному переделу, позволившие улучшить качественное состояние макроструктуры проката.

В основу концепции использования алюминия при выплавке подшипниковой стали для снижения осевой пористости непрерывнолитой заготовки заложено предположение о способностях алюминия наряду с раскислением расплава, оказывать также модифицирующее влияние на макроструктуру металла при его кристаллизации. Модифицирующее влияние на процессы кристаллизации алюминий оказывает через свои окисные соединения, которые выступают в качестве дополнительных центров кристаллизации, воздействуя на формирование литой макроструктуры и соответственно на центральную пористость, а также на содержание и размер различных неметаллических включений. Для подтверждения этой концепции были проанализированы результаты промышленных экспериментов.

По результатам сдаточного контроля металла опытных плавок было рассмотрено влияние содержания алюминия на качество макроструктуры трубных заготовок по таким показателям как центральная пористость, максимальный балл оксидов, сульфидов и глобулей.

Показано, что с увеличением содержания алюминия в металле снижается балл по центральной пористости заготовки. С увеличением содержания алюминия в металле прослеживается тенденция снижения максимального балла оксидов, содержащихся в стали.

Наиболее функционально существенная связь прослеживается между максимальным баллом сульфидной фазы в металле и содержанием алюминия. С увеличения содержания алюминия в металле происходит снижения размеров сульфидной фазы.

С увеличением содержания алюминия в металле возрастает количество мелких окисных частиц алюминия, которые при кристаллизации расплава являются готовыми подложками для образующихся сульфидных включений. При ограниченном содержании сульфидов в металле происходит их перераспределение на большее количество частиц глинозема, соответственно с уменьшением размеров сульфидной фазы и более равномерному ее распределению в заготовке. Этим явлением можно объяснить зависимость размеров сульфидной фазы в литом металле от количественного содержания алюминия.

Подобную зависимость также можно обнаружить между содержанием алюминия в металле и размером недеформирующихся силикатов (глобулей), хотя менее отчетливо выраженную. С увеличением содержания алюминия снижается величина максимального балла по глобулям.

Целью настоящей работы кроме того была оценка трещиностойкости стали ШХ-15, выплавленной на основе железа прямого восстановления, в зависимости от содержания алюминия и ее сопоставление со свойствами стали обычного способа производства.

Показано, что дополнительное введение в кристаллизатор алюминиевой проволоки повышает содержание алюминия в стали от 0,010–0,011 до 0,026-0,033%, что способствует повышению однородности структуры, уменьшению среднего размера исходного зерна в 2 раза.

Повышение содержания алюминия в стали ШХ-15 от 0,010 до 0,033% увеличивает прочность при изгибе на 280, 160, 140 Н/мм^2 в горячекатаном, отожженном и термоупрочненном состояниях соответственно, в 2 раза пластичность в отожженном состоянии.

Повышение содержания алюминия в стали ШХ-15 увеличивает работу разрушения от 7,3 до 10,2; от 15,7 до 24,6; от 2,8 до 3,4 и вязкость разрушения K_{1c} от 84 до 102, от 97 до 107, от 28 до 37 МПа√м в горячекатаном, отожженном и термоупрочненном состояниях соответственно.

Повышение содержания алюминия в стали ШХ-15 увеличивает водородостойкость в горячекатаном состоянии и сопротивление замедленному разрушению после закалки и отпуска, что является следствием возрастания сопротивления зарождению и распространению трещины.

Более высокий комплекс механических свойств, трещиностойкости и сопротивления замедленному разрушению стали ШХ-15 с повышенным содержанием алюминия является следствием измельчения структуры стали, снижения уровня остаточных микронапряжений и концентрации вредных примесей на границах исходных аустенитных зерен.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ ЖЕЛЕЗА И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Ливанова Н.О., Филиппов В.Г., Шабалов И.П.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru

Механизм деформации и разрушения железа и стали в присутствии примесей внедрения зависит от их взаимодействия с дефектами кристаллического строения. Повышение содержания примесей внедрения (углерода, азота) в железе и стали увеличивает сопротивление пластической деформации, повышая склонность к хрупкому разрушению. Имеющиеся экспериментальные результаты по влиянию водорода на сопротивление деформации железа и стали нельзя объяснить эффектом торможения дислокаций за счет образования на них примесных атмосфер. Есть основания ожидать, что водород играет существенно отличную роль по сравнению с другими примесями в сопротивлении пластической деформации и хрупкому разрушению. Представляет интерес исследования влияние водорода на сопротивление деформации железа с применением методов, чувствительных к количеству примесей в металле, например, при испытаниях со скачкообразным изменением скорости деформации [1, 2].

На рис. 1 представлены диаграммы растяжения технического железа с различным содержанием водорода, покрытых медью для предотвращения десорбции водорода. В исходном состоянии (без водорода) железо имеет зуб и площадку текучести (кривая I). При введении в железо 12,6 ppm водорода (кривая 2) зуб текучести «сглаживается» и площадка текучести уменьшается, кроме того, происходит уменьшение предела текучести. При наличии в образцах железа 28,1 ppm водорода (кривая 3) зуб текучести исчезает (рис. 2). Кривая 4 представляет диаграмму растяжения образцов железа с 45,1 ppm водорода, на которой площадка текучести едва намечается. При вылеживании (старении) образцов после наводороживания, площадка текучести увеличивается.

Таким образом, с увеличением содержания водорода в железе изменяется вид кривых деформации. По мере увеличения его содержания исчезает зуб и площадка текучести. Пластичность при этом уменьшается.

Рис. 1. Кривые деформации железа с различным содержанием водорода: 1 – без водорода; 2 – 12,6 ppm; 3 – 28,1 ppm; 4 – 45,1 ppm; 5 – 60 ppm

Из полученных результатов следует, что основное изменение механических свойств железа наблюдается при содержании водорода примерно до 10–12 ppm. При этом сопротивление пластической деформации уменьшается при введении водорода до 10–12 ppm, а при больших содержаниях водорода практически остается постоянным. Пластичность железа также уменьшается при введении водорода. Поскольку анализ остаточного водорода показал, что при всех временах наводороживания его количество остается на уровне металлургического, можно полагать, что снижение сопротивления пластической деформации под действием водорода не связано с эффектами водорода в порах, а является следствием изменения подвижности дислокаций.

Исследование влияния скорости деформации $\acute{\varepsilon}$ на пластичность железа показало, что с увеличением $\acute{\varepsilon}$ пластичность увеличивается. Причем, чем больше содержание водорода, тем ниже пластичность по сравнению с исходным уровнем.

Увеличение пластичности при увеличении $\acute{\varepsilon}$ свидетельствует о склонности наводороженного железа к водородной хрупкости. Чем выше содержание водорода в железе, тем больше склонность к водородной хрупкости. Снижение пластичности при увеличении содержания водорода в железе при постоянной $\acute{\varepsilon}$ может быть связано с возникновением поверхностных дефектов (микротрещин), которые наблюдаются на поверхности образца, особенно при больших содержаниях водорода.

Рис. 2. Схема испытаний с переменной скоростью деформации.

Испытания с переменной скоростью деформации производили по схеме, представленной на рис. 2. Повышение скорости нагружения приводит к увеличению сопротивления деформации $\Delta\sigma_{\acute{\varepsilon}}$. Кроме того, после увеличения скорости наблюдается «зуб текучести» $\Delta\sigma$, свидетельствующий о протекании переходных процессов изменения дислокационной структуры. Появление «зуба» объясняют перераспределением дислокаций, приводящим к падению сопротивления деформации, а также скачкообразным увеличением их плотности вследствие размножения, в результате которого уменьшается скорость движения отдельных дислокаций и, следовательно, сопротивление их движению.

На рис. 3 представлена зависимость $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$ от степени деформации для образцов с различным содержанием водорода. Видно, что с ростом степени деформации $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$ уменьшается, но для ненаводороживаемого железа это уменьшение незначительно. С увеличением количества водорода $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$ имеет все большее значение.

Рис. 3. Зависимость прироста напряжения при скачкообразном изменении скорости деформации от степени деформации для железа с различным содержанием водорода:
1 – 60 ppm; 2 – 45,1 ppm, 3 – 28,1 ppm; 4 – без водорода

Известно, что высота и форма скачка при изменении скорости деформации зависит от концентрации примесей внедрения в твердом растворе. Уменьшение величины «зуба текучести» и увеличение при понижении концентрации примесей в твердом растворе может быть связано с уменьшением плотности подвижных дислокаций в результате увеличения скорости их движения.

В отличие от углерода уменьшение величины «зуба текучести» и увеличение $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$ наблюдается не при уменьшении концентрации водорода, а при ее увеличении. В связи с этим можно полагать, что уменьшение величины «зуба текучести» и увеличение $\Delta\sigma_{\dot{\varepsilon}}$ при наводороживании железа отражает понижение плотности подвижных дислокаций при скачкообразном увеличении скорости деформации.

Можно полагать, что это может быть следствием снижения сопротивления движению отдельных дислокаций. При этом, трудно было бы объяснить охрупчивание железа, вызываемое водородом. Другой причиной повышения подвижности дислокаций в результате насыщения железа водородом может быть повышение уровня локальных микронапряжений, вызванное водородом, приводящее к повышению эффективного внутреннего напряжения, действующего на дислокации в процессе увеличения скорости деформации.

Таким образом, водород понижает сопротивление деформации и разрушению железа и низкоуглеродистых сталей. Испытания со скачкообразным изменением скорости деформации показали, что водород приводит к повышению плотности дислокаций при резком увеличении скорости деформации, по-видимому, в результате возникновения внутренних микронапряжений.

Список литературы

1. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов - М., «Металлургия»1985, 217 с.
2. Грибанова Л.И., Филиппов Г.А., Сарак В.И. О взаимодействии водорода с дефектами, возникающими в процессе микропластической деформации // ДАН СССР, 1981, 260, №3, с. 612-615

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

Коджаспиров Г.Е., Терентьев М.И.

Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет, Санкт-Петербург, Россия
gkodzhaspirov@gmail.com

Развитие энергетики и газотурбинной техники характеризуется непрерывным повышением рабочих температур, которое стало возможным благодаря интенсивному совершенствованию состава жаропрочных сплавов и способов их обработки. Данные сплавы способны работать в сложно-напряжённом состоянии при высоких температурах при одновременном воздействии агрессивной среды, что, как известно, достигается посредством формирования определённой структуры металлического материала. Во время реализации процессов горячей обработки давлением изменение структуры является результатом совместного протекания процессов упрочнения и разупрочнения, имеющих место при определенных режимах горячей пластической деформации. Структура, формирующаяся на том или ином этапе обработки оказывает влияние как на технологические свойства (технологическая пластичность, сопротивление пластической деформации и др.), так и на механические свойства при комнатных, умеренных и повышенных температурах, а также другие служебные свойства.

В связи с этим управление зеренной структурой является важной задачей для оптимизации режимов горячей ковки, штамповки, прокатки и других методов обработки металлов давлением (ОМД), а также реализации различных схем такой перспективной технологии как высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО).

В данной работе было проведено исследование влияния температурно-деформационных параметров горячей деформации в условиях, моделирующих на пластометре реальный процесс горячего пластического деформирования, на зеренную структуру суперсплава типа UNS NO 6690. Установлено, что с увеличением температуры, степени и скорости деформации возрастает интенсивность развития динамической рекристаллизации (ДР) сплава. В результате обработки кривых "напряжение-деформация" и данных металлографического исследования микроструктуры была осуществлена оценка энергии активации горячей деформации сплава и построена математическая модель ДР с использованием параметра Зенера-Холломона, позволяющая осуществлять оценку размера динамически рекристаллизованного зерна и доли рекристаллизованной структуры. Полученные результаты могут быть использованы для разработки процессов ОМД, позволяющих получить необходимую структуру и служебные свойства готового изделия.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА ВТ6 ПОСЛЕ ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Соскова Н.А., Райков С.В., Ионина А.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
ani-vo@yandex.ru

Титан и сплавы на его основе являются в настоящее время одним из самых востребованных конструкционных материалов [1], для защиты поверхности изделий из которых широко используются различного рода покрытия [2, 3]. Одним из перспективных методов формирования покрытий является электровзрывное легирование (ЭВЛ) [4, 5]. Дополнительное повышение свойств поверхностного слоя материала и изделия в целом достигается при комбинированной обработке, сочетающей ЭВЛ и последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) модифицированной поверхности [5, 6]. Для установления оптимальных режимов таких обработок необходимо выяснение природы улучшению физико-механических и прочностных свойств сплава при ЭВЛ и ЭПО.

Целью настоящей работы являлось обнаружение закономерностей эволюции структуры и свойств поверхностного слоя сплава на основе титана ВТ6, подвергнутого двойной обработке, сочетающей электровзрывное легирование и последующее облучение электронным пучком.

В качестве объекта исследования был выбран сплав на основе титана ВТ6 (< 0,6 вес.% Fe, < 0,1% C, < 0,1% Si, (3,5-5,3)%V, (5,3-6,8)%Al, < 0,3%Zr, < 0,05% N, < 0,2% O, < 0,015% H, остальное Ti). Образцы имели форму шайбы толщиной 10 мм и диаметром 15 мм. Легирование поверхностного слоя осуществляли путем воздействия плазмы, формирующейся при электрическом взрыве углеграфитового волокна массой 140 мг, на поверхность которого в область взрыва помещали навеску порошка диборида титана TiB_2 или диоксида циркония ZrO_2 массой 50 мг. Средняя толщина расплавленного слоя составляла ~30 мкм. Дополнительную импульсную обработку модифицированного слоя осуществляли в среде аргона высокоинтенсивным электронным пучком на установке «СОЛО» [7] по режимам: энергия электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 45–60 Дж/см^2, длительность импульсов воздействия 100 мкс и 200 мкс, их количество и частота следования импульсов – (10 и 20) имп. и 0,3 с$^{-1}$. Исследования элементного и фазового состава, зеренной и внутризеренной структуры поверхностного слоя осуществляли методами сканирующей и электронной дифракционной микроскопии [8, 9]; механические свойства изучали, измеряя микротвердость.

Характерное изображение поверхности образца сплава ВТ6, формирующейся при электровзрывном легировании (УГВ+TiB_2), приведено на рис. 1, *а*. Как в [5, 6], поверхностный слой характеризуется высоким уровнем шероховатости и большим разнообразием структурных элементов: присутствуют микропоры и микрократеры, микротрещины, наплывы, обусловленные радиальным течением металла, наслоения, образовавшиеся в результате выплескивания металла при попадании в расплав частиц порошка и осколков углеграфитового волокна (УГВ), размеры которых изменяются в широких пределах (поперечные от 3 мкм до 9 мкм; продольные от 10 до 50 мкм). ЭВЛ при указанных выше параметрах сопровождается плавлением поверхностного слоя. Толщина легированного слоя практически не зависит от типа порошковой навески и может изменяться в пределах от 15 до 75 мкм (рис. 1, *б*).

Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры поверхности образца ВТ6, подвергнутого ЭВЛ (УГВ+TiB_2) (*а*) и поперечного сечения (*б*). Стрелками на (*б*) указана поверхность легирования. Сканирующая электронная микроскопия

Последующая ЭПО сопровождается существенным снижением шероховатости модифицируемого слоя. На поверхности выявляется поликристаллическая структура, размеры зерен которой изменяются в пределах 10 мкм. В объеме зерен наблюдается субзеренная структура (ячейки высокоскоростной кристаллизации); размеры субзерен изменяются в пределах от 0,2 мкм до 0,8 мкм.

Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя после ЭВЛ совместно с порошковой навеской диборида титана TiB_2 (*а*, кривая 1), диоксида циркония ZrO_2 (*а*, кривая 2) и последующей ЭПО в различных режимах: кривая 1 – облучение электронным пучком по режиму 1; кривая 2 – по режиму 2; кривая 3 – по режиму 3; кривая 4 – по режиму 4.
Режим 1: 45 Дж/см^2, 100 мкс, 10 имп., 0,3 с$^{-1}$; режим 2: 50 Дж/см^2, 100 мкс, 10 имп., 0,3 с$^{-1}$; режим 3: 60 Дж/см^2, 100 мкс, 10 имп., 0,3 с$^{-1}$; режим 4: 45 Дж/см^2, 200 мкс, 20 имп., 0,3 с$^{-1}$

Анализ прочностных характеристик поверхностного слоя сплава ВТ6, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО, осуществляли путем построения профиля микротвердости. Результаты исследований приведены на рис. 2. Отчетливо видно, что после ЭВЛ максимальная микротвердость достигается на поверхности обработки (рис. 2, *а*, кривая 1), либо в приповерхностном слое (рис. 2, *а*, кривая 2) и превышает микротвердость основы в 3,5…5,5 раз, в зависимости от типа порошка навески. Толщина поверхностного слоя, микротвердость которого превышает микротвердость основы в ~3,0 раза, достигает 35 мкм. Последующая ЭПО приводит к существенному увеличению толщины упрочненного слоя.

Так, при науглероживании с использованием навески порошка TiB_2 толщина упрочненного слоя (слоя, микротвердость которого превышает микротвердость основы в ~3,0 раза) достигает 85…90 мкм (рис. 2, *в*).

Методами просвечивающей электронной микроскопии фольг, расположенных на расстоянии 2-3 мкм от поверхности обработки было показано, что в объеме субзерен сформирована пластинчатая субструктура (α-Ti, толщина пластин изменяется в пределах от 70 нм до 150 нм). По границам субзерен и в стыках границ располагаются частицы второй фазы (TiC) в виде протяженных прослоек или глобул. Их размеры изменяются в пределах до 100 нм.

Таким образом, многократное увеличение микротвердости поверхностного слоя сплава ВТ6, подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО, обусловлено формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры пластинчатого типа на основе α-Ti, упрочнённой частицами карбида титана.

Выводы. Электровзрывное легирование (науглероживание с добавлением порошков TiB_2 и ZrO_2) поверхности сплава ВТ6 формирует упрочнённый слой толщиной до 35 мкм, микротвёрдость которого в 3-5 раз (в зависимости от типа порошка навески) превышает микротвёрдость основы. Последующая электронно-пучковая обработка снижает шероховатость поверхности модифицированного слоя и приводит к значительному увеличению толщины упрочнённого слоя. Значительное увеличение микротвёрдости поверхностного слоя сплава ВТ6, подвергнутого ЭВЛ и последующей электронно-пучковой обработке, обусловлено формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры пластинчатого типа на основе α-Ti, упрочнённой наноразмерными выделениями второй фазы TiC.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011).

Список литературы

1. Полмеар Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов. – М.: Техносфера, 2008. – 464 с.
2. Бобров Г.В., Ильин А.А. Нанесение неорганических покрытий. Теория. Технология. Оборудование: Учебное пособие для вузов. – М.: Интермет Инжиниринг, 2004. – 626 с.
3. Хокинг М., Васантасри В., Сидки П. Металлические и керамические покрытия. – М.: Мир, 2000. – 516 с.
4. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов – Новокузнецк, СибГИУ. – 2007. – 301 с.
5. Карпий С.В., Морозов М.М., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Структура, фазовый состав и свойства титана после электровзрывного легирования и электронно-пучковой обработки. – Новокузнецк: Изд-во НПК, 2010. – 173 с.
6. Формирование структурно-фазовых состояний металлов и сплавов при электровзрывном легировании и электронно-пучковой обработке / под ред. В.Е. Громова. – Новокузнецк. Изд-во «Интеркузбасс», 2011. – 212 с.
7. Иванов Ю.Ф., Коваль Н.Н. Низкоэнергетические электронные пучки субмиллисекундной длительности: получение и некоторые аспекты применения в области материаловедения. // Структура и свойства перспективных металлических материалов / Под ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – С. 345–382.
8. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
9. Энгеле Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: справочное изд. Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Кугаенко О.М. [1], Уварова С.С.[1], Петраков В.С.[2], Бузанов О.А.[3], Егоров В.Н.[3], Сахаров С.А.[3], Поздняков М.Л.[4], Гастрок Й.[5]

1. Москва, Россия, ФАГОУ ВПО Государственный Технологический Университет «Московский Государственный Институт Стали и Сплавов» (НИТУ "МИСИС"),
2.Россия, Москва, Экономико-энергетический институт,
3. Россия, Москва, «ОАО Фомос-Материалс»,
4.Россия, г. Санкт-Петербург, НИИ КМ «Прометей»
5. Россия, Москва, ПООО «Цвик ГМбХиКо. КГ»
crystalxxi@misis.ru

Лангасит (ЛГС), самый известный лантан-галлиевый силикат, с химической формулой $La_3Ga_5SiO_{14}$, был впервые синтезирован в начале 80-х годов[1,2]. Лантан-галлиевый танталат (ЛГТ, $La_3Ta_{0.5}Ga_{5.5}O_{14}$), изоморф лангасита (ЛГС, $La_3Ga_5SiO_{14}$) – перспективный пьезоэлектрик. Эффективность применения кристаллов связана с высоким коэффициентом электромеханической связи (КЭМС), почти в 3 раза превышающим КЭМС кварца, что позволяет создавать пьезоэлементы, работающие на прямом пьезоэффекте.

В двигателях внутреннего сгорания пьезоэлементы датчиков находятся в экстремальных условиях переменных нагрузок, как механических, так и термических, их разрушение происходит вследствие усталости. Изменение состояния материалов при усталостном процессе отражается на их механических свойствах, макро- и микроструктуре. Усталостной прочности металлов и сплавов посвящено большое количество монографий и публикаций. Однако в технике все большее место и значение занимают, в большинстве случаев дорогостоящие, элементы из хрупких материалов - диэлектрических и полупроводниковых кристаллов, керамик, эксплуатирующиеся в условиях переменных нагрузок. Поведение хрупких кристаллов при циклических нагрузках мало изучено, а без учета механизмов их разрушения и причин деградации в процессе работы структуры и свойств кристаллов невозможно прогнозировать работоспособность элементов.

Монокристаллы ЛГТ относятся к твердым хрупким материалам. При исследовании разрушения кристаллов семейства лангасита методом одноосного сжатия не выявлено пластической деформации в кристаллах вплоть до 0,9 $T_{пл}$, которая определена авторами[3] как температура хрупко-пластического перехода.

Исследование усталости и разрушения при циклических нагрузках таких хрупких материалов как монокристаллы ЛГТ является актуальной задачей. Цель работы заключалась в исследовании механизмов деформации монокристаллов ЛГТ и закономерностей их разрушения в условиях термомеханических и переменных механических нагрузок.

Материалом для испытаний служили монокристаллы лантан-галлиевого танталата, которые относятся к тригональному классу симметрии 32. Монокристаллы ЛГТ выращены по методу Чохральского на предприятии ОАО «Фомос-Материалс»[4]

Рентгеноструктурные исследования прямой полюсной фигуры, показали, что все исследованные образцы в исходном состоянии являются монокристаллами, свободны от двойников и других дефектов. Плотность дислокаций в исходных образцах равна 10^4 см$^{-2}$.

Исследование микротвердости по Кнупу и по Виккерсу показало, что для кристаллов характерна анизотропия твердости II рода – различная величина микротвердости срезов [0001] и [1000], $\left[11\bar{2}0\right]$ с коэффициентом анизотропии твердости 1,2. [7]. Наряду с анизотропией твердости, для кристаллов группы ЛГС характерна анизотропия микрохрупкости. Коэффициент анизотропии вязкости разрушения составляет 1.3.

Исследование усталостной прочности кристаллов ЛГТ проводили при комнатной температуре в режиме циклического знакопостоянного нагружения сжатием на высокочастотном пульсаторе с электромагнитным резонансным приводом Amsler 20 HFP 5100 фирмы Zwick/Roell. Наибольший размах нагрузки достигал 20 кН/см^2, что соответствовало 0,5 предела прочности кристаллов при комнатной температуре.

Величина предела усталостной прочности кубических образцов исследованных кристаллов ЛГТ при комнатной температуре при асимметричном циклическом нагружении сжатием при приложении нагрузки по направлениям осей X, Y и Z с частотой около 100–150 Гц составляет 10–15 кН/см^2 при количестве циклов нагружения $3\cdot10^5$ (без образования видимых макротрещин).

После селективного травления выявлено, что поверхность сколов разрушенных образцов имеет сложную ручьевую структуру с высокой плотностью дислокаций, связанную с высокими напряжениями в кристалле. При небольших деформациях ($N = 10^4$–10^5 циклов) и низких нагрузках (статическая 1кН, динамическая 0,5 кН), при комнатной температуре на поверхности образцов формируется мезоячеистая структура с размером ячеек около10мкм. При средних степенях деформации ($N = 10^5$циклов) формируется система мезополос локализованной деформации вдоль направлений максимальных касательных напряжений.

Расчет прямого продольного пьезоэффекта показал, что при циклических нагрузках при амплитудах напряжений до 20кН/см^2 в направлении сжатия на противоположных сторонах пластин ГТЛ X-среза разность потенциалов может достигать: 70 кВ/см при циклических механических нагрузках с амплитудой напряжений до 20 кН/см^2, и от 20 до 400 кВ/см, при термоударах закалкой от температур 100–1000 °С. Возникающее в результате пьезоэффекта электрическое поле снижает порог развития трещин в кристаллах, приводит к перестройке дислокационной структуры, двойникованию и значительно снижает температуру начала пластической деформации в хрупких кристаллах.

Исследовалось влияние возникающих пьезоэлектрических полей на прочность монокристаллов. Для проведения эксперимента изолировали образец от металлических пуансонов с помощью слюды. Образец зажимался между металлическими пуансонами с использованием изолирующего материала – слюды.

Нагрузка прикладывалась в направлении X. Образец выдерживает нагрузку при изоляции от металлических пуансонов равную : статическая 5 кН, динамическая 2,5 кН. Так как образец изолирован в нем возникают пьезоэлектрические поля равные 24,9 кВ/см. Возникающее в результате пьезоэффекта электрическое поле снижает порог развития трещин в кристаллах, приводит к перестройке дислокационной структуры, двойникованию и значительно снижает температуру начала пластической деформации в хрупких кристаллах

Термостойкость монокристаллов ЛГТ оценивалась по термоудару закалкой в воду комнатной температуры 25°С образцов, нагретых до температур 100 - 1000°С.

После закалки от температур не выше 120 ºС в образцах нет разрушений, но возрастает плотность дислокаций до 10^8 см$^{-2}$, что подтверждает механизм образования дефектов и дислокаций при релаксации термических напряжений, возникающих в кристаллах при закалке и появляются двойники. Закалка от температур, превышающих 200 °С приводит к множественному разрушению кристаллов, при этом трещины распространяются в одном направлении для всех образцов, близком к $\left[11\bar{2}0\right]$.

Таким образом, проведенные исследования показали, что после приложения к кристаллам при комнатной температуре циклических механических нагрузок и ударных термических воздействий путем закалки, в кристаллах ЛГТ наблюдается значительное изменение микроструктуры, связанное с увеличением плотности дислокаций, возрастающей по сравнению с исходной на 4-5 порядков, двойникование и образование мезоструктуры, характерной для пластичных металлов. Такое изменение структуры указывает на проявление эффекта пластичности в хрупких пьезоэлектрических кристаллах ЛГТ, что противо-

речит принятым представлениям об отсутствии пластической деформации в ЛГТ при комнатной температуре.

Наблюдаемый эффект анализируется с учетом пьезоэлектрических свойств кристаллов ЛГТ. Расчет прямого продольного пьезоэфекта при циклических нагрузках показал, что на противоположных сторонах пластины ЛГТ Х-среза при амплитуде напряжений до 20кН/см^2 электрические поля могут достигать 70 кВ/см. При циклических воздействиях в кристалле возникает переменное электрическое поле с частотой, равной частоте циклического механического воздействия, это ведет к уменьшению энергии процесса отрыва дислокаций от центров закрепления и к движению дислокаций и определяет изменение микроструктуры кристалла.

Список литературы

1. Mill B.V., Pisarevsky Yu.V. Langasite-type materials: from discovery to present state // Proc. 2000 IEEE Inter. Frequency Control Symp. – 2000. – P. 133-144.
2. Модифицированные редкоземельные галлаты со структурой Ca3Ga2Ge4O14 / Б.В. Милль, А.В. Буташин, Г.Г. Ходжабагян и др. // Доклады Академии Наук СССР.–1982.–Том 264.–№ 6.–С. 1385-1389.
3. Прочность и пластичность монокристаллов La3Ga5SiO14 / Аронова А.М., Бережкова Г.В., Буташин А.В. и др.// Кристаллография. – 1990. – С. 93.
4. Пат. 2108418 РФ, С1, МКИ6 С 30 В 29/34, 15/00. Способ выращивания монокристаллов лантан-галлиевого силиката / Бузанов О.А. – № 97103750/25; Бюл. № 10. –С. 3;

НОВЫЕ ТЕПЛО-, ТЕРМОСТОЙКИЕ ЭПОКСИДНЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ВЫСОКИМИ ПРОЧНОСТНЫМИ И ДЕФОРМАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Федосеев М.С., *Ситников П.А., Державинская Л.Ф., Девятериков Д.М., Ощепкова Т.Е., Тиунова Т.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт технической химии УрО РАН, г. Пермь,
msfedoseev@mail.ru
** Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии Коми НЦ УрО РАН, г. Сыктывкар*

Композиционные материалы на основе эпоксидных термореактивных связующих относятся к высокомодульным полимерным материалам конструкционного назначения и находят применение в авиа-, космической и ракетной технике, машиностроении, а в последнее время в нефтегазовом комплексе при строительстве продуктопроводов [1,2]. Несмотря на достигнутые результаты в этой области полимерные материалы на основе промышленных эпоксидных диановых смол, отверждаемых диаминами и ангидридами кислот, имеют недостаточную для теплонагруженных изделий термоустойчивость, ударную вязкость и деформативность. Как известно, эпоксидные олигомеры отверждаются как по поликонденсационному (раскрытие цикла), так и по полимеризационному (ионному) механизмам [3]. В результате ионной полимеризации образуется простой полиэфир, в котором связь (С-О-С) чрезвычайно стабильна к действию большинства кислот и щелочей. Отвержденные по ионному механизму смолы дают полимерные материалы с большей теплостойкостью, чем отвержденные аминными отвердителями. Судя по многочисленным публикациям, имидазолы находят применение как катализаторы различных химических

реакций, в том числе при производстве композиционных и лакокрасочных материалов [4,5]. Полимеры, полученные при отверждении эпоксидных смол имидазолами, обладают повышенной термической стабильностью и хорошими диэлектрическими свойствами. Целью настоящей работы является изучение анионной полимеризации эпоксидных олигомеров в присутствии имидазолов и разработка более термо-, теплостойких полимерных материалов с высокими прочностными и деформационными характеристиками.

В качестве катализаторов анионной полимеризации эпоксидных олигомеров - двухфункционального диглицидилового эфира дифенилолпропана (смола Epicote 828), трехфункциональной эпоксидной новолачной смолы (УП-643), тетраглицидилового эфира 4,4`-диамино-3,3`- дихлордифенилметана (ЭХД), 4,4`-бис(глицидиламино)-3,3`-дихлордифенилметана (ЭСОД) исследованы имидазол и его производные. Кинетику анионной полимеризации эпоксидных олигомеров изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии на калориметре DSC 822^e фирмы METTLER-TOLEDO (Швейцария) в динамическом режиме в диапазоне температур 20 - 250^{0}С в присутствии одного из наиболее активных катализаторов 1-метилимидазола (2 мас%). В таблице 1 приведены результаты исследований.

Таблица 1. Кинетика анионной полимеризации в присутствии 1-метилимидазола

Эпоксидный олигомер	Температура, ^{0}С		Тепловой эффект Q, Дж·г$^{-1}$	Энергия активации E, кДж·моль$^{-1}$
	$T_{НАЧ}$	$T_{ПИК}$		
Epicote 828	80	118	395	60
УП-643	80	120	467	70
ЭХД (кривая ДСК имеет 2 пика)	80	120	558	66 48

Исследуемые эпоксидные композиции можно отнести к одноупаковочным композициям с латентными системами отверждения. Они состоят из олигомера или смеси олигомеров и небольшого количества катализатора (1-3мас%). Композиции обладают достаточно большим запасом жизнеспособности ≈ 50 часов (рис.1) при температуре 25^{0}С и быстро полимеризуется при высоких температурах (ДСК).

Рис. 1. Нарастание динамической вязкости в системе Epicote 828 - 2-этил-4-метилимидазол (2мас%) при температуре 25^{0}С.

Изготовление и полимеризацию образцов полимеров для испытаний проводили в специальных формах при температурах определенных методом ДСК. Физико-механические характеристики отвержденных образцов определяли на сжатие на машине “Testometric - FS100CT” (Великобритания) при скорости 1 мм/мин. Результаты испытаний приведены в табл.2.

Таблица 2. Физико-механические свойства эпоксидных полимеров и их теплостойкость

Олигомер	Катализатор	Температура стеклования, ^{0}C	Физико-механические характеристики при сжатии			
			Температура испытания 25^{0}C		Температура испытания 150^{0}C	
			σ, МПа	ε,%	σ, МПа	ε,%
Epicote 828	Имидазол	161	140	24	90	35
	1метилимидазол	162	130	25	90	35
	2-этил-4-метил имидазол	160	145	22	88	30
	1винилимидазол	159	130	25	85	32
УП-643	2-этил-4-метил имидазол	181	160	24	92	28
ЭХД	2-этил-4-метил имидазол	172	180	25	162	44
ЭСОД	2-этил-4-метил имидазол	250	200	22	134	44
Штатный состав Epicote 828 - ангидрид- катализатор		124	130	38	45	48

По результатам испытаний были сделаны выводы об эффективности имидазолов как инициаторов анионной полимеризации эпоксидных олигомеров. Полученные полимеры обладают достаточно высокой прочностью и деформацией при сжатии. Прочность и температура стеклования, характеризующая теплостойкость, повышаются с возрастанием функциональности олигомера. Наибольшей прочностью и теплостойкостью обладают полимеры на основе четырехфункциональной смолы ЭХД и нового синтезированного в ИТХ УрО РАН олигомера ЭСОД [6], который обладает латентными свойствами и позволяет получать на его основе теплостойкие термоустойчивые материалы.

В таблице 3 приведены результаты изучения термостойкости при 350^{0}C. Показано, что они являются достаточно термоустойчивыми материалами. Потеря массы за время выдерживания при температуре в течение 30 минут составляет 9-30%. Полимеры, полученные по механизму поликонденсации, являются менее термоустойчивыми. Так потеря массы полимера, полученного при отверждении эпоксидной смолы УП-643 изометилтетрагидрофталевым ангидридом, в этих условиях составляет 64%.

Таблица 3. Термическая стойкость полимеров при температуре 350^0С.

Олигомер	Катализатор	Потеря массы (%) за время, мин			
		10	15	20	30
Epicote 828	1метилимидазол	8	8,5	9,5	11
	2-этил-4-метил имидазол	7	8	9	10
УП-643	1винилимидазол	6	7	8	9
	2-этил-4-метил имидазол	7	8,5	9	12
ЭХД	1-винилимидазол	26	28	29	30
ЭСОД	самоотверждение	15	20	24	26
	2-этил-4-метил имидазол	18	21	26	28
УП-643	Отвердитель ИМТГФА	50	52	60	64

Таким образом, анионная полимеризация эпоксидных олигомеров под действием катализаторов - 1-метил, 1-винил, 2-этил-4-метилимидазолов позволяет получать более тепло-, термостойкие полимерные материалы с высокими прочностными и деформационными характеристиками.

Работа выполнена при финансовой поддержке проектов УрО РАН № 12И-3-2005, 12-33-001-НО.

Список литературы

1. Справочник по композиционным материалам под ред. Дж. Любина. М.: Машиностроение, 1988. 83с.
2. Петько О.И., Петько И.П. //Пластмассы. 2008. №10. С. 38-39.
3. Ли Х., Невилл К. Справочное руководство по эпоксидным смолам. М.:Энергия, 1973.415с.
4. Федосеев М.С., Державинская Л.Ф., Стрельников В.Н. // ЖПХ. 2010. Т.83. Вып.8. С.1303-1307.
5. Евтушенко Ю.М.// Химическая технология. 2003. №5. С. 18-22.
6. Патент РФ 2411268. 2011. Олигомер 4,4`-бис(глицидиламино)-3,3`-дихлордифенилметан и полимерное связующее на его основе./ Федосеев. М.С., Державинская Л.Ф., Леус З.Г., Аверкин В.Н.

СОПРОТИВЛЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ В СТРУКТУРАХ $Ni\text{-}Al_2O_3$, $Co\text{-}Al_2O_3$, $Cu\text{-}Al_2O_3$

Лалетин В.М., Сарасеко М.Н.

ГНУ Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь.
laletin57@rambler.ru

Введение. Сопротивление порошка зависит от многих факторов. Это – размер частиц, их форма и структура, состояние поверхности, плотность порошка, природа материала [1]. Вследствие этого любые изменения в технологии получения порошка будут влиять на его удельное сопротивление. В настоящее время достаточно много внимания уделено исследованию проводимости металлических порошковых систем [2]. Однако, практически не исследовались порошки структуры диэлектрик-металл. Хотя в настоящее время они применяются в газодинамике для получения проводящих и защитных покрытий. Целью данной работы являлось исследование влияния плотности композиционных порошков систем Al_2O_3–Ni, Al_2O_3–Co и Al_2O_3–Cu, полученных при различных технологических режимов, на их удельное сопротивление.

Эксперимент. Композиционные электропроводящие порошки были получены с использованием технологии плакирования в растворах, описанных в работе [3]. Продолжительность реакции плакирования составляла для никелирования (Al_2O_3–Ni) 30, 60, 90 и 120 минут, для кобальтирования (Al_2O_3–Co) 30, 60, 90 и 120 минут, для меднения (Al_2O_3–Cu) 15, 30, 45 и 60 минут.

Измерение электрического сопротивления порошков проводилось по двухэлектродной схеме с помощью ячейки, схематическое изображение которой представлено на рисунке 1. Ячейка включает в себя матрицу, два электрода, подвижный пуансон и индикаторное устройство, измеряющее перемещение пуансона. Матрица и подвижный пуансон изготовлены из изоляционного материала. Измерение сопротивления осуществлялось тераомметром Е6-13А при напряжении 10 Вольт.

Рис. 1. Схематическое изображение измерительной ячейки удельного сопротивления. 1 – микрометр, 2 – пуансон, 3 – исследуемый порошок, 4 – матрица, 5 – электроды.

Засыпанный в матрицу порошок сжимался пуансоном, при этом в процессе сжатия фиксировалось электрическое сопротивление и перемещение пуансона, по которому определялась плотность порошка и его удельное сопротивление.

Результаты. Результаты исследований влияния плотности порошка, технологических факторов его получения на удельное сопротивление в материалах Al_2O_3-Ni, Al_2O_3-Co и Al_2O_3-Cu представлены на рисунках 2-4. Во всех случаях с увеличением плотности и времени плакирования удельное сопротивление порошка падает. Для материалов Al_2O_3-Ni (рисунок 2) в исследованной области удельное сопротивление с увеличением плотности уменьшается по экспоненциальному закону. Причем с увеличением времени плакирования и соответственно с увеличением содержания металлической фазы уменьшается не только сопротивление порошка, но также изменяется экспоненциальный закон. Чем больше длительность плакирования, тем быстрее падает сопротивление с ростом плотности порошка. Для времен плакирования 30, 60, 90, 120 минут уравнения описывающие зависимость удельного сопротивления от плотности имеют следующий вид:

$\rho = 1{,}35 \cdot 10^{10} \cdot \exp(-2{,}24 \cdot g)$,

$\rho = 1{,}9 \cdot 10^{10} \cdot \exp(-2{,}56 \cdot g)$,

$\rho = 2{,}2 \cdot 10^{10} \cdot \exp(-2{,}78 \cdot g)$,

$\rho = 4{,}66 \cdot 10^{10} \cdot \exp(-3{,}47 \cdot g)$.

Удельное сопротивление имеет размерность Ом·м.

Рис. 2. Зависимость удельного сопротивления порошка Al_2O_3–Ni от его плотности при разной длительности реакции плакирования: 1 – 30 минут, 2 – 60 минут, 3 – 90 минут, 4 –120 минут.

Результаты, полученные для материалов Al_2O_3-Co (рисунок 3), имеют аналогичные зависимости. Однако, в этом случае сопротивление порошков примерно на два порядка меньше по сравнению с порошками, содержащими никель. Уравнения, описывающие зависимость удельного сопротивления от плотности для времен плакирования 30, 60, 90, 120 минут имеют следующий вид:

$\rho = 4{,}5 \cdot 10^{8} \cdot \exp(-2{,}63 \cdot g)$,

$\rho = 3{,}36 \cdot 10^{8} \cdot \exp(-2{,}7 \cdot g)$,

$\rho = 4{,}64 \cdot 10^{8} \cdot \exp(-3{,}15 \cdot g)$,

$\rho = 4{,}63 \cdot 10^{8} \cdot \exp(-3{,}4 \cdot g)$.

Рис. 3. Зависимость удельного сопротивления порошка Al_2O_3-Co от его плотности при разной длительности реакции плакирования: 1 – 30 минут, 2 – 60 минут, 3 – 90 минут, 4 – 120 минут.

В случае порошков с медью (рисунок 4) зависимость для времени плакирования 15 минут качественно повторяет зависимости для порошков с никелем и кобальтом. Однако, для времен плакирования 30, 45 и 60 минут зависимости для порошков с медью имеют качественно другой вид. В этом случае с увеличением плотности порошка от 1,24 г/см^3 до 1,3 г/см^3 наблюдается резкое уменьшение удельного сопротивления примерно на 5-6 порядков. Удельное сопротивление порошков при плотности 1,3 г/см^3 составляет 0,6 Ом·м. При дальнейшем увеличении плотности сопротивление падает и составляет 0,002 Ом·м для плотности 1,48 г/см^3 при времени плакирования 60 минут.

Рис. 4. Зависимость удельного сопротивления порошка Al_2O_3-Cu от его плотности при разной длительности реакции плакирования: 1 – 15 минут. 2 – 30 минут. 3 – 45 минут. 4 – 60 минут.

Заключение. Методом плакирования порошка оксида алюминия металлами сформированы электропроводящие композиционные структуры Al_2O_3-Ni, Al_2O_3-Co, Al_2O_3-Cu. Исследовано влияние технологических факторов, плотности порошков на их удельное сопротивление. Для порошков на основе Al_2O_3-Ni, Al_2O_3-Co удельное сопротивление с увеличением плотности уменьшается по экспоненциальному закону. Для материала на основе Al_2O_3-Cu наблюдается скачкообразное уменьшение удельного сопротивления. С увеличением плотности порошка от 1,24 г/см^3 до 1,3 г/см^3 удельного сопротивления падает примерно на 5-6 порядков и при плотности 1,48 г/см^3 составляет 0,002 Ом·м.

Список литературы

1. Бальшин М.Ю. Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна. М.:Металлургия, 1972. С.93-97.
2. Пористые проницаемые материалы. Справочник / Под ред. С.В. Белова. М.: Металлургия, 1987. С.77, 173.
3. Хоперия Т.Н. Химическое никелирование неметаллических материалов.- М.: Металлургия, 1982. -144 с.

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ИСКУССТВЕННЫХ КОЖ ПРИ ИХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Дмитриев А. П., Борозна В.Д.

УО «Витебский государственный технологический университет», Республика Беларусь, г. Витебск,
wilij@mail.ru

Качество обуви непосредственно связано с проведением соответствующих организационно-технических и технологических мероприятий, которые позволяют обеспечить требуемый уровень надежности изделий, их долговечность и хороший внешний вид. Среди таких мероприятий главным является подбор материалов для верха обуви уже на стадии её проектирования, так как физико-механические свойства выбранных материалов даже без учёта технологии и режимов формования существенно влияют на качество изделия. Процесс формования является самым ответственным испытанием, которое предстоит материалам заготовки верха обуви на потоке её производства [1].

При внутреннем способе формования процесс деформирования материалов заготовки верха обуви происходит на раздвижных колодках или металлических пуансонах, в результате чего плоским деталям верха обуви придается пространственная форма колодки. Однако использование технологической оснастки не всегда обеспечивает достаточное качество операции формования, так как не используется полностью резерв деформационных свойств материалов. Среди таких недостатков выделяют следующие: неудовлетворительное распределение деформаций по площади заготовки; существенные перекосы деталей заготовки; их недостаточная и неравномерная деформация, а также складкообразование заготовки. Данные недостатки могут в дальнейшем привести к снижению формоустойчивости и износостойкости верха обуви при её эксплуатации. Однако при выборе материалов для верха обуви часто не учитываются деформационные изменения, которые происходят в материалах при их деформировании. Среди таких изменений, непосредственно влияющих на способность верха обуви к сопротивлению различным разрушениям, очевидно, следует отнести изменение прочности материалов при формовании заготовок обуви из них.

При формовании на раздвижной колодке заготовка верха обуви испытывает как одноосное, так и двухосное растяжение в зависимости от её деталей. Установлено, что величина относительной меридиальной деформации при двухосном растяжении в её носочной части составляет около 15% [2]. Так как при деформировании материалы заготовки верха обуви не должны терять своей прочности более чем на 30% при максимально возможной деформации заготовки в процессе её формования, поэтому коэффициент сохранения прочности при максимальной деформации заготовки в процессе формования $K_П$, рассчитываемый по формуле $K_П = \frac{P_i}{P_p}$, где P_i – прочность материала после его предварительной деформации на величину относительной деформации в 15% (Н), P_p – прочность контрольного образца не подверженного предварительному деформированию (Н), должен принимать значения не менее 0,7.

Величина указанного коэффициента может быть принята за меру, определяющую степень изменения первоначальных прочностных свойства материалов после их формования, ухудшение которых может привести в дальнейшем к негативным последствиям при носке обуви.

Исследованиям на изменение прочности были подвергнуты образцы импортных искусственных кож турецкого производства, которые применяются для наружных деталей верха обуви на предприятиях Концерна «Беллегпром». Исследованные материалы представляют собой двухслойные искусственные кожи с полиуретановым покрытием тканой

основы, имеющей нити линейной плотности от 10 до 55 текс, в состав которых входят полиэфирные волокна и тонкий хлопковый начёс. Текстильная основа пропитана связующим полимером.

Для нахождения значения коэффициента сохранения прочности $K_П$ предварительно деформированные на 15% образцы после полной их релаксации в течение 24 часов на машине ИП 5158-5 были подвергнуты повторному одноосному и двухосному растяжению до их разрыва или деструкции. Одноосное растяжение осуществлялось на образцах прямоугольной формы размером 20×160 мм (рабочая зона 20×100 мм), подготовленных ГОСТ 17316-71 «Кожа искусственная мягкая. Метод определения разрывной нагрузки и удлинения при разрыве», которые вырезались строго по основе (В) и по утку (П) тканой основы без удаления нитей основы вдоль длины элементарных проб. Двухосная деформация проводилась на специально разработанном в УО «ВГТУ» приспособлении к разрывной машине на образцах радиусом 30 мм с применением пуансона сферической формы радиуса 10 мм [3].

Артикул искусственной кожи	Одноосное растяжение						Двухосное растяжение		
	P_P, Н		P_i, Н		$K_П$		P_P, Н	P_i, Н	$K_П$
	В	П	В	П	В	П			
1,1 JAWA 001	376	327	337	236	0,90	0,72	745	675	0,91
1,1 FOCA 330	278	308	234	264	0,84	0,86	652	844	1,29
1,1 RUGAN 001	400	405	389	351	0,97	0,87	798	800	1,00
1,1 RUGAN 224	368	457	319	427	0,87	0,93	739	831	1,12
1,1 RUGAN 901	303	371	295	370	0,97	1,00	741	962	1,30
1,1 ETNA 304	339	298	321	283	0,95	0,95	688	665	0,97
1,1ETNA 317	245	296	191	244	0,78	0,82	703	680	0,97
1,1 ETNA 901	430	414	389	413	0,90	1,00	976	920	0,94
1,1BORNOVA 901	447	555	392	502	0,88	0,90	1003	1250	1,25
1,1 RUSTIK 901	356	375	354	373	0,99	0,99	906	770	0,85
1,1 RUGAN MUSTANG 901	313	283	300	249	0,96	0,88	859	672	0,78
RUGAN SELCUK 001	314	349	295	307	0,94	0,88	597	650	1,09

По полученным значениям прочности материала после его предварительной деформации (P_i) и прочности контрольного образца, не подвергнутого предварительному деформированию (P_P), найдены значения коэффициентов сохранения прочности $K_П$, которые указаны в таблице.

Анализ полученных результатов показал, что исследованные искусственные кожи практически не теряют своей прочности после предварительного 15% деформирования, а при двухосном растяжении в некоторых случаях даже наблюдается упрочнение некоторых из них. При одноосном растяжении такого упрочнения нет, т.к. после 15% предварительного растяжения в виде вырезанных вдоль или поперёк основы образцов прямоугольной формы искусственных кож при нагружении могут происходить микроразрывы тканой основы вдоль периметра пробы. Поэтому на наш взгляд такой физико-механический показатель, как коэффициент сохранения прочности следует рассчитывать именно при двухосном растяжении, когда круговой образец материала жёстко закреплён по всему его периметру.

Полученные графики кривых зависимости величины нагрузки от значения относительных деформаций, построенные до 0,75 от разрывной нагрузки, не выявили существенных различий в характерах таких зависимостей, как при одноосном, так и при двухосном растяжении (рисунки 1 и 2).

Рис. 1. Кривые зависимости нагрузки от относительной меридиальной деформации при двухосном растяжении

Рис. 2. Кривые зависимости нагрузки от относительной меридиальной деформации при двухосном растяжении после 15% деформирования

Список литературы

1. Справочник обувщика. Т.2. Изд. 2-ое, испр. и доп. – Москва : Лёгкая индустрия, 1971.
2. Зыбин, А.Ю. Двухосное растяжение материалов верха обуви / А.Ю. Зыбин. – Москва : Лёгкая индустрия, 1973.
3. Дмитриев, А.П. Исследование деформационных свойств искусственных кож для верха обуви двухосным растяжением // Экономический рост Республики Беларусь: глобализация, инновационность, устойчивость: материалы V Междунар. науч.-практ. конф. (Минск, 17-18 мая 2012г.) : в 2 т. – Минск : БГЭУ, 2012. – Т. 1. − С. 359 - 360.

ФОРМИРОВАНИЕ БЕЗДИСЛОКАЦИОННЫХ НАНОСУБСТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ

Соскова Н.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Райков С.В.

Сибирский государственный индустриальный университет,
г. Новокузнецк, Россия

Прогресс в создании функциональных материалов нового поколения базируется на разработке наноструктур [1]. Фундаментальные исследования в области наноструктурного материаловедения за последние 20 лет привели к необходимости существенных корректировок традиционного дислокационного подхода к объяснению прочности и пластичности [2]. И если для чистых металлов в этом направлении наметился определенный прогресс [3], то для многофазных композиций необходимы широкие теоретические и экспериментальные исследования [4].

Одно- и двухкомпонентное электровзрывное легирование (ЭВЛ)) металлов и сплавов, осуществляемое при воздействии на поверхность импульсных плазменных струй, обеспечивает высокие эксплуатационные свойства за счет образования градиентных наноструктурных состояний [5]. При анализе структурно-фазовых состояний и механизмов упрочнения поверхностных слоев при ЭВЛ дислокационные структуры должны играть определяющую роль [4]. С этой целью в настоящей работе выполнен анализ дислокационных субструктур, формирующихся при одно- и двухкомпонентном ЭВЛ железа и никеля.

Методика и режимы ЭВЛ, не отличающаяся от описанной а работах [6], позволяет в едином технологическом цикле провести оплавление поверхностных слоев металлов, их насыщение продуктами взрыва проводников с последующей самозакалкой.

Установлено, что для ЭВЛ общей особенностью является формирование 4-х характерных слоев. Тонкий (1 мкм) приповерхностный нанокомпозитный слой, который образован частицами упрочняющих фаз с размерами кристаллитов порядка 1–10 нм в зависимости от вида легирования. Промежуточный слой с ячеистой кристаллизацией. Диаметр ячеек с глубиной увеличивается, а разделяющих их прослоек уменьшается. Размер кристаллитов в прослойках составляет величину порядка 10–100 нм. Приграничный слой с зеренной структурой. Зерна с размерами до 1–10 мкм содержат частицы упрочняющих фаз с размером порядка 1 нм. Тонкий (1–2 мкм) нанокристаллический слой с низкой степенью легирования состоит из кристаллитов размером 30–40 нм и частиц упрочняющих фаз – 3–5 нм. Основным по глубине и объему в случае однокомпонентного легирования является слой с зеренной структурой, а в случае двухкомпонентного легирования – слой с ячеистой кристаллизацией. Далее идет зона термического влияния (ЗТВ).

В первом и четвертом слоях с нанокристаллической структурой дислокации не наблюдаются (рис. 1, 2). Отсутствие дислокационных субструктур в этих слоях зоны ЭВЛ можно связывать с влиянием, по крайней мере, двух факторов. Во-первых, характерный размер кристаллитов в них может быть меньше источника Франка-Рида, являющихся одним из основных источников дислокаций. Во-вторых, наличие большой объемной доли границ раздела создает силы изображения, выдавливающие дислокации из объема нанокристаллов. Этому могут препятствовать силы Пайерлса (силы трения), однако их величина невелика. В работе [4] приведены оценки характерного размера свободного нанокристаллита, ниже которого вероятность существования внутри него подвижных дислокаций заметно снижается. Для призматических дислокационных петель и линейных краевых дислокаций для железа размеры составляют 5 и 2 нм соответственно, а для никеля – 15 и 10 нм. Применяя эти оценки для анализа дислокационных структур в железе и никеле после ЭВЛ, необходимо иметь ввиду, что в этом случае речь идет не о чистых металлах, а о твердых растворах и новых фазах (карбидах, боридах и др.). С учетом этого характерные размеры бездислокационных кристаллитов железа и никеля, хорошо согласуются с дан-

ными эксперимента, согласно которым в первом и четвертом слоях они не превышают величины 40 нм.

Рис. 1. Структура поверхности никеля после электровзрывного борирования:
а – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в рефлексе [002]Ni;
в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля)

Рис. 2. Структура образца никеля после электровзрывного борирования. Слой на глубине ~0,5 мкм: *а* – светлое поле; *б* – темное поле, полученное в рефлексе [521] NiB_{12};
в – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс темного поля). Ячеистая дислокационная субструктура, формирующаяся в никеле при электровзрывном легировании медью и бором (*г*)

Во втором слое с ячеистой кристаллизацией дислокации наблюдались только в системе Ni–Cu+B в ячейках с поперечными размерами свыше 500 нм. Выявлялась структура дислокационного хаоса либо сетчатая дислокационная структура со скалярной плотностью $(3{,}0–3{,}5)\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

В третьем слое с зеренной структурой в системе Fe–Al в зернах твердого раствора Fe(Al) наблюдается сетчатая дислокационная субструктура, либо субструктура дислокационного хаоса со скалярной плотностью 5, $4\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. В системе Ni–B вблизи от основы наблюдается субзеренная структура Ni(B) с размерами зерен 5–10 мкм. В объеме зерен сетчатая, ячеисто-сетчатая и полосовая дислокационные структуры. Независимо от типа дислокационной субструктуры, в зернах наблюдались изгибные экстинкционные контуры, указывающие на высокий уровень кривизны-кручения кристаллической решетки никеля. Источником полей напряжений, как и в других системах, являются внутрифазные и межфазные границы. В системе Ni–C в зернах твердого раствора Ni(C) с характерным размером порядка 10 мкм зафиксирована хаотическая и сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций ~$4\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. В системе Ni–C+B наблюдается ячеисто-сетчатая и полосовая дислокационные субструктуры. Присутствуют изгибные экс-

тинкционные контуры. В системе Fe–C+B вблизи границы зоны легирования с четвертым слоем скалярная плотность дислокаций достигает $6{,}4\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. В зернах α-железа сетчатая дислокационная субструктура имеет скалярную плотность дислокаций $3{,}6\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. В некоторых зернах обнаруживается полосовая дислокационная субструктура. В системах Ni–Cu и Ni–Cu+B релаксация термоупругих напряжений, как со стороны зоны легирования, так и со стороны основы сопровождается формированием в зернах хаотической, сетчатой и ячеисто-сетчатой дислокационной субструктур (рис. 2, *г*).

Скалярная плотность дислокаций в них минимальна в структуре дислокационного хаоса и составляет $2{,}5\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. Максимального значения $7{,}3\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ она достигает в сетчатой субструктуре, которая является основной. В ЗТВ в системах Fe–Al и Fe–Cu на глубине от границы с зоной легирования соответственно 10–15 и 30–35 мкм в зависимости от ориентации зерен феррита по отношению к действующим термоупругим напряжениям наблюдается формирование дислокационного хаоса, сетчатой, ячеисто-сетчатой и фрагментированной субструктур. В системе Fe–Al на глубине 25–30 мкм дислокационная структура различной степени совершенства – хаотическая, сетчатая, полосовая. В системах Ni–B и Ni–C+B наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций $(3–4)\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. В системе Fe–C в объеме зерен наблюдается клубково-сетчатая дислокационная субструктура со скалярной плотностью дислокаций $2\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. В системах Ni–Cu и Ni–Cu+B с глубиной структура меняется от ячеистой к ячеисто-сетчатой, от нее – к сетчатой и хаотической. При этом скалярная плотность дислокаций уменьшается от $4{,}2\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ до $1{,}2\cdot10^{10}$ см$^{-2}$.

Таким образом, одно- и двухкомпонентное ЭВЛ приводит к формированию нанокомпозитных слоев, не содержащих дислокационной субструктуры и обладающих высокой прочностью. Вблизи границы зоны легирования с основой и в зоне термического влияния по мере удаления от границы зоны легирования наблюдаются различные типы дислокационных структур со скалярной плотностью дислокаций от $7{,}3\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ в ячеисто-сетчатой субструктуре и до $1{,}2\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ в структуре дислокационного хаоса. С глубиной тип дислокационной структуры меняется по схеме: ячеистая⇒ячеисто-сетчатая⇒сетчатая⇒хаотическая.

Считаем своим приятным долгом выразить признательность Р.А. Андриевскому и А.М. Глезеру за обсуждение результатов работы.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011 и № 11-08-98020-р_сибирь_а).

Список литературы

1. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 1999. Т. 88. № 1. С. 50–73.
2. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Физика металлов и металловедение. 2000. Т. 89. № 1. С. 91–112.
3. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. // Progress in Materials Science. 2006. V. 51. P. 427–556.
4. Dao M., Asaro R.J. et al. // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 4041–4065.
5. Андриевский А.Р., Глезер А.М. // Успехи физ. наук. 2009. Т. 179. № 4. С. 337–358.
6. Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов – Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.

КВАЛИМЕТРИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ О ПРОЧНОСТИ ДИНАМИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ

Атрошенко С.А., Грибанов Д.А.

Санкт-Петербургский государственный инженерно-экономический университет, г. Санкт-Петербург, Россия,
denisgrib1963@yandex.ru

Введение

В современных конструкциях к материалам, подвергаемым высокоинтенсивным импульсным нагрузкам, предъявляются повышенные требования работоспособности. Часто используют элементы конструкций в виде труб. Алюминиевые трубы, в частности, находят широкое применение в промышленности, строительстве, ремонте и при других видах деятельности. Они используются в качестве конструктивных и силовых элементов в машиностроении, в авиационной и приборостроительной промышленности, а также составных элементов технологических трубопроводов, в химической промышленности, и в других отраслях производства.

В оценке качества продукции важное место занимает определение надежности. Надежность это комплексное свойство, которое включает в себя такие составляющие как живучесть, долговечность и дефектность.

Для конструкционных материалов такие качественные характеристики, как живучесть и долговечность оцениваются на основе лабораторных испытаний до изготовления из них тех или других изделий. Однако эти параметры надежности, определенные на небольших лабораторных образцах без учета условий эксплуатации конкретной детали, достаточно показательны лишь для мягких малопрочных материалов. Между тем стремление к уменьшению металлоемкости конструкций ведет к более широкому применению высокопрочных и, как правило, менее пластичных материалов с повышенной склонностью к хрупкому разрушению. Необходимо также учитывать то, что в условиях эксплуатации действуют факторы, дополнительно снижающие их пластичность, вязкость и увеличивающие опасность хрупкого разрушения.

В зарубежной практике широко используются испытания трубных или кольцевых образцов. Поэтому проведение исследований кольцевых образцов металлических материалов в условиях высокоскоростного нагружения магнитно-импульсным методом позволяет смоделировать дорогостоящие натурные испытания, что является актуальным. В то же время сложно оценить качество материала в этих условиях. Поэтому использование квалиметрических методов оценки материалов в условиях ударного нагружения может послужить заменой дорогостоящих испытаний изделий.

При оценке качественных характеристик сопротивления разрушению кольцевых образцов из сплава Д16, полученных по разным технологическим режимам, можно использовать метод секторных диаграмм, горизонтальных гистограмм и обобщенную функцию желательности.

Материал и методика исследования

Материалом для исследования являются кольцевые образцы из алюминиевого деформируемого сплава Д16 после ударного воздействия на магнитно-импульсной установке.

Методика магнитно-импульсного нагружения. Две модификации магнитно-импульсного метода [1] с периодами синусоидального тока $T = 7{,}4$ мкс и с периодом 1 мкс были реализованы на базе генератора коротких высоковольтных импульсов ГКВИ-300, обеспечивающего формирование электрических напряжений с амплитудами 30 – 300 кВт.

Ток, проходящий по катушке, на которой коаксиально располагается кольцевой образец, наводит в нем индукционный ток, а взаимодействие этих токов порождает силу отталкивания между соленоидом и кольцом. Под действием этой силы кольцо радиально расширяется до скоростей 80 – 200 м/с, что соответствует скоростям деформации порядка 10^4 $с^{-1}$. Растяжение кольца снималось высокоскоростной камерой, фиксирующей все стадии расширения кольца, образования шеек и фрагментации, поддерживающим синхронизацию и наложение кадров [2].

Металлографические исследования. Проведено исследование структуры и пластичных свойств (количества вязкой составляющей в изломе, *B*,%) образцов, полученных в результате испытаний магнитно-импульсным методом.

Исследование поверхностей разрушения алюминиевых образцов после испытаний осуществлялось на оптическом микроскопе NEOPHOT-32 в темном поле. Поверхность вязкого излома характеризуется тусклым серым видом с характерными «волокнами». Поверхность хрупкого излома кристаллическая, без видимых следов пластической деформации на поверхности разрушения.

Количество вязкой составляющей в изломе (*B*, %) определялось по формуле: $B = 100 - X$ (ГОСТ 30456-97), где X – доля хрупкой составляющей в рассматриваемой площади излома. Площадь хрупкой составляющей определялась измерением площади хрупкого излома по фотографии.

Методика квалиметрической оценки. Оценка качественных характеристик сопротивления разрушению кольцевых образцов из сплава Д16, полученных по разным технологическим режимам, осуществлялась с использованием метода секторных диаграмм [3], горизонтальных гистограмм [4] и функции желательности [5-7].

Результаты экспериментов и их обсуждение

Сравнительные количественные данные испытаний A, B, C, D [2] образования шеек и фрагментов при различных скоростях растяжения колец сплава Al 6061-O представлены на рис. 1.

Рис. 1. Сравнительная динамика образования шеек и фрагментов при различных скоростях растяжения колец из Al 6061-O.

Проанализировав диаграмму (рис.1), можно сделать вывод, что локализация деформации при увеличении скорости до 200 м/с возросла в 1,9 раза, а хрупкое разрушение – в 4,7 раза. Причем, наиболее интенсивный рост локализации деформации наблюдается при скорости 120–150 м/с, а хрупкое разрушение наиболее интенсивно развивается в интервале скоростей 80–120 м/с.

Проведена квалиметрическая оценка образцов из сплава Д16, подвергнутых различным режимам магнитно-импульсного нагружения:

Метод секторных диаграмм выявил, что уровень качества образца, испытанного при скорости нагружения 120 м/с, примерно в 1,5 раза выше уровня качества образца, испытанного при скорости нагружения 226 м/с;

Оценка по методу горизонтальных гистограмм показала, что режим испытания № 2 с существенно более коротким временем воздействия предпочтительнее режима №1 по таким показателям как длительность импульса, относительное удлинение и степень деформации, несмотря на проигрыш по другим показателям;

Номограмма желательности выявила, что наиболее значимый показатель качества - количество вязкой составляющей в изломе В, % - находится в пределах уровня желательности «отлично», в то время как показатели по нормативно-технической документации находятся в интервале уровней желательности от «удовлетворительно» до «хорошо». Значение обобщенной функции желательности имеет максимальное значение 0,782 для режима с меньшей длительностью нагружения, что говорит о преимуществе использования режима с существенно более коротким импульсом ударного воздействия для проведения испытаний кольцевых материалов.

Таким образом, представленные квалиметрические методы оценки сопротивляемости металлических материалов хрупкому разрушению позволяют эффективно оценить уровень надежности материала в экстремальных условиях нагружения.

Список литературы

1. Морозов В.А., Петров Ю.В., Лукин А.А., Кац В.М., Удовик А. Г., Атрошенко С.А, Грибанов Д.А., Федоровский Г.Д. Исследование прочности металлических колец при ударном воздействии магнитно-импульсным методом. // Журнал технической физики. 2011. т. 81, вып. 6. С. 51.
2. H. Zhang, K. Ravi-Chandar. On the dynamics of necking and fragmentation – I. Real-time and post-mortem observations in Al 6061. International Journal of Fracture, 2006. – 142: – P. 183-217.
3. Железнов Г.С. Графическое представление уровня и индекса качества продукции. Методы менеджмента качества. // 2002. №12. С. 26-27.
4. Аронов И.З., Бурцев С.Ю., Вахитов С.Ю. Новый метод визуализации анализа качества и конкурентоспособности продукции. // Надежность и контроль качества.1995. №10. с. 9-14.
5. Азгальгов Г.Г. Теория и практика оценки качества товаров. М.: Экономика, 1982. С. 345.
6. Лунькова С.В., Матрохин А.Ю. Измерение качества (квалиметрия) текстильных материалов и товаров: методические указания. Иваново: ИГТА, 2004. С. 41.
7. Рыбинцев В.А., Горюнов А.Н., Саламатова Н.С. Теоретические аспекты оценки качества и конкурентоспособности товаров народного потребления. // Точка зрения. С. 45 – 52.

ПОВЕРХНОСТЬ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ И ПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗКАХ

Холодарь Б.Г.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь,
hbg@list.ru

Разнообразие свойств, проявляемых материалами, и трудность проведения соответствующих экспериментов затрудняют прогнозирование долговечности материала при сложном напряженном состоянии даже в случае стационарного нагружения. Вопрос усложняется, если речь идет о переменных нагрузках. Один из подходов к решению подобных задач заключается в использовании понятия поврежденности материала и дифференциальных уравнений, описывающих ее развитие во времени.

Представив поврежденность (мера дефектности структуры материала в точке) $0 \le \omega \le 1$ как сумму гидростатической ω_g и девиаторной ω_d составляющих и пренебрегая мгновенно-обратимой и запаздывающее-обратимой компонентами, можно описать рост остаточной поврежденности уравнениями

$$\omega = \omega_g + \omega_d$$
$$\dot{\omega}_g = \nu_g (1-\omega)\frac{|\sigma_g|}{\sigma_{bg}}\exp(\Delta U_g(\alpha,\sigma,\omega)) \qquad (1)$$
$$\dot{\omega}_d = \nu_d (1-\omega)\frac{\sigma_i}{\sigma_{bi}}\exp(\Delta U_d(\alpha,\sigma,\omega))$$

где σ_g – гидростатическое напряжение, $\sigma_I > 0$ – интенсивность напряжений, σ_b – предел прочности материала при заданном режиме нагружения, ν и α – структурные параметры материала, связанные соответственно с частотой появления актов необратимого нарушения структуры и с влиянием напряженного состояния на энергию активации этих процессов (константы при фиксированной температуре).

Произведения вида $\nu\cdot\sigma/\sigma_b$ характеризуют средние скорости роста поврежденности на врожденных дефектах при относительном уровне упругих деформаций материала e/e_b и отсутствии активации процесса внешним полем. Последнее вызывает дополнительную концентрацию внутренних напряжений на дефектах структуры, чем способствует уменьшению энергетического порога, преодоление которого ведет к потере устойчивости решетки и разрушению межатомных связей. В качестве мер силового воздействия приняты средние нормальные напряжения и среднеквадратические касательные напряжения, которые характеризуют упругое изменение элементарного объема материала при внешнем нагружении. Обе меры упругого искажения решетки влияют на падение энергии активации:

$$\Delta U_g = x_g/(1-\omega) = (\alpha_g\sigma_g + \alpha_{dg}\sigma_i)/(1-\omega)$$
$$\Delta U_{dev} = x_{dev}/(1-\omega) = (\alpha_{gd}\sigma_g + \alpha_d\sigma_i)/(1-\omega). \qquad (2)$$

Поскольку поврежденность рассматривается как величина скалярная, ее влияние на внутренние напряжения в точке тела приближенно учитывается сомножителем $1/(1-\omega)$.

При монотонно увеличивающейся или постоянной нагрузке растут исходные дефекты. Если нагружение сопровождается разгрузками, то рассеяние энергии в материале вызывает появление дополнительных центров дефектности структуры, что влечет рост частотного параметра ν. Это обстоятельство может быть учтено введением в (1) дополнительного сомножителя вида $1+F(\sigma, \varepsilon, t)$, который зависит от напряжений, деформаций и времени. При многоцикловых нагрузках одинакового вида функция F не равна нулю на интервале напряжений $\sigma_s \le \sigma \le \sigma_b$ (здесь σ_s – предел усталости), а зависимость от времени

линейна. Для случая одномерного растяжения-сжатия соответствующее уравнение рассмотрено и проанализировано в [1] для нескольких возможных форм функции $F(\sigma,t)$. Здесь для нее используется предельный случай в виде функции Хевисайда, что дает скачек на поверхности долговечности.

Для случая многоцикловой усталости при гармонической форме нагрузки уравнения запишутся в виде:

$$\omega = \omega_g + \omega_d$$

$$\dot{\omega}_g = \nu_g(1-\omega)\frac{|\sigma_g(\mathrm{r}+1)|}{\sigma_{bg}}(1+K_gF_sft)\exp((\alpha_g\sigma_g(r+\sin(2\pi ft))+\alpha_{dg}\sigma_i|r+\sin(2\pi ft)|)/(1-\omega)) \tag{3}$$

$$\dot{\omega}_d = \nu_d(1-\omega)\frac{\sigma_i|r+1|}{\sigma_{bi}}(1+K_dF_sft)\exp((\alpha_{gd}\sigma_g(r+\sin(2\pi ft))+\alpha_d\sigma_i|r+\sin(2\pi ft)|)/(1-\omega))$$

где σ_g, σ_d – амплитудная величина соответствующих напряжений, r – доля постоянной составляющей цикла сравнительно с вибрационной (при прямом нагружении), K_g и K_d – коэффициенты зарождения наведенных дефектов, функция $F_S = 1$ при $\sigma_s \le \sigma \le \sigma_b$ и $F_S = 0$ в других случаях, f – частота цикла, t – время ($N = f\,t$ – число циклов).

Рис. 1. Режимы нагружения (А) и поверхности долговечности для режимов 1 и 2 (Б), 3 (В) и 4 (Г)

Решение уравнений (1)–(3) позволяет построить поверхность долговечности, иллюстрирующую связь логарифма приведенного времени $\tau_p = v_d \cdot t_p$ достижения поврежденностью уровня $\omega = 1$ с аргументами функций снижения энергии активации x_g и x_{dev}. На рис.1 показаны рассмотренные режимы нагружения и соответствующие им фрагменты поверхностей для исходно-неповрежденного материала ($\omega(0) = 0$) при выполнении условий прямого нагружения. Для одномерного случая связь долговечности с формой воздействия прослеживается по кривым, расположенным на плоскости $\lg\tau_p - x_{dev}$.

Построения выполнены со следующими значениями числовых параметров:

$$\alpha_g = 2.8e{-2},\ \alpha_d = 1.7e{-2},\ \alpha_{gd} = 1.0e{-2},\ \alpha_{dg} = 2.0e{-2},$$

$$\nu_g = \nu_d = 1.0e{-6.5},\ \sigma_s = 300,\ \sigma_{bg} = \sigma_{bi} = 1000,$$

$$r = 0.5,\ f = 100,\ K_g = K_d = 10.$$

В расчетах предполагалась независимость свойств материала от времени, но подобные особенности поведения материалов могут быть учтены при совместном решении уравнений течения и поврежденности [2]. Роль реологических факторов при испытаниях на долговечность повышается при приближении напряжений к пределу прочности материала, так как при этом важную роль начинает играть время выхода напряжений на предельный уровень.

В первых трех случаях поверхности долговечности гладкие. Для ступенчатого режима характерным является обрыв поверхности долговечности, соответствующий времени начала последней ступеньки нагружения. Важное влияние здесь играет время выдержки на каждом шаге – с ее увеличением зона обрыва поверхности смещается вверх по оси $\lg\tau$. Высота ступеньки влияет менее существенно. На поверхности циклической долговечности возникает скачек при напряжениях, соответствующих пределу усталости материала, а также крутой изгиб при подходе к нагрузкам, вызывающим разрушение за время, не превышающее четверти периода цикла заданной частоты (около предела прочности). Для режима гармонической догрузки форма поверхности существенно зависит от структурных параметров материала, уровней вибрационных и средних напряжений цикла. С увеличением гидростатической составляющей воздействия поверхность становится более гладкой, а величина скачка долговечности при переходе через напряжения предела усталости уменьшается, что соответствует результатам анализа для одномерного случая [1].

Список литературы

1. Холодарь Б.Г. Модель циклической долговечности стержня при растяжении-сжатии / Теоретическая и прикладная механика. Международный научно-технический журнал. – Вып. 27. – Минск: 2012. – С.177-183.
2. Холодарь Б.Г. Описание поведения реономного упруго-пластического материала при скоростном и ударном нагружении. /Перспективные технологии. Под редакцией В.В. Клубовича – Витебск: Изд-во УО “ВГТУ”, 2011. – С. 567-595.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОГО ПОТОКА ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ СТАЛЬНЫЕ МЕМБРАНЫ

Бурнышев И.Н., Калюжный Д.Г., Лыс В.Ф.

Институт механики УрО РАН, Ижевск, Россия
inburn@mail.ru

Проблеме взаимодействия водорода с металлами посвящено много работ. Однако результаты, полученные разными авторами, очень часто противоречивы. Это связано с большим количеством факторов, влияющих на поведение систем «металл–водород». При оценке влияния водорода на механические свойства металлов важную роль играет скорость диффузии водорода в металле. В конечном счете, от подвижности водорода в металле и его количества зависит надежность многих технических систем, эксплуатирующихся в водородсодержащих средах.

В данной работе исследована кинетика прохождения водорода через стальные мембраны. Выбор этого металла обусловлен тем, что стали являются основным конструкционным материалом. В качестве объектов исследования выбраны стали 10, 20 и ШХ15. Химический состав приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав сталей

Сталь	Содержание, % по массе							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	S	P
10	0,12	0,45	0,1	0,05	0,1	0,08	0,035	0,03
20	0,22	0,56	0,23	0,03	0,06	0,04	0,03	0,03
ШХ15	0,95	0,28	0,25	1,43	0,05	0,04	0,02	0,02

Наводороживание проводили электрохимическим методом в электролите на основе серной кислоты в специально изготовленной ячейке. Анализ прошедшего водорода осуществляли с помощью анализатора водорода «Galileo G8» фирмы «Bruker».

На первом этапе работы были выполнены исследования влияния плотности катодного тока на кинетику выделения водорода на обратной стороне мембраны (сталь 10). Полученные кинетические кривые приведены на рис.1, где по оси абсцисс приведено количество водорода, выделившегося за три минуты наводороживания,
т.е. это скорость потока водорода в определенный момент наводороживания. Установлено, что водород наиболее интенсивно выделяется в первый час наводороживания. При дальнейшем наводороживании количество прошедшего через мембрану водорода стремится к постоянной величине, зависящей от плотности тока. Начало выделения водорода также зависит от плотности тока: чем выше плотность тока, тем быстрее водород начинает выделяться на обратной стороне мембраны. Этот факт свидетельствует о том, что при катодном наводороживании большой вклад в диффузионные характеристики водорода вносит ток.

Зависимость скорости выделения водорода от плотности тока может быть описана законом, близким к параболическому (рис.2):

$$Q^2 = kj,$$

где Q – скорость выделения водорода в относительных единицах; k – коэффициент; j – плотность тока в а/см^2.

Рис.1 Кинетика выделения водорода при различных плотностях катодного тока (цифрами обозначена плотность тока в мА/см^2).

Для проверки справедливости параболического закона была построена графическая зависимость в координатах Q и $j^{0,5}$. Оказалось, что при плотности тока j = 50 мА/см^2 прямая претерпевает излом, т.е. меняется ее наклон. По нашему мнению это связано с изменениями, происходящими в структуре металла под действием водорода, в частности заполнением пор и дефектов металла и предельным насыщением твердого кристаллической решетки железа водородом, а также возможными процессами гидридообразования.

Рис. 2. Зависимость количества выделившегося водорода от плотности тока.

Исследования влияния толщины мембраны на скорость выделения водорода выполнены на образцах из сталей 20 и ШХ15. На рис. 3 приведены кинетические кривые для разных толщин мембран из стали ШХ15. Полученные закономерности по своему виду идентичны зависимостям скорости выделения водорода от плотности тока. Максимальная скорость выделения водорода и соответственно суммарное количество водорода, выделившегося за 6 часов испытаний, получены на мембранах толщиной 1,5 мм. По мере увеличения толщины мембраны количество выделившегося водорода уменьшается.

Исследования влияния структурного состояния сталей на скорость прохождения водорода через мембраны показали, что закалка стали ШХ15 почти в 30 раз уменьшает поток водорода через мембрану (время наводороживания 4 часа). С повышением температуры отпуска скорость прохождения водорода возрастала.

Рис. 3. Кинетика выделения водорода при различных толщинах мембраны (j = 50 мА/см^2)

Исследована возможность управления диффузионным потоком водорода с помощью нанесения защитных покрытий. С этой целью на образцы из стали 10 толщиной 1 мм были нанесены покрытия двумя методами: химико-термической обработкой и электроискровым легированием. Электроискровые покрытия медью и алюминием уменьшили скорость потока водорода после трехчасового наводороживания в 1,4 раза. Диффузионные покрытия более эффективно тормозили перенос водорода через мембрану. После цементации скорость потока водорода, прошедшего через мембрану, уменьшилось в 19 раза; после алитирования в 60 раз, после борирования в 100 раз. Следует отметить очень интенсивное растворение алитированного слоя в электролите. Хромирование в первые три часа наводороживания практически мало влияло на перенос водорода, затем наблюдалось снижение скорости его выделения. Так, после 5 часов наводороживания скорость выделения уменьшилась в 1,5 раза, а после 24 часов в 2 раза по сравнению скоростью выделения водорода на обратной стороне мембраны без покрытия.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (госконтракт 14.740.11.0062).

СТРУКТУРА, СОСТАВ И СВОЙСТВА СИЛИЦИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

Бурнышев И.Н.

Институт механики УрО РАН, Ижевск, Россия
inburn@mail.ru

Для повышения эксплуатационных свойств металлов и сплавов широко применяют защитные покрытия. К числу металлов, нуждающихся в нанесении защитных покрытий, относятся титан и его сплавы. Этот класс конструкционных материалов, обладая уникальными физико-механическими и химическими свойствами, имеет невысокие показатели износостойкости и жаростойкости, а также низкую коррозионную стойкость в неокислительных агрессивных средах. Для титана перспективным является диффузионное силицирование, в результате которого на поверхности формируются силициды, характеризующиеся высокой жаростойкостью и коррозионной стойкостью, а их высокая твердость обеспечивает высокую износостойкость. Известные методы силицирования позволяют получать на титане диффузионные силицидные покрытия достаточной толщины только в вакууме при высоких температурах (1100 – 1300) °С. Целью данной работы являлось исследование структуры и свойств силицидных покрытий, полученных при температурах (850 – 1050) °С в высокоактивных насыщающих порошковых средах.

Силицирование проводили в контейнерах с плавким затвором в порошковых смесях с галоидной активацией. Исследованы структура и свойства покрытий, полученных в разных составах насыщающей смеси:
– в порошках кремния;
– в порошках кремния и меди;
– в порошках кремния, меди и легкоплавких металлов (Zn, Sn);
– в порошках кремния, меди и переходных металлов (Cr, Mo, Nb, Zr).

Установлено, что толщина силицидных слоев существенно зависит от состава насыщающей смеси. После силицирования в порошке кремния в течение 4 часов при 900 °С формировался слой толщиной 15 мкм. Для получения слоя толщиной (40 – 50) мкм необходимы температура (1050 – 1100) °С и выдержка (4 – 8) часов. Введение меди в состав насыщающей смеси приводило к ускоренному росту диффузионных слоев (рис.1). Максимальная скорость роста получена при силицировании в порошках кремния, меди и легкоплавких элементов.

Интенсифицирующее действие меди может быть объяснено образованием в результате контактного взаимодействия частиц кремния и меди жидкометаллической фазы (ЖМФ) в насыщающей смеси и на поверхности титана, способствующей ускорению процессов образования активных атомов кремния и их диффузии вглубь металла. Образование ЖМФ подтверждают данные дифференциального термического анализа.

Фазовый состав исследовали на дифрактометрах ДРОН–3 и D2 фирмы «Bruker». Химический состав и распределение элементов в покрытиях изучали на растровом электронном микроскопе Philips SEM 515 с приставкой для энергодисперсионного анализа Genesis 200 XMF. Установлено, что состав насыщающей смеси и температурно–временные параметры обработки влияют в основном на фазовый состав внутренней зоны диффузионных слоев. На поверхности титана во всех случаях присутствовал высший силицид титана $TiSi_2$. При силицировании в порошке кремния под слоем дисилицида формировался слой из Ti_5Si_3, под которым находилась очень тонкая прослойка, состоящая, вероятно, из низшего силицида Ti_3Si. (Из–за малой толщины точно идентифицировать этот силицид затруднительно). При силицировании в остальных случаях под слоем дисилицида $TiSi_2$ находилась фаза по химическому составу близкая к TiSi. Отклонения от стехиометрического соотношения проявляются в дефиците кремния (48 атомных % вместо

50 %). Под зоной TiSi наблюдается очень тонкая прослойка из низших силицидов, соответствующая по химическому составу Ti_5Si_3 и Ti_3Si.

Рис. 1. Влияние меди на толщину силицидных покрытий, полученных насыщением при 850 °С в течение 2 часов в порошках кремния, меди и цинка (1, 2, 3) и в порошках кремния и меди (4, 5, 6): 1, 4 – сплав ВТ1-0; 2, 5 – сплав ОТ4; 3, 6 – сплав ВТ14

Легирующие элементы сплавов независимо от состава насыщающей смеси всегда оттеснялись вглубь основного металла и образовывали на границе слоя силицидов и матрицы обогащенные зоны, толщина которых зависела от температуры и времени обработки. На распределение меди по глубине диффузионных слоев влияли состав насыщающей смеси и температура обработки. При силицировании в порошках кремния и меди между силицидными фазами образуются зоны, обогащенные медью. Так при содержании меди в насыщающей смеси, равном 25 % (по массе), состав этих зон по химическому составу соответствует тройному соединению TiCuSi. С повышением температуры силицирования толщина таких зон и содержание в них меди уменьшается.

При силицировании в порошках кремния, меди и легкоплавких металлов образование обогащенных медью зон между силицидами не происходит. В этом случае медь присутствует только на границе силицидного слоя и основного металла. Кроме того ее следы обнаружены на поверхности покрытий.

Силицированные титановые сплавы были испытаны на жаростойкость при температурах 700 °С, 850 °С и 1000 °С в течение 100 часов в спокойной воздушной среде. Наибольшее сопротивление высокотемпературному окислению при 1000 °С показали сплавы, силицированные в порошках кремния, меди и цинка. Изменение массы силицированных образцов в этом случае было в (20 – 30) раз меньше по сравнению с незащищенными. Из переходных металлов наиболее благоприятное влияние на повышение жаростойкости оказывали ванадий и ниобий. Невысокие значения жаростойкости сплавов, силицированных в порошках кремния и меди, обусловлены высоким содержанием меди в покрытиях.

В работе исследовано поведение силицидных покрытий в 80 %-ной серной и в концентрированной соляной кислотах, которые являются наиболее агрессивными средами для титана. Коррозионная стойкость оценивалась по потерям массы образцов в процессе 300-часовых испытаний. Наилучшие показатели получены на сплавах после силицирования в порошке кремния при температуре 1050 °С в течение 8 часов и после силицирования в порошках кремния, меди и цинка при 900 °С в течение 4 часов. Стойкость таких силицидных покрытий в серной кислоте повысилась на два порядка, а в соляной кислоте в (40

– 70) раз в зависимости от химического состава сплава. На рис.2 приведена кинетика изменения скорости коррозии титановых сплавов $K_м$, силицированных в порошках кремния, меди и цинка, при испытаниях в 80% - ной серной кислоте. Как видим, скорость коррозии в первые часы испытаний уменьшается по причине растворения включений и различного рода загрязнений, находящихся в поверхностном слое покрытия. При дальнейших испытаниях коррозия происходит с постоянной скоростью, что и показано на вставке в верхнем правом углу рис.2.

Рис. 2. Скорость коррозии титановых $K_м$ сплавов ВТ1-0 (1), ОТ4 (2) и ВТ14 (3), силицированных в порошках кремния, меди и цинка (80% -ная серная кислота)

Силицирование повысило износостойкость титана в условиях механического и фреттинг-коррозионного изнашивания по сравнению с оксидированием, карбооксидированием и азотонауглероживанием. При коррозионно-механическим изнашивании силицидные покрытия по износостойкости сравнимы с карбонитридными. Коэффициент трения силицированного титана в паре с бронзой составил 0,17, что сравнимо с коэффициентом трения титана после плазменного напыления карбида TiC, плакированного медью и никелем.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (Госконтракт 14.740.11.0062).

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ПРЕДЕЛЫ ПРОЧНОСТИ КРИСТАЛЛОВ Al, Fe, Ni и Pd

Нагорных И.Л., Бурнышев И.Н.

Институт механики УрО РАН, г. Ижевск,
inburn@mail.ru

Водород значительным образом изменяет свойства почти всех металлов. Исключение составляют Cu, Au, Ag и W, хотя, возможно, что при определенных условиях влияние водорода также имеет место. Говоря о влиянии водорода на свойства металлов, исследователи имеют в виду, прежде всего, явление водородного охрупчивания (ВО) металлических материалов.

ВО – это сложное комплексное явление, в котором реализуется один (или даже несколько) из перечисленных механизмов в зависимости от условий протекания ВО. Наибо-

лее сложный вопрос заключается в выявлении степени влияния того или иного механизма ВО на разрушение металла. Определенные выводы можно сделать из анализа теоретического предела прочности (ТПП) металлов и влиянии водорода на данную величину. Теоретический (идеальный) предел прочности можно определить как величину растягивающего напряжения, при котором кристаллическая решетка становится нестабильной [1]. Метод молекулярной динамики является приемлемым инструментом для расчета ТПП. В настоящей работе выполнен ряд молекулярно-динамических расчетов, направленных на исследование влияния водорода на теоретическую прочность кристаллов Al, Fe, Ni, Pd при комнатной температуре. Все расчеты выполнены методом классической молекулярной динамики с применением программного пакета LAMMPS [2] и пакета MDOMP, разработанного в Институте механики Уральского отделения РАН. Для моделирования выбирался кристалл чистого металла с периодическими граничными условиями, проекция которого изображена на рис.1. Такая система содержит ~16000 атомов. В обозначенную область (с размером Z, несколько превышающим радиус обрезания потенциала R_C =5-7 Å) внутри кристалла помещались атомы водорода. Для случая ОЦК-решетки Fe атомы H помещались в тетрапоры, для случая ГЦК-решетки Ni, Al, Pd атомы H помещались в октапоры. Концентрация водорода в данной области соответствует 50 ат. % (равное количество атомов металла и водорода), что принимается как максимально возможная локальная концентрация водорода в металле.

Рис. 1. Проекция кристалла, предназначенного для измерения диаграмм растяжения

Для моделирования системы Al-H применялись кристаллы, содержащие 4600 атомов (4000 атомов Al, 600 атомов H). Только при таких размерах системы образовывался твердый раствор Al(H). Необходимость малых размеров обусловлена крайне низкой растворимостью водорода в алюминии. При большем размере кристаллов нам не удалось получить необходимый твердый раствор, а под воздействием водорода образовывались поры, содержащие атомы H. В настоящей работе рассматривалась только ситуация влияния водорода на диаграммы растяжения при образовании водородом пересыщенных твердых растворов.

Для расчета сил межатомного взаимодействия в системах Fe, Ni, Pd и системах Fe–H, Ni–H, Pd–H применялся метод погруженного атома (EAM-потенциал). Для систем Fe и Fe–H применялся потенциал [3], для систем Ni, Ni–H – [4], для систем Pd и Pd–H – [5]. Для моделирования систем Al и Al–H применялся ADP-потенциал, взятый из работы [6].

Расчеты проведены в следующем порядке.

1. Релаксация (оптимизация) систем в течение 10 000 молекулярно-динамических (МД) шагов методом молекулярной статики (на каждом МД-шаге производится обнуление скоростей частиц).
2. Нагрев системы до $T = 300\ \mathrm{K}$, затем выдержка в течение 30 000 МД-шагов в приближении статистического NPT-ансамбля ($N = const$, $P_{11} = 0\ \mathrm{MPa}$, $P_{22} = 0\ \mathrm{MPa}$, $P_{33} = 0\ \mathrm{MPa}$, $T = 300\ \mathrm{K}$).
3. Фиксация линейного размера кристалла вдоль направления [001]. Выдержка в течение 30 000 МД-шагов в приближении статистического NPT-ансамбля $(N = const,\ P_{11} = 0\ \mathrm{MPa},\ P_{22} = 0\ \mathrm{MPa},\ T = 300\ \mathrm{K})$.
4. Растяжение кристаллов на 1 % вдоль направления [001] с последующей фиксацией размера в течение 30 000 МД-шагов.

Деформация осуществлялась путем изменения линейного размера расчетной области вдоль направления деформации и соответствующего масштабирования координат атомов. Расчет механического напряжения осуществлялся по теореме вириала с учетом кинетического вклада атомов.

Полученные диаграммы растяжения приводятся на рис. 2. Согласно определению, теоретический предел прочности соответствует максимуму на таких диаграммах. Таким образом, теоретический предел прочности при растяжении вдоль направления типа [100] составляет: 11 ГПа, 8 ГПа, 7,5 ГПа, 9,5 ГПа для Ni, Pd, Al, Fe соответственно. Резкое снижение кривой для чистых кристаллов после достижения ТПП обусловлен появлением пластической деформации, которая проявляется в виде упругих двойников.

При растяжении систем, содержащих водород, атомы примеси образуют пересыщенный твердый раствор в области Z, обозначенной на рисунке 1. Диффузии почти не наблюдается, что, вероятно, связано с малыми временами моделирования и пренебрежением квантовыми эффектами, проявляющимися в процессе диффузии легких примесей. Такое поведение систем продолжается до достижения максимума на диаграммах растяжения. После достижения ТПП (несмотря на тот факт, что понятие ТПП обычно применяется для идеальных кристаллов) наблюдается сильное локальное искажение (разупорядочение) структуры, которое начинается с образования нанометровых неустойчивых двойников.

Из анализа диаграмм растяжения систем, содержащих водород, видно, что атомы примеси снижают ТПП на (30-50) % в зависимости от металла.

Стоит отметить, что концентрация водорода в моделируемых кристаллах крайне высока. На практике, ВО происходит при очень низких концентрациях водорода. Общепринято, что в сталях явление ВО случается при средней концентрации водорода по образцу ~10 ат. ppm. При этом в вершинах трещин концентрация водорода выше на два порядка, то есть ~ 10^3 ат. ppm. При столь низких концентрациях водорода в модели никаких изменений в диаграммах растяжения не обнаружено. В рассмотренной модели средняя концентрация водорода составляет 10^5 ат. ppm, локально - 10^6 ат. ppm.

Рис. 2. Диаграммы растяжения моделируемых систем; *а*) Ni, Ni–H, *б*) Pd, Pd–H, *в*) Al, Al–H, *г*) Fe, Fe–H (верхняя кривая для чистого металла, нижняя для систем «металл–водород»)

Прочность материала в вершине распространяющейся трещины является величиной одного порядка с пределом текучести металла, то есть на порядок (или несколько порядков в зависимости от концентрации примесей, термообработки материала) меньше ТПП. Такого снижения ТПП в модели при наличии водорода мы также не наблюдаем. Это может означать, что в исследованных металлах явление ВО, при котором реализуется транскристаллитное разрушение металла, невозможно без участия дислокаций.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (Госконтракт 14.740.11.0062)

Список литературы

1. Clatterbuck D. M., Chrzan D. C., Morris Jr. J. W. The influence of triaxial stress on the ideal tensile strength of iron // Scripta Materialia. 2003. V. 49. P. 1007 - 1011.
2. Plimpton S.J. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // Journal of Computation Physics. 1995. V. 117, № 1. P. 1 - 19.
3. Нагорных И.Л., Бесогонов В.В., Бурнышев И.Н. О выборе потенциалов межатомного взаимодействия для системы Fe-H в приближении метода погруженного атома // Вестник ИжГТУ. 2011. №1. С. 114 - 117.
4. Angelo J. E., Moody N. R., Baskes M. I. Trapping of hydrogen to lattice defects in nickel // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. 1995. V. 3, № 3. P. 289-307.
5. Zhou X. W., Zimmerman J. A., Wong B. M., Hoyt J. J. An embedded-atom method interatomic potential for Pd-H alloys // Journal Material Research. 2008. № 23. P. 704-718
6. Apostol F., Mishin Y. Angular-dependent interatomic potential for the aluminum-hydrogen system // Physical Review B. 2010. V. 82, № 14. P. 144115.1 -144115.10.

ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА СОСТАВНЫХ ПЛАСТИН С РАЗРЫВНЫМИ ПАРАМЕТРАМИ МЕТОДОМ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ ЧАСТНЫХ РЕШЕНИЙ

Видюшенков С. А.

ФГБОУ ВПО Петербургский государственный университет путей сообщения
Санкт-Петербург, Россия
baklava@mail.ru

Как известно, используя единичные функции, дельта-функции и их производные, можно построить дифференциальные уравнения, отражающие физические процессы, происходящие в пластинках с разрывными параметрами.

Наиболее простой метод интегрирования таких уравнений основан на использовании соотношения

$$\int f(x)H(x-a)dx = H(x-a)\int_a^x f(x)dx + C, \qquad (1)$$

где $f(x)$ – некоторая непрерывная на рассматриваемом промежутке функция, $H(x-a)$ – единичная функция.

При интегрировании выражений содержащих δ-функции и производных от δ-функции предварительно используются фильтрующие свойства:

$$f(x)\delta(x-a) = f(a)\delta(x-a), \qquad (2)$$

$$f(x)\delta'(x-a) = f(a)\delta'(x-a) - f'(a)\delta(x-a).$$

Если же процесс непосредственного интегрирования исходных дифференциальных уравнений не может быть реализован, то целесообразно воспользоваться итерационным методом, который достаточно подробно рассмотрен в работе [1] и реализуется в случае, когда левую часть дифференциального уравнения, можно представить в виде суммы двух дифференциальных операторов

$$L_1^{(n)}\left[Y(x)\right] + L_2^{(n-k)}\left[Y(x)\right] = A(x),$$

где $L_1^{(n)}\left[Y(x)\right]$ и $L_2^{(n-k)}\left[Y(x)\right]$ – дифференциальные операторы *n*-го и (*n*-*k*)-го порядка.

При этом решение строится от оператора L_1, а с помощью оператора L_2 определяется ошибка предыдущего интегрирования оператора L_1. Итерационный процесс производится требуемое число раз.

Пример расчёта.

Рассмотрим дифференциальное уравнение следующего вида:

$$\left[1 - H(x-a)\right]y' + H(x-a)(y'-y) = A. \qquad (3)$$

В данном случае единичная функция $H(x-a)$ разделяет два участка дифференциального уравнения (3), имеющего различные типы дифференциальных уравнений первого порядка.

Таким образом, при $x < a$ дифференциальное уравнение (3) имеет вид

$$y' = A,$$

а при $x > a$

$$y' - y = A,$$

так как

$$A = \left[1 - H(x-a)\right]A + H(x-a)A. \tag{4}$$

Дифференциальное уравнение (3) преобразуем следующим образом:

$$y' - H(x-a)y = A\,. \tag{5}$$

Будем решать дифференциальное уравнение (5) по методу разбиения его левой части на две составляющих: y' и $-H(x-a)\cdot y$. При этом интегрирование будем производить от левой части, содержащей y', а с помощью функции $H(x-a)\cdot y$ будем определять ошибку предыдущего интегрирования [2, 3].

Таким образом, первая составляющая решения найдена с помощью дифференциального уравнения

$$y' = A\,.$$

Это даёт

$$y_1 = C + Ax. \tag{6}$$

Следовательно, первая ошибка интегрирования запишется в форме

$$O_1(x) = H(x-a)(C + Ax).$$

Знак «плюс» при $O_1(x)$ показывает, что перед интегрированием ошибка $O_1(x_n)$ переносится в правую часть дифференциального уравнения, определяющего вторую составляющую решения.

Тогда получим

$$y_2' = H(x-a)(C + A\ \ x) = H(x-a)\left[C + A(x-a) + Aa\right].$$

Отсюда с учётом выражения (1) будем иметь

$$y_2 = H(x-a)\left[C(x-a) + A\frac{(x-a)^2}{2} + Aa(x-a)\right].$$

Третья составляющая решения примет вид

$$y_3 = H(x-a)\left[C\frac{(x-a)^2}{2} + A\frac{(x-a)^3}{3!} + Aa\frac{(x-a)^2}{2}\right].$$

Так как

$$e^{x-a} = \sum_{n=1}^{\infty}\frac{(x-a)^{n-1}}{(n-1)!} = 1 + \frac{x-a}{1!} + \frac{(x-a)^2}{2!} + \frac{(x-a)^3}{3!} + \ldots\ ,$$

то общее решение дифференциального уравнения (3) можно представить, как бесконечную сумму решений y_i в такой форме:

$$y(x) = \left[1 - H(x-a)\right](Ax + C) +$$

$$+H(x-a)\left[Ce^{x-a} + A(e^{x-a} - 1) + Aae^{x-a}\right]. \tag{7}$$

Покажем, что формула (7) действительно представляет собой решение дифференциального уравнения (3), т.е. обращает его в A.

Для этого вычислим первую производную от функции (7), учитывая фильтрующее свойство дельта-функции (2). Она равна

$$y'(x) = [1 - H(x-a)]A - \underline{\delta(x-a)(Aa + C)} +$$

$$+H(x-a)\left[Ce^{x-a} + Ae^{x-a} + Aae^{x-a}\right] +$$

$$+\underline{\delta(x-a)\left[Ce^{a-a} + A\left(e^{a-a} - 1\right) + Aae^{a-a}\right]}.$$

Поэтому слагаемые, содержащие дельта-функции, называемые в работе дополнительными частными решениями, взаимно уничтожаются и окончательно первая производная примет вид

$$y'(x) = [1 - H(x-a)]A + H(x-a)\left[Ce^{x-a} + Ae^{x-a} + Aae^{x-a}\right]. \qquad (8)$$

Подставляя значения функций (7) и (8) в дифференциальное уравнение (3), получим

$$[1 - H(x-a)]y' + H(x-a)(y' - y) =$$

$$= [1 - H(x-a)]A + H(x-a)\{C(e^{x-a} - e^{x-a}) +$$

$$+A\left[e^{x-a} - (e^{x-a} - 1) - Aa(e^{x-a} - e^{x-a})\right] =$$

$$= [1 - H(x-a)]A + H(x-a)A = A. \qquad (9)$$

Таким образом, функция (7) действительно является решением дифференциального уравнения (3).

Список литературы

1. Соколов Е.В., Опякин В.С. Построение частного решения для оболочки вращения с помощью разделения ее дифференциального уравнения на два дифференциальных оператора // Математическое моделирование, численные методы и комплексы программ: Межвуз. сб. тр. Вып.7/ СПб.: СПбГАСУ, 2001. – С. 58-62.
2. Видюшенков С.А., Соколов Е.В. Использование метода разбиения левой части дифференциального уравнения на два дифференциальных оператора для построения его частных решений / Наука и технологии. Секция 5. Новые технологии. – Краткие сообщения XXVIII Российской школы (24-26 июня 2008 г.) – Екатеринбург: УрО РАН, 2008. – С.46-48
3. Видюшенков С.А., Захаров М.В., Соколов Е.В. Способ интегрирования дифференциальных уравнений с помощью разделения их левой части на два дифференциальных оператора // Теория и практика расчёта зданий, сооружений и элементов конструкций. Аналитические и численные методы. Сб. трудов III Международной научно-практической конференции (17 ноября 2010 года). – Москва / Московский государственный строительный университет. / М.: МГСУ, 2010. – С. 87-95

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al–14%Cu–7%Ce

Могучева А. А., Журавлева М. А.

Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия
mogucheva@bsu.edu.ru

Одним из перспективных материалов для изготовления легких и прочных проводников является сплав системы Al–Cu–Ce. Выбор меди и церия обусловлен тем, что в системах на основе алюминия они образуют большое количество эвтектических фаз, что обеспечивает высокую механическую прочность проволоки, которая сочетается с высокой электропроводностью и низкой по сравнению с медными сплавами плотностью. Кроме того, эти металлы достаточно широко используются в промышленности, т.е. являются доступными. Однако, в литературе мало данных по структуре и свойствам сплавов на основе тройной эвтектики Al–Cu–Ce и ее трансформации в процессе термообработки.

Для получения данных о микроструктуре и прочностных характеристиках алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Ce был изучен сплав Al–14%Cu–7%Ce в исходном литом состоянии, а так же после проведения термической обработки при различных температурах для выбора оптимальной температуры для дальнейшего проведения пластической деформации. Микроструктура была исследована с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Quanta600 3D, химический анализ проводился с помощью приставки для химического анализа на Quanta600.

В исходном литом состоянии структура неоднородная, делится на две области с однородным распределением частиц эвтектики Al_8CeCu_4 и с неоднородным распределением, где присутствуют области практически чистого алюминия (согласно химическому анализу в твердом растворе алюминия содержится не более 2% Cu) без выделения эвтектики. Однородное распределение частиц тройного соединения преимущественно располагается в центре образца. В исходном состоянии размер пластин эвтектики составлял более 10 мкм в длину, средняя толщина пластин около 0,4 мкм.

Для получения более однородной структуры и повышения пластических характеристик при сохранении удовлетворительной прочности проводили отжиг в интервале температур 500–600ºС с шагом 10ºС в течение 1 и 3 часов. После отжига при температуре 500ºС в течение 3 часов пластины частично фрагментируются, увеличиваются по толщине и уменьшаются в длину по сравнению с исходным состоянием; их размер составляет 3,3 мкм в длину и 0,7 мкм в толщину. При увеличении температуры отжига с 500ºС до 580ºС пластины продолжают фрагментироваться, но остается большая доля длинных тонких пластин. Микроструктурный анализ сплава после термической обработки показал, что при температуре 540ºС происходит фрагментация частиц тройного соединения Al_8CeCu_4. При этом их размер не превышает 2 мкм. Такая структура не представляет практического интереса, что подтверждают механические испытания. Отжиг при температуре 580ºС в течение 3 часов приводит к полной фрагментации частиц тройного соединения, их размер ~1 мкм, но структура по-прежнему остается неоднородной, присутствуют крупные включения. Увеличение температуры отжига до 600ºС и выдержке при этой температуре в течение 1 часа приводит к уменьшению размера частиц эвтектики до 0,9 мкм и более равномерному их распределению, увеличение времени выдержки до 3 часов при 600ºС приводит к небольшой коагуляции частиц, что положительно сказывается на прочностных характеристиках алюминиевого сплава.

На рис. 1 представлена микроструктура алюминиевого сплава в исходном литом состоянии (рис. 1 *а,б*) и после отжига при температуре 600ºС с выдержкой 3 часа (рис. 1*в,г*).

Рис. 1. Микроструктура алюминиевого сплава Al–14%Cu–7%Ce: *а*, *б* – литое состояние; *в*, *г* – после отжига в течение 3 часов при температуре 600ºС

В исходном состоянии присутствуют крупные безэвтектические области около 20 мкм в длину и 10 мкм в толщину, расположены они неоднородно (рис. 1*а*). Они обнаруживаются при исследовании микроструктуры во всех отожженных состояниях, постепенно уменьшаясь с увеличением температуры отжига до 600ºС. В микроструктуре после отжига 600ºС в течение 3 часов (рис. 1*в*) так же присутствуют области практически чистого алюминия без выделившейся эвтектики, но их расположение более однородно и размер уменьшается по сравнению с исходным состоянием.

Статические испытания на растяжение проводили на плоских образцах с длиной рабочей части 16 мм и площадью поперечного сечения 1,5×3 мм^2 при комнатной температуре со скоростью деформации $2{,}1\times10^{-3}$ с$^{-}$1 по схеме равноосного растяжения на универсальной испытательной машине Instron 5882. Определяли влияние отжига при различных температурах на временное сопротивление разрыву $\sigma_в$ и относительное удлинение δ сплава Al–Ce–Cu.

В исходном состоянии $\sigma_{0,2}$ = 125 МПа, $\sigma_в$ = 260 МПа, δ = 6,2 %. Образец испытал хрупкое разрушение, однородно деформировался без образования шейки вплоть до момента разрыва. После проведения отжигов при различных температурах, механические свойства образцов изменились. Механические испытания показали, что деформация образцов после отжига сопровождается прерывистым течением (ПТ), проявляющемся в виде зубчатости на кривых σ–ε (рис.2).

Рис. 2. Диаграмма растяжения сплава Al–Ce–Cu

Отжиг оказывает влияние на прочностные характеристики сплава, понижая их, при этом значительно увеличивая пластичность. После отжига при 540°С пластичность сплава Al–14%Cu–7%Ce возрастает, прочность сплава остается на достаточно хорошем уровне. Сравнение данных показало, что оптимальной температурой нагрева, обеспечивающей максимальные прочностные свойства, является 600ºС при выдержке в течение 3 часов $\sigma_{0,2}$ = 105 МПа, $\sigma_в$ = 230 МПа, δ = 11,6 %. Все данные по механическим свойствам после испытаний на растяжение сведены в таблицу 1.

Таблица 1. Прочностные характеристики алюминиевого сплава Al–14%Cu–7%Ce

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Исходное состояние	125	260	6,2
Литое состояние + отжиг 540ºС 1 ч	87	205	11,6
Литое состояние + отжиг 540ºС 3 ч	81	185	7,9
Литое состояние + отжиг 590ºС 1 ч	86	205	12,1
Литое состояние + отжиг 590ºС 3 ч	84	200	12,1
Литое состояние + отжиг 600ºС 1 ч	89	215	13,6
Литое состояние + отжиг 600ºС 3 ч	105	230	11,6

Выводы

1. Отжиг алюминиевого сплава Al-Ce-Cu приводит к изменению структуры, частицы тройной эвтектики из пластинчатой фазы превращаются в глобулярные. После отжига при Т=600ºС в течение 3 часов формируется глобулярная структура эвтектических фаз размером ~1,2 мкм.

2. Отжиг при температуре 600ºС с выдержкой 3 часа повышает пластичность в два раза по сравнению с исходным состоянием сплава. Временное сопротивление разрыву уменьшается с 260 до 230 МПа, а предел текучести от 125 МПа до 105 МПа.

ВОЗБУЖДЁННЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ И ВИБРОННЫЕ УРОВНИ И СТРУКТУРА ФОТОХРОМНОГО МАТЕРИАЛА

Хамчуков Ю.Д.[1], Гладков Л.Л.[2], Сычёв И.Ю.[1], Любимов А.В.[3]

[1a] *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск,*
Khamch@tut.by
[2] *Учреждение образования «Высший государственный колледж связи», Минск,*
llglad@tut.by
[3] *Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва,*
aleksanlyubimov@yandex.ru

Поскольку колебательные и вибронные уровни энергии фотохромных молекул участвуют в процессе поглощения и диссипации поглощённых квантов оптического диапазона, информация об их свойствах имеет большое значение для исследования фотохромизма и применения фото- и термохромных материалов[1]. На оптические свойства фотохромного материала также влияет его надмолекулярная структура. Поэтому теоретически и экспериментально исследованы колебательные и вибронные уровни энергии фотохромного материала, созданного из потоков термораспыленного материала порошков молекул спиропиранов, и спирооксазинов. Методом оптической микроскопии изучена надмолекулярная структура таких материалов.

В качестве первого шага в исследовании колебательных спектров получены КР и ИК спектры индолиноспиронафтооксазина:1,3-дигидро-1,3,3-триметилспиро[2Н-индол-2,3'-[3Н] нафто [2,1-b][1,4]оксазин] (ИСНО) в исходной спироформе и выполнен квантово-механический расчет нормальных колебаний (НК) методом функционала плотности.

Синтез ИСНО и других фотохромных молекул, представленных в этой работе, проведен по методикам, опубликованным в [2]. Экспериментальные колебательные спектры измерены аналогично работе [3]. Покрытия из порошка фотохромных молекул получены на вакуумном посту ВУП-4 по стандартной методике.

Рис.1.Структура молекулы ИСНО, нумерация атомов и колец, а также длины связей оптимизированной конфигурации изолированной молекулы

Расчёт были выполнены с использованием обменно–корреляционного функционала BPE по алгоритму, реализованному в квантово–химической программе [4]. Сначала оптимизировалась геометрия молекулы. На рис.1 приведены обозначения атомов и колец молекулы ИСНО, а также рассчитанные длины связей, которые согласуются с рентгеноструктурными данными сходной по строению молекулы 1,3,3,5,6-пентаметилспиро(индолин -2,3'-3Н-пуридо[3,2-*f*][1, 4]бензоксазина [5]. Затем были проведены расчеты нормальных колебаний (НК) и интенсивностей в ИК–спектрах.

Экспериментальные и теоретические результаты сведены в таблицу и частично представлены ниже по тексту.

Особый интерес представляют колебания с участием связей CO, C_sO (C_s – обозначение спироатома углерода 2). Можно предположить, что наиболее благоприятные условия для разрыва связи C_sO будут возникать в электронно-колебательном состоянии, в котором указанная связь имеет наибольшую амплитуду изменениях [1].Согласно результатам расчетов в основном состоянии эта связь сильнее всего изменяется в НК с рассчитанными частотами 853, 1039, 1084 и 1174 см$^{-1}$. В возбужденном электронном состоянии значения частот, конечно, изменятся, однако можно сделать вывод, что частоты НК, которые, возможно, участвуют в процессе перехода молекулы в мероцианиновую форму под воздействием ультрафиолетового излучения, лежат в интервале 800–1200 см$^{-1}$.

Таблица. Отнесение колебательных частот (ν, см$^{-1}$) молекулы CNO, активных в ИК, КР спектрах в области частот 20 – 1650 см$^{-1}$

№	$\tilde{\nu}_{рассч}$	$\tilde{\nu}_{ИК}$ (эксп.)	$\tilde{\nu}_{КР}$	Форма колебаний
4	109	—	104	r (III′, 6′*a*-10′*a*), r (II′,4′-10′*b*), ρ (III′), r (II, 3*a*-6)
5	113	—	116	r (III′, 6′*a*-10′*a*), r (II′,4′-10′*b*), ρ (III′), r (II, 3*a*-6), CCC_M
6	124	—	125	ρ (NC_M), r (II, 3*a*-6),
48	815	815	—	ρ (II), τ (II)
49	847	845	—	ρ (I′, III′), τ (I′ - III′), C_sO
50	853	860	—	C_sO, δ (I)
51	865	878	880	CN (I), δ (I′, III′), τ (I′, III′)
52	868			CN (I′), CO (I′), δ (III′, II′)
61	945, 988	985, 995	975	ρ (III′) δ (C_MH), CN (I), τ (I′)
62	1018	1010	—	CC (II, III′)
63	1022		—	CC (II, III′), CN (I, I′)
64	1039	—	—	OC_sC (I′), C_sO, NCC (I′)
65	1060	1060	1060	δ (II), NC_M
66	1078	1075	—	C-C (I′), CN (I′), CO
67	1084	1090	—	C-C (I′), CN (I′), C_sO, C_sOC (I′)
68	1098	1110	—	NC_MH (I)
69	1106		—	CC (II), CC_MH, C_sO, δ (I)
74	1159	1160	1160	CC (I), CC_MH (I), CCC_M (I)
75	1168	1180	—	C-N (I′), NC_M (I), CC_M (I)
76	1174	1190	—	C_sO, CC_M(I), CC (I′, I), CC_MH (I)
77	1189		—	C_sN, C_sO, CN (I), CC (I), NC_M (I), NC_MH
78	1219	1210	1203	CC (II′, III′),CCC (III′), CCH (III′)
79	1238	1230	—	—CO (I′), CC (II′), CCO
80	1251	—	1245	CC (I), CCC_M, CC_MH
81	1266	1270	—	CO, CC (III′), CCC (III′), CCH (III′)
82	1282		—	CCH (II), NC_M (I), CCN (I)
117	1615	—	1611	CC (III′, II′), CCC (III′), CCH (III′)

а) *б*) *в*) *г*)

Рис.2. Микрофотографии покрытий молекулы ИСПП, ИСПП-I, ИСНП, ИСНО *а, б, в, г*, соответственно

Покрытия на пластинах монокристалла KBr отличаются наличием существенного количества кристаллической фазы для индолинового спиропирана без заместителей (ИСПП), индолинового нафтоспиропирана (ИСНП) и ИСНО, а наличие заместителей ИСПП-I (6–NO_2, 1–$C_{16}H_{33}$) в ИСПП приводит к получению покрытий в виде аморфной фазы, рис.2, *а, б, в, г*, соответственно. Фотохромные свойства таких покрытий изучены нами, в частности в работе [6].

Отличия в ИК и КР спектрах, вероятно, вызваны существенно разным взаимодействием электронного и колебательного движения в основном и возбуждённых электронных состояниях, резонансными эффектами. Эти предположения нуждаются в проверке в виде дальнейших исследований.

Работа выполнена при финансовой поддержки Государственной программы научных исследований «Фотоника и электроника».

Список литературы

1. Органические фотохромы // Под ред. Ельцова А.В., Ленинград: Химия (1982) 5–14
2. В.Локшин, А.Сама, А.В.Метелица. Успехи химии, 71 (2002) 1015-1039
3. Сборник тезисов докладов IX Международной научной конференции «Лазерная физика и оптические технологии».-Гродно.–30мая-2июня 2012года: Ю.Д.Хамчуков, Л.Л.Гладков, И.Ю.Сычёв, А.В.Любимов: «Колебательные спектры индолиноспиро-нафтооксазина и их интерпретация».– С.169.
4. Л.Л.Гладков, Ю.Д.Хамчуков, И.Ю.Сычёв, А.В.Любимов //Журн.прикл.спектр.–2012.– Т.79.– №1.–С.37-44.
5. W. Clegg, N.C. Norman, J.G. Lasch, W.S. Kwak. Acta Cryst., C43 (1987) 804-806
6. Сычёв И.Ю., Хамчуков Ю.Д., Зайченко Н.Л., Анищенко Э.В. // Журнал прикладной и научной фотографии –1998.– Т. 43, № 5.– С. 54–58.

КИНЕТИКА ПОВЕДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА В МЕТАЛЛАХ С ГЦК-СТРУКТУРОЙ, ОБРАЗОВАННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Камышанченко Н.В., Беленко В.А., Гальцев А.В., Дурыхин М.И., Печерина О.А.

НИУ БелГУ, Белгород,
Россия

Известно, что свойства металлов зависят от расположения атомов в кристаллической решетке. В различных твердых телах расположение атомов в решетке носит несовершенный характер. Наличие различного рода несовершенств влияет на характер физических процессов, происходящих в твердых телах, и может совершенно изменять их свойства.

Изучение свойств металлов осложняется тем, что на практике трудно реализовать нахождение в них дефектов одного определенного типа. Поэтому создание условий с целью выявления преимущественного влияния на свойства какого – либо одного из видов присутствующих дефектов представляет особый интерес при изучении процессов, протекающих в металле при пластической деформации, закалке от высоких температур или старении в упруго – напряженном состоянии.

Определение плотности дефектов основано на закономерной связи, существующей между плотностью дефектов и изменением того или иного свойства металлических кристаллов [1,2].

Как известно, электросопротивление является структурно чувствительным свойством, что позволяет использовать его в качестве индикатора структурных изменений, происходящих в металлах при холодных, термических и других способах обработки.

На рис.1 приведена кинетика остаточного электрического сопротивления после изохронного отжига чистого (99,99%) никеля, подверженного интенсивной пластической деформации (ИПД), с остаточной деформацией ~90%.

Для сравнения на рис.2 представлен график изменения остаточного электрического сопротивления после изохронного отжига чистого никеля (99,9%), прошедшего закалку от 1200°С в воду при 20°С с последующим отжигом в том же температурном диапазоне, что и никель после ИПД. На приведенных графиках (рис.1,2) можно выделить три наиболее интересные зависимости.

Рис.1. Изменение поведения остаточного удельного электрического сопротивления после изохронного отжига никеля, прошедшего ИПД.

1. На первом участке образца, прошедшего ИПД, в диапазоне (25 – 175)°С идет плавное незначительное уменьшение удельного электрического сопротивления, как и в закаленном никеле в диапазоне (20 – 250)°С. Полученные результаты позволяют утверждать о превалирующем влиянии вакансий в закаленном образце.

Рис.2. Изменение остаточного удельного электрического сопротивления после изохронного отжига никеля, прошедшего закалку от высоких температур.

Аналогичные закономерности изменения относительного остаточного электросопротивления от температуры отжига наблюдаются и в особо чистой меди, полученной вакуумной электронно – лучевой переплавкой катодной меди, и меди полученной вакуумной индукционной переплавкой легированной иттрием с последующей пластической деформацией до 50% (рис.3) [3].

Рис. 3. Зависимость относительного электрического сопротивления меди вакуумной электронно-лучевой (1) и вакуумной индукционной переплавкой с дополнительно легированной иттрием (2) от температуры отжига после предварительной деформации до 50%.

Практически полное восстановление относительного остаточного электрического сопротивления в особо чистой меди происходит при 300°С (рис.3, 1) в отличие от легированной иттрием меди индукционной переплавки (рис.3, 2), где восстановление наблюдается в диапазоне 350°С.

Как и в никеле, интенсивно деформированном до 90% (рис.1), так и в меди пластически деформированной до 50% и дополнительно микролигированной иттрием (рис.3), процесс восстановления удельного электрического сопротивления протекает медленней и при более высоких температурах, в сравнении с чистыми медью (рис.3) и никелем, закаленным от высоких температур (рис.2).

2. Вторая стадия на всех графиках характеризуется большой скоростью отжига в довольно узких температурных диапазонах: в деформированном до 90% никеле – в диапазоне (175 – 200) °С (рис.1); в закаленном никеле – в диапазоне (250 – 300) °С (рис.2); в меди электронно – лучевой плавки и деформированной до 50% – в диапазоне (275 – 325) °С (рис.3); в микролегированной и дефомированной меди до 50% – в диапазоне (375 – 700) °С (рис.3).

Наличие повышенной скорости спада удельной электрической проводимости на всех исследуемых образцах связывается с активной коагуляционной вакансией и с преобразованиями зеренной структуры. Наличие дефектов, образованных в процессе интенсивной деформации, а также легирующих элементов в микролегированной меди задерживает процесс восстановления исходного состояния электрических параметров исследуемых металлов, и расширяют температурный диапазон.

3. Часть избыточного электрического сопротивления с существенно меньшей скоростью восстановления, в сравнении со второй стадией, отжигается на третьем этапе. Сравнительные оценки избыточного электрического сопротивления на стадии 3 показывают, что наклеп на образцах, полученный в результате пластической деформации уменьшает эту стадию, а повышенная чистота исследуемых образцов ускоряет процесс отжига (рис.3,1).

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользо-вания БелГУ и при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ рам-ках Государственного задания на выполнение НИР подведомственным вузам в 2012 году. Проект № 2.2786.2011.

Список литературы

1. Ермаков А.Е., Гапонцев В.Л., Кондратьев В.В., Горностырев Ю.В. Явление деформационно-стимулированной фазовой неустойчивости нанокристаллических сплавов / ФММ / - 1999 г. , №88, стр. 5-12.
2. Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И. О возможности роли дефектов кристаллического строения в механизмах нанофрагментации зеренной структуры при интенсивной холодной пластической деформации металлов и сплавов. /Физическая мезомеханика/ - 2007.-Том 10.-№3, -с. 64-79.
3. Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В., Борц Б.В., Беленко В.А., Гальцев А.В., Дурыхин М.И. Структура и свойства микролегированной иттрием меди вакуумной плавки. /Под.ред. Академика НАНУ И.М.Неклюдова и д.ф-м.н.,проф.Камышанченко Н.В. – Белгород, 2011 – 175с.

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ РЕАКЦИОННЫМ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ

Шалунов Е.П.
ФГБОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н.Ульянова», г.Чебоксары, Россия,
shalunov@chuvsu.ru

В последние годы, благодаря применению различных способов интенсивной пластической деформации (ИПД) – интенсивное кручение под высоким давлением, равноканальное угловое (РКУ) прессование, винтовая экструзия и пр. - для измельчения микроструктуры массивных кристаллических образцов и заготовок до нанодисперсного уровня, удалось существенно повысить прочностные свойства многих традиционных материалов, которые в таком состоянии стали относить к объемным наноструктурным материалам [1]. Одним из эффективных способов ИПД, применимым к порошковым материалам, является обработка порошков или их смесей в высокоэнергетических мельницах. При этом происходит интенсивная пластическая деформация и измельчение порошков, ускоряется массоперенос компонентов порошковой смеси, а также осуществляется перемешивание ее компонентов на атомарном уровне (механическое легирование) [1]. Высокий уровень внутренних напряжений создается из-за большой плотности внесенных во время деформации дислокаций, дисклинаций, вакансий и других дефектов кристаллической решетки.

Однако, в наноструктурных материалах, полученных методами ИПД, включая механическим легированием, рост зерен начинается при относительно низких температурах, близких к $0{,}4T_{пл}$ и даже ниже [1]. Например, при низкотемпературном отжиге процессы возврата в наноструктурной меди, подвергнутой ИПД кручением, начинаются значительно раньше, чем в крупнокристаллической меди.

Известно [2,3], что затормозить рост зерен в наноструктурных материалах практически до температуры плавления матрицы способно наличие в них термодинамически стабильных соединений с высоким значением модуля сдвига и с размерами нанодисперсного уровня. Согласно существующим моделям дисперсного упрочнения металлов [2,3], основанным на рассмотрении взаимодействия движущихся дислокаций с тонкодисперсными частицами и на наличии линейной зависимости прироста прочности матричного материала от обратной величины среднего межчастичного расстояния, наибольший эффект упрочнения следует ожидать в том случае, если среднее расстояние между частицами будет составлять 100…500 нм, а средний размер самих частиц будет находиться в диапазоне от 10нм до 50 нм.

Наиболее эффективно обеспечить материалам тонкую структуру с указанными выше параметрами, относящими их к объемным наноструктурным материалам [2], удается с использованием метода реакционного механического легирования, осуществляемого в высокоэнергетических шаровых мельницах, в частности, в аттриторах [4–10]. Этот метод является разновидностью механического легирования и заключается в совместной обработке в аттриторе порошков матричного металла и элементов, взаимодействующих с матричным металлом или между собой с образованием упрочняющих тугоплавких фаз (оксидов, карбидов, нитридов и пр.) нанодисперсного уровня. При оптимальных условиях обработки порошковой смеси в мельнице и правильно подобранном химическом составе порошковой смеси упрочняющие фазы возникают уже на этой стадии технологического передела в результате развития процесса механохимического синтеза [7, 9, 10]. Промышленно получаемые таким способом объемные наноструктурные материалы торговой маркой Диском® на основе порошковой меди [5–8] и на основе порошков алюминия или его сплавов [4, 9] имеют температуру рекристаллизации, достигающую $0{,}92T_{пл}$ матричного металла.

Соотнесение накопленного автором обширного экспериментального материала по разработке и исследованию объемных наноструктурных материалов, получаемых с использованием метода реакционного механического легирования в аттриторах, с известными теоретическими выкладками по дисперсному упрочнению материалов позволило установить для указанных выше материалов взаимосвязь между пределом текучести при растяжении $\sigma_{0,2}$ и их структурными параметрами в следующем виде [4]:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_{PN} + \sigma_M + \sigma_V + \sigma_S + \sigma_P, \quad (1)$$

где σ_{PN} – напряжение трения решетки матричного металла; σ_M – упрочнение твердого раствора матричного металла растворенными в нем легирующими элементами; σ_V – упрочнение, благодаря повышению плотности дислокаций; σ_S – упрочнение за счет субзерен; σ_P – упрочнение дисперсными частицами.

В работах [4, 10] приводятся конкретные формулы с поправочными для них коэффициентами, определенными на основе массива полученных экспериментальных данных, для расчета приведенных в (1) составляющих, а также полученные по ним численные значения этих составляющих, позволяющие оценить вклад каждого из них в упрочнение объемных наноструктурных материалов (например, системы Al–C–O с 4%масс.C), изготавливаемых с использованием метода реакционного механического легирования. В частности, показано, что повышение плотности дефектов и одновременное снижение размера зерна матрицы приводит к увеличению прочностных характеристик и снижению пластичности таких материалов.

Однако формула (1) не отражает взаимосвязи между прочностными и пластическими свойствами исследуемых материалов, что становится очень важным для того, чтобы оценить их сбалансированность между собою и, тем самым, по-сути, установить качество самого технологического процесса их получения. Особую важность это приобретает при планировании уровня прочностных и пластических свойств для таких материалов при их усовершенствовании или разработке новых.

Поскольку задача оценки качества исследуемых материалов (получаемых в виде горячеэкструдированных полуфабрикатов) при формализации сводится к выяснению полноты соответствия экспериментально полученных значений механических свойств директивно заданным величинам, то представляется разумным использовать для решения задачи аппарат функций желательности [11]. В качестве параметра, обобщающего прочностную и пластическую характеристики материала, принята обобщенная функция желательности D, которая при параметрах оптимизации в виде безразмерных элементарных функций желательности d_1 (для предела прочности при растяжении σ_B) и d_2 (дляотносительного удлинения δ_5) будет иметь вид:

$$D = \sqrt{d_1 \cdot d_2}\,, \quad (2)$$

В качестве пороговых значений каждого параметра оптимизации приняты верхние и нижние значения σ_B и δ_5, что соответствует, соответственно, максимально и минимально желаемым уровням качества этих материалов, являющимся реперными точками. Например, для объемного наноструктурного материала системы Al–C–O с 4%мас.C с реперными точками по σ_B 550МПа и 500МПа и по δ_5, соответственно, 5% и 3% величина функции желательности d_i будет равна 0,800 и 0,370. При таких значениях реперных точек величина функции желательности будет связана с натуральными значениями параметров следующими зависимостями:

- для предела прочности: $d_1 = e^{-\left(e^{-y_1}\right)}$, где $y_1 = \sigma_B \cdot 0{,}032 - 16$, (3)

- для относительного удлинения: $d_1 = e^{-\left(e^{-y_2}\right)}$, где $y_2 = \delta_5 \cdot 0{,}800 - 2{,}4$. (4)

Оценка прочностных и пластических свойств материала системы Al-C-O с 4%мас.C с помощью функции желательности позволила выявить из всего многообразия вариантов технологических процессов его изготовления наиболее оптимальный, обеспечивающий при значениях функции желательности D=0,444…0,720 получение горячепрессованных полуфабрикатов, имеющих значения σ_B = 510…550МПа и δ_5 = 3,2…4,5%. Установленные так же корреляционные связи, значимые при уровне 99%, между δ_5 и относительным сужением φ (φ = 1,88·δ_5 - 1,13), твердостью по ВиккерсуHV и σ_B (HV = 2,91· σ_B), пределом длительной прочности σ^{350}_{100} при 350°С и 100ч и σ_B (σ^{350}_{100} = 39 + σ_B) позволили в итоге получить многофакторную модель указанного выше материала, устанавливающую взаимосвязь между основными его прочностными и пластическими характеристиками.

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. Скороход В.В. Наноструктурные материалы. - Киев: Ин–т проблем материаловедения НАНУ, 1998. - 413 с.
3. Портной К.И., Бабич Б.Н. Дисперсно упрочненные материалы. - М.: Металлургия, 1974. – 268 с.
4. Schalunov E.P., SlesarM.,Besterci M., Oppenheim H.,Jangg G. Einfluss der Herstellungsbedingungen auf die Eigenschaften von Al-Al_4C_3-Werkstoffen // Metall. - 1986. - № 6 - S.601-606.
5. Österreich.-Patent 400.580. Kupferwerkstoff für elektrisch leitende Verschleissteile/
6. E. Schalunov, G. Jangg, H. Walther, A. Matrosov u.a. ÖA Nr.1341/93 von 08.07.1993.
7. Патент РФ 2116370. Способ получения дисперсно-упрочненных материалов на основе меди / Е.П. Шалунов. Заявл. 27.03.1997.
8. Шалунов Е. П. Жаро- и износостойкие медные гранулированные композиционные материалы с механохимически синтезированными упрочняющими наночастицами ДИСКОМ® и высокоресурсная продукция из них // Нанотехника. - 2007. - № 1 (9). - с.69-78.
9. Shalunov E.P., MatrosovA.L.,Chen L. Development, production and application of DISCOM® copper nanocomposites as highly resource electrode and electric contact materials: Proc. of Int. Powder Metallurgy Congress (EURO PM2008), Mannheim, 2008, sept. 29 - oct.1. - Vol. 1. - Shrewsbury: EPMA, 2008. - pp. 113-119.
10. Алюминиевые гранулированные композиционные материалы с механохимическисинтезированными упрочняющими наночастицами ДИСКОМ® / Е.П. Шалунов, А.Л. Матросов, М.А. Шведов, В.М. Смирнов, Я.М. Липатов//Нанотехнологии-производству-2006: Тр. междунар. научно-практ. конф., Фрязино, 29-30 ноября 2006 г. – М.: «Янус-К», 2006. – с.26-34.
11. Шалунов Е.П., Матросов А.Л. Нанокомпозиты: гранулированные композиционные материалы с механохимическисинтезированными упрочняющими наночастицами. – Там же. – с.35-37.
12. Новик Ф.С., Арсов Я.Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. – М.: Машиностроение; София: Техника,1980. – 304с.

ЖАРОПРОЧНЫЕ МЕДНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ РЕАКЦИОННОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Смирнов В.М., Шалунов Е.П.

ФГБОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н.Ульянова», г.Чебоксары, Россия,
vms53@inbox.ru

При создании современной техники требуются медные материалы, способные сохранять хорошую электро- и теплопроводность, высокие прочностные характеристики, износо- и дугостойкость и другие физико-механические и эксплуатационные свойства при высоких температурах. Однако жаропрочные медные сплавы, упрочняемые за счет распада пересыщенного твердого раствора, уже достигли предела по рабочей температуре и трудно ожидать её существенного повышения за счет оптимизации состава и технологических режимов их получения. К тому же большинство жаропрочных медных сплавов с высокой рабочей температурой содержат бериллий, на который из-за высокой токсичности во многих странах вводится ограничение.

Одним из перспективных методов получения медных жаропрочных композиционных материалов с нанодисперсными частицами (оксидами и/или карбидами), обладающими высокой стабильностью в медной матрице до температуры плавления меди, является метод реакционного механического легирования [1]. Авторами настоящей работы было показано [2], что в результате высокоэнергетического размола в шаровой мельнице порошка меди с добавками порошка алюминия и графита и последующей горячей экструзии гранул можно получить нанокомпозиционный материал Cu–Al_2O_3–C(графит). Температура рекристаллизации этих нанокомпозитов близка к температуре плавления меди и составляет 850…950°C.

В настоящей работе исследовали структуру и свойства композиционных материалов на основе меди, полученных путем реакционного механического легирования меди титаном и углеродом. Эксперименты проводились с использованием смеси порошков меди ПМС-1, титана ПТМ-А и графита ГК-3, которые обрабатывались в высокоэнергетическом аттриторе в среде воздуха. Полученные гранулы подвергались холодному компактированию в брикеты, которые затем нагревались до 800°C и с этой температуры экструдировались в прутки ∅13 мм.

Как показала расшифровка дифрактограмм, снятых на дифрактометре ДРОН -3М от анодного осадка прутков из композита Cu–2,0Ti–0,25C, основными дисперсными фазами, образовавшимися в медной матрице в результате механо-химического синтеза, являются карбиды титана TiC. Также на дифрактограммах проявляются самые сильные линии от титана и соединения Cu_3Ti. Но при этом практически отсутствуют рентгеновские линии от оксидов меди и титана, что указывает также на восстановительную роль углерода в данном технологическом процессе.

Структура композитов Cu–TiC, исследованная на сканирующем зондовом микроскопе фирмы NT-MDT методом атомной силовой микроскопии (АСМ) на шлифах, подготовленных электрополировкой, как видно из рисунка, является мелкозернистой. Размер зерен составляет 100…300 нм. Сканирование шлифа на более маленьких участках (1x1 мкм) указывает на наличие выраженной субзеренной структуры. Размеры субзерен (блоков) лежат в интервале 30…100 нм.

Медные нанокомпозиты Cu–TiC обладают более высокой прочностью при комнатной и повышенной (500°C) температурах (см. таблицу) по сравнению с нанокомпозиционными материалами Cu–Al_2O_3–C(графит) торговой марки ДИСКОМ® при близких значениях электропроводности. Температура рекристаллизации нанокомпозитов Cu–TiC с уве-

личением содержания вводимых добавок титана и углерода увеличивается от 900°С до 950°С.

Рис. Структура композиционного материала Cu–2,0Ti–0,25C.
Метод АСМ, в режиме «фаза»

Физико-механические свойства нанокомпозитов Cu-TiC позволяют считать их перспективными материалами, например, для замены бериллийсодержащих бронз при изготовления электродов для контактной сварки нержавеющих сталей, а также армирующих сеток и решеток железобетонных изделий.

Таблица. Зависимость физико-механических свойств медных нанокомпозитов от состава

Материал	Твердость HV_{30}, МПа	Электро-проводность*, %	Предел прочности, МПа	
			при 20°С	при 500°С
ДИСКОМ® СО/70 (Cu–0,5Al–0,25C)	1850	48	717	154
Cu–2,0Ti–0,25C	2440	50	-	-
Cu–3,0Ti–0,25C	2482	46	829	237
Cu–3,0Ti–0,45C	2462	47	791	-

*- электропроводность по отношению к электропроводности чистой меди.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ (проект №12-03-97080-р_поволжье_а).

Список литературы

1. Slesar M., Jangg G., Besterci M. Festigkeit und Bruch dispersionsgehärteter Cu-Al_2O_3-Werkstoffe //Z. für Metallkunde, Band 72, 1981, Heft 6. S.423-427.
2. Шалунов, Е.П., Смирнов В.М. Особенности формирования объемных наноструктурных материалов на основе меди методом реакционного механического легирования // Вестник Чувашского университета. Естественные и технические науки. 2009, №2. с. 291-299.

ИНЖЕНЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ И ТЕХНОЛОГИИ РАЗРАБОТКИ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ АЛЬТЕРНАТИВНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ НА ОСНОВЕ АКТИВНЫХ СЕГНЕТОПЬЕЗОЭЛЕКТРИКОВ

Зубцов В.И., Черневич К.В., Рудак Д.П.

Полоцкий государственный университет, Новополоцк, Беларусь
subcv@rambler.ru

В настоящее время во всем мире необходимы новые решения в области обеспечения энергией, которые бы отвечали требованиям защиты окружающей среды. В этой связи разработка преобразователей альтернативной энергии на основе активных сегнетопьзоэлектриков очень актуальна.

Конструктивно такой преобразователь представляет собой твердотельное электромеханическое устройство на основе сегнетопьезоэлектрика, на который нанесены электроды, и у которого вектор поляризации ориентирован по отношению к электродам.

С учетом создания новых материалов инженерно-физических решений в использовании сегнетопьзоэлектриков эффективность получения электроэнергии в таком электромеханическом преобразователе может быть выше, чем при использовании энергии солнца и ветра.

Как известно, на выходе электромеханических преобразователей с использованием сегнетопьезоактивной керамики трудно получить токи более 1мА, т.к. на низких частотах они обладают большим внутренним электрическим сопротивлением, а на высоких – работа затруднительна из-за перегрева, приводящего к деполяризации сегнетоэлектрика.

Поскольку получение энергии от сегнетоэлектриков основано на разделении зарядов твердого раствора и образовании при этом ЭДС, уменьшение внутреннего сопротивления можно рассматривать, как увеличение подвижности зарядов – ионов твердого раствора сегнетоэлектрика. Для этого предлагается использование сегнетоэлектриков с минимальным температурным гистерезисом в области фазового перехода, желательно 2 рода. Имеются и еще некоторые аспекты решения этой инженерно-физической задачи: выбор (разработка) материала сегнетоэлектрика и типа его колебаний, конструкции, температурного режима и др.[1, 3, 4].

На основе механической модели пьезосистемы управляющего типа [2,4] проведена численная оценка электронной мощности, позволяющая теоретически оценить реализуемость данного проекта, как менее затратную и, возможно, более эффективную альтернативу используемому для электротяги гибридному модулю с использованием, например, литий-ионных батарей.

Возможно также использование данной разработки для энергетики жилых и офисных помещений.

Предварительные расчеты показывают возможность получения электрической мощности более 1кВт/кг на низкоомной нагрузке таких электромеханических преобразователей с использованием пьезоэлектрического эффекта.

1. В.И.Зубцов. Приборы и системы. Управление, контроль, диагностика.2, (2000).
2. В.И.Зубцов. Вестник Полоцкого государственного университета. Сер. Фундаментальные науки, 12, (2004).
3. В.И.Зубцов. Приборы и средства автоматизации. 12 (2002).
4. А.И.Трофимов. Измерительные преобразователи механических величин. Томск, «ТПИ», 1979.

СТАТИЧЕСКАЯ И ДИНАМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ И ТОНКИХ СТЕРЖНЕЙ

Саркисян С.О.

Гюмрийский государственный педагогический институт, Гюмри, Армения,
afarmanyan@yahoo.com, slusin@yahoo.com

Введение. Задачи статической и динамической устойчивости упругих тонких стержней, пластин и оболочек по классической прикладной теории упругости хорошо изучены [1–3 и др.]. Цель данной работы показать специфику постановки и изучить задачи статической и динамической устойчивости микрополярных изотропных упругих тонких сжатых стержней. Отметим, что к построению общей теории изгиба микрополярных упругих тонких стержней посвящена работа [4].

В случае микрополярного ортотропного упругого стержня к построению математической модели изгибой статической и динамической деформации посвещены работы [5,6].

1. Задача статической устойчивости микрополярных изотропных упругих тонких сжатых стержней. Рассмотрим шарнирно опертый стержень сжатой осевой силой P. Материал упругого стержня микрополярный, изотропный. Будем считать, что до нагружения ось стержня строго прямая, а линия действия силы совпадает с осью стержня. Это означает, что возможна прямолинейная форма равновесия стержня, которую принимаем за исходную. Отметим, что в таком идеальном осевом сжатом состоянии стержень можно рассчитывать по классической теории упругости, пренебрегая моментные свойства микрополярного материала.

Найдем условия существования форм равновесия стержня с искривленной осью, бесконечно близких к исходной прямолинейной осью равновесия. Для этого будем использовать модель плоской изгибной деформации микрополярного упругого изотропного стержня [4]. Согласно этой модели кинематика изгибной деформации осуществляется обобщенной на микрополярный случай гипотезе Тимошенко:

$$V_2 = w(x_1), \qquad V_1 = x_2\psi(x_1), \qquad \omega_3 = \Omega_3(x_1),$$

где w – прогиб оси стержня, V_1 – перемещения вдоль оси стержня, Ω_3 – свободный поворот точек стержня; x_1 – координата вдоль оси стержня, x_2 – координата в перпендикулярном к оси стержня направлении. Кроме кинематической модели изгиба микрополярных стержней принимаются также некоторые специальные статические гипотезы.

Применяя метод Эйлера определения критических усилий к решению задачи устойчивости микрополярного упругого тонкого стержня, рассмотрим равновесие элемента стержня в отклоненном состоянии, получим уравнения равновесия [4]

$$\frac{dN_{12}}{dx_1} = P\frac{d^2w}{dx_1^2}, \qquad N_{21} - \frac{dM_{11}}{dx_1} = 0, \qquad \frac{dL_{13}}{dx_1} + N_{12} - N_{21} = 0, \tag{1}$$

к которым следует присоединить соотношения упругости [4]

$$\begin{gathered} N_{12} = 2h\left[(\mu+\alpha)\Gamma_{12} + (\mu-\alpha)\Gamma_{21}\right], \quad N_{21} = 2h\left[(\mu+\alpha)\Gamma_{21} + (\mu-\alpha)\Gamma_{12}\right], \\ M_{11} = \frac{2Eh^3}{3}\cdot K_{11}, \qquad L_{13} = 2h\cdot B\cdot k_{13} \end{gathered} \tag{2}$$

и геометрические соотношения [4]

$$\Gamma_{12} = \frac{dw}{dx_1} - \Omega_3, \quad \Gamma_{21} = \psi + \Omega_3, \quad K_{11} = \frac{d\psi}{dx_1}, \quad k_{13} = \frac{d\Omega_3}{dx_1}. \tag{3}$$

Здесь N_{12}, N_{21} – усилия, M_{11}, L_{13} – моменты от силовых и моментных напряжений соответственно; E, μ, α, B – упругие константы микрополярного материала; $2h$ – высота стержня.

Решение систем уравнений (1)–(3) в случае шарнирного опирания будем искать в виде

$$w = w_0 \cdot \sin\frac{\pi x_1}{a}, \quad \psi = \psi_0 \cos\frac{\pi x_1}{a}, \quad \Omega_3 = \Omega_3^0 \cos\frac{\pi x_1}{a}. \tag{4}$$

Здесь a – длина стержня.

В результате приходим к следующей формуле для критического усилия P_{kp} :

$$P_{kp}^{мик} = k \cdot P_{kp}^{кл}, \qquad k = \frac{4\alpha + \left(1 + \frac{\alpha}{\mu}\right) B \frac{\pi^2}{a^2} + \frac{12\alpha B}{Eh^2}}{4\alpha + B\frac{\pi^2}{a^2} + \frac{3\alpha B \pi^2}{Eh^2\pi^2 + 3\mu a^2}}, \qquad P_{kp}^{кл} = \frac{2Eh^3\pi^2\mu}{Eh^2\pi^2 + 3\mu a^2}. \tag{5}$$

Например, если
$a = 0{,}008 м, \quad h = 0{,}0002 м, \quad E = 2 \cdot 10^{11} Па, \quad \mu = 0{,}77 \cdot 10^{11} Па, \quad \alpha = 0.5 \cdot 10^{11} Па, \quad B = 3000 H,$
на основе формул (5) получим:
$k = 2{,}12, \qquad P_{kp}^{кл} = 163{,}62 кН.$

Это означает, что если материал стержня микрополярный, положение сжатого равновесного состояния несравнимо устойчиво, чем в классическом случае.

2. Задача динамической устойчивости микрополярных изотропных упругих тонких сжатых стержней. Рассмотрим теперь задачу о поперечных колебаниях микрополярного упругого шарнирно опертого прямолинейного стержня, загруженного периодической продольной силой: $P = P_0 + P_t \cdot \cos\theta t$. Чтобы перейти к уравнениям поперечных колебаний микрополярного стержня под действием периодической продольной силы, достаточно ввести в уравнения равновесия (1) дополнительные слагаемые, учитывающие силы и моменты инерции.

В итоге приходим к следующей определяющей системе дифференциальных уравнений:

$$\begin{gathered}
2h(\mu - \alpha)\frac{\partial w}{\partial x_1} + 2h(\mu + \alpha)\psi_1 - \frac{2Eh^3}{3}\frac{\partial^2 \psi_1}{\partial x_1^2} + 4h\alpha\Omega_3 = 0, \\
\left[2h(\mu + \alpha) - P\right]\frac{\partial^2 w}{\partial x_1^2} + 2h(\mu - \alpha)\frac{\partial \psi_1}{\partial x_1} - 4h\alpha\frac{\partial \Omega_3}{\partial x_1} = 2h\rho\frac{\partial^2 w}{\partial t^2}, \\
2\alpha\frac{\partial w}{\partial x_1} - 2\alpha\psi_1 + B\frac{\partial^2 \Omega_3}{\partial x_1^2} - 4\alpha\Omega_3 = I\frac{\partial^2 \Omega_3}{\partial t^2}.
\end{gathered} \tag{6}$$

Здесь I – мера инерции при вращении.

Решение систем уравнений (6) представим опять в виде (4), где на этот раз коэффициенты w_0, ψ_0 и Ω_3^0 функции от времени t.

Таким образом, приходим к некоторому векторному уравнению типа Матье [2], и в итоге, к изучению следующего матричного уравнения:

$$\left|\mathbf{R} \pm \frac{\upsilon}{2}\mathbf{S} - \mathbf{E}'\frac{\theta^2}{4\Omega^2}\right| = 0,$$

где

$$\mathbf{R} = \begin{pmatrix} 1 & \dfrac{k^2}{\Omega^2}\dfrac{2h(\mu-\alpha)}{\dfrac{\pi}{a}P_T} & -\dfrac{k^2}{\Omega^2}\dfrac{4h\alpha}{\dfrac{\pi}{a}P_T} \\ 2h\dfrac{\pi}{a}(\mu-\alpha) & P_T + P_Э & 4h\alpha \\ -\dfrac{2\alpha\dfrac{\pi}{a}}{I\Omega^2} & \dfrac{2\alpha}{I\Omega^2} & \dfrac{B\dfrac{\pi^2}{a^2}+4\alpha}{I\Omega^2} \end{pmatrix}, \quad \mathbf{S} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}, \quad \mathbf{E}' = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix},$$

$$\Omega = k\sqrt{1-\frac{P_0}{P_T}}, \quad \upsilon = \frac{\dfrac{P_t}{P_T}}{1-\dfrac{P_0}{P_T}}, \quad k = \frac{\pi}{a}\sqrt{\frac{\mu+\alpha}{\rho}}, \quad P_T = 2h(\mu+\alpha), \quad P_Э = \frac{2Eh^3}{3}\frac{\pi^2}{a^2}.$$

Здесь $P_э$ - критическая сила Эйлера.

На основе известного метода решения подобных задач, разработанного в работе [2], находим границы первых главных областей неустойчивости:

Численный анализ показывает, что в микрополярном случае главные области неустойчивости сужаются и передвигаются в сторону высоких частот.

Список литературы

1. Вольмир А.С. Устойчивость деформируемых систем. М.: Наука. 1967. 984с.
2. Болотин В.В. Динамическая устойчивость упругих систем. М.: ГИТТЛ. 1956. 600с.
3. Алфутов Н.А. Основы расчета на устойчивость упругих систем. М.: Машиностроение. 1978. 320с.
4. Sargsyan S.H. Effective Manifestations of Characteristics of Strength and Rigidity of Micro polar Elastic Thin Bars// Journal of Materials Science and Engineering. 2012. Vol.2. N1. P.98-108.
5. Алваджян Ш.И., Саркисян С.О. Прикладные модели статической деформации анизотропных микрополярных упругих тонких балок// Известия НАН Армении. Механика. 2011. Т. 64. N 4. С. 39-50.
6. Маргарян Л.М., Саркисян С.О. Математические модели динамики микрополярных анизотропных (ортотропных) упругих тонких балок.// Известия НАН Армении. Механика. 2012. Том 65. N1. С. 17-28.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ СВЕТОРАССЕЯНИЯ МЕХАНИЗМОВ ОБРАЗОВАНИЯ И ГЕОМЕТРИИ АНСАМБЛЯ ТРЕЩИН В МОНОКРИСТАЛЛАХ NaCl ПРИ ОДНООСНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ СЖАТИИ

Бойко Ю.И., Волосюк М.А., Кононенко В.Г.

Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина, г. Харьков, Украина
Yuri.I.Boiko@univer.Kharkov.ua, marina_andreevna@inbox.ru

Вопросу изучения механизмов образования трещин и пор в материалах, условий их появления и кинетики развития в настоящее время уделяется большое внимание, поскольку они во многом определяют прочностные характеристики и поведение материала под нагрузкой $[1-3]$, являясь типичными дефектами твердых тел наряду с дислокациями $[4]$.

В качестве объекта для исследования закономерностей трещинообразования выбраны монокристаллы NaCl, которые и широко применяются в технике, и являются удобным модельным объектом. Прозрачность NaCl позволила использовать метод рассеяния света для изучения размеров, количества и геометрии трещин, формирующихся в материале под нагрузкой. Из отожженного монокристалла NaCl изготавливались образцы цилиндрической формы размером $d = 8$ мм и $h = 15$ мм с отполированной боковой поверхностью. Ось цилиндра параллельна кристаллографическому направлению типа $\langle 100 \rangle$. Образцы подвергались циклически повторяющемуся сжатию вдоль оси нагрузкой $\sigma = 10^7$ Н/м^2 в течение 10с и кратковременному отжигу при $T = 500^0 C$ в течение 10 мин. Нагрев и охлаждение образцов проводились вместе с печью по ≈10 мин. Оценка, согласно $[5]$, величины термоупругих напряжений в этих условиях показала, что они на порядки меньше порога Пайерлса, и плотность дислокаций в образцах до и после отжига оставалась одинаковой. Отжиг после деформации проводился с целью снятия больших концентраций напряжений. Учитывая экспериментальные погрешности и случайный характер распределения зон локализации макродеформации и их подвижность в кристалле в процессе деформации $[3]$, результаты наблюдений усреднялись не менее чем по 20 образцам.

Рис.1. Примеры зависимостей $I(\varphi)$: *a* – исходного образца; *b* – после третьего цикла; *c* – пример расщепленных максимумов; *d* – возможная схема группы.

Диаграммы светорассеяния (зависимости интенсивности светорассеяния от угла поворота кристалла $I_{sct}(\varphi)$) снимались при боковом освещении образца при углах рассеяния θ, равных 45^0, 90^0 и 135^0, и осевом освещении при $\theta = 90^0$ от образцов в исходном состоянии и в каждом цикле после нагружения и после отжига $[6]$.

Примеры типичных диаграмм рассеяния исходного образца и после третьего цикла приведены на рис.1. Как видно из рисунка, картина светорассеяния исходного образца не содержит резких максимумов (пиков) интенсивности светорассеяния. После нагружения появляются резкие пики рассеяния. С увеличением номера цикла наблюдается рост интенсивности светорассеяния и некоторая трансформа-

ция максимумов. В одном цикле после нагружения и после отжига картины светорассеяния отличаются незначительно. Данные светорассеяния обрабатывались по методике, описанной в $[6,7]$, с извлечением информации о форме рассеивающих частиц (трещин), их кристаллографической ориентировке, размерах и концентрации (количестве трещин в единице объема).

Результаты обработки экспериментальных данных сводятся к следующему. Возникающие микротрещины по размерам (величине эффективного радиуса $\tilde{a}$) можно условно разделить на две группы: малые, не дающие максимумов рассеяния, для которых $k_a\tilde{a} = (2\pi/\lambda_a)\tilde{a} < 1$ (λ_a – длина волны света в веществе, в которую погружены рассеивающие частицы), и крупные, дающие пики рассеяния, для которых $k_a\tilde{a} \geq 1$. Радиус $\tilde{a}$ вводится из условия равенства объема реальной частицы $v \simeq L^2\delta$ (L – ширина трещины, δ – ее толщина) и объема сферы радиусом $\tilde{a}$, т.е. $v = \frac{4}{3}\pi\tilde{a}^3$. По нашим оценкам, параметр формы трещины (L/δ) лежит в пределах $10 \div 20$. Получаем: $L \approx 4\tilde{a}$. Для малых трещин после первого цикла нагружения $\tilde{a} \approx 1{,}2 \cdot 10^{-7}$ м, соответственно $L \approx 4{,}8 \cdot 10^{-7}$ м.

Оценка критического размера трещины $\tilde{L}^*$, согласно критерию Гриффитса $[8]$: $\tilde{L}^* = (8G\gamma)/\left[\pi(1-\nu)\tilde{\sigma}^2\right]$ (G – модуль сдвига, $\gamma = Gb/10$ – удельная поверхностная энергия, ν – коэффициент Пуассона, b – вектор Бюргерса, σ – приложенное внешнее напряжение) с учетом фактора концентрации напряжений в голове скопления $\beta = \tilde{\sigma}/\sigma = \left[2\pi(1-\nu)\sigma\right]/\left(Gb\rho^{1/2}\right)$ $[8]$ (ρ – плотность подвижных дислокаций) оказывается следующей: $\tilde{L}^* = 8 \cdot 10^{-7}$ м, что фактически и наблюдается.

Из анализа расположения пиков рассеяния следует $[6]$, что появляющиеся крупные трещины залегают в плоскостях типа $\{100\}$. Поэтому наиболее вероятный механизм их образования – механизм Коттрелла $[8]$ – раскрытие трещин по стенкам «сидячих» дислокаций, образующихся вследствие дислокационных реакций в пересечениях взаимноперпендикулярных плоскостей скольжения.

Результаты обработки данных светорассеяния после каждого цикла по методике $[7]$ приведены на рис. 2, 3. Как следует из этих рисунков, концентрация (N), объем (v) и объемная доля (Nv) и малых, и крупных трещин с ростом номера цикла (i) возрастают, но темп роста объемной доли крупных трещин существенно выше.

После третьего, четвертого циклов, как правило, наблюдается расщепление максимумов рассеяния на два (рис.1*c*). Это связывается с образованием компактных упорядоченных групп трещин (рис.1*d*), воспринимаемых как единые трещины, габитус которых повернут на угол $\pm\alpha$ относительно плоскости $\{100\}$ симметрично в обе стороны. Образование ступенчатой трещины, похожей на группу рис.1*d*, наблюдали в интерметаллиде Ti_3Al $[9]$ при ступенчатом распространении трещины. Термодинамическая целесообразность образования групп может быть связана с минимизацией суммарной упругой энергии системы трещин, как это имеет место в случае упорядочения инофазных частиц в распадающихся твердых растворах $[10]$.

Иногда появляется система максимумов, свидетельствующая о появлении в небольшом количестве трещин в плоскостях типа $\{110\}$. Возможны два механизма их образования: механизм вскрытия параллельных полос скольжения и механизм Стро (раскрытие трещины в вершине заторможенного дислокационного скопления). Первый срабатывает при больших нагрузках и больших степенях деформации $[11]$. В наших условиях он не исключен, но представляется менее вероятным, чем механизм Стро.

Рис. 2. Зависимости: *a* – концентрации частиц (N) и *b, c* – объема трещин (*v*) от номера цикла (*i*).

Рис. 3. Зависимость объемной доли (*Nv*) трещин от номера цикла (*i*).

Из проведенных опытов следует, что опасность разрушения кристалла исходит, прежде всего, от крупных трещин, объемная доля которых не только быстро растет с деформацией, но еще и имеет тенденцию к образованию существенно более крупных упорядоченных групп, а далее, возможно, – и магистральных (разрушающих) трещин.

Список литературы

1. А.М.Лексовский, Б.Л.Баскин, ФТТ 53, 1157 (2011).
2. Г.А.Малыгин, ФТТ, 49, 961 (2007).
3. С.А.Баранникова, М.В.Надежкин, Л.Б.Зуев, ФТТ 51,1081 (2009).
4. В.И.Бетехтин, А.Г.Кадомцев, ФТТ 47, 801 (2005).
5. С.П.Тимошенко, Дж.Гудьер, Теория упругости, Наука, Москва (1975).
6. Я.Е.Гегузин, В.Г.Кононенко, ФТТ 14, 2513 (1972).
7. В.Г.Кононенко, Д.В.Плужникова, Оптика и спектроскопия, 50, 489 (1981).
8. Дж.Хирт, И.Лоте, Теория дислокаций, Атомиздат, Москва (1972).
9. Л.Е.Карькина, О.А.Елкина, Л.И.Яковенкова, ФТТ 49, 1063 (2007).
10. В.Г.Кононенко, В.Хайхлер, Кристаллография, 25, 765 (1980).
11. Ж.Фридель, Дислокации, Мир, Москва (1967).

РАСЧЕТ НА ПРОЧНОСТЬ СФЕРИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ РАВНОМЕРНОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ ИЗНОСЕ

Хакназарова Л. А., Пронина Ю. Г.

Санкт-Петербургский государственный университет, Российская Федерация
haknazarova.l@gmail.com

Защита металлических изделий и конструкций от коррозии является одной из самых важных проблем при решении вопросов долговременной эксплуатации и надежности сооружений. В среднем, в мировом масштабе от коррозии ежегодно теряется около 20 млн. тонн железа, что составляет примерно 10% его производства. Коррозию классифицируют по характеру разрушения, по типу агрессивных сред, по условиям протекания и т.п. По характеру разрушения выделяют сплошную и локальную коррозию. Сплошная коррозия может быть равномерной (с одинаковой скоростью по всей поверхности) и неравномерной (скорость коррозии на разных участках поверхности неодинакова). Равномерная коррозия приводит к наибольшим, по сравнению с другими видами коррозии, необратимым потерям массы металла. В работе рассматривается сплошная равномерная поверхностная коррозия. Скорость проникновения коррозии зависит от многих факторов. В некоторых условиях коррозионный процесс может ускоряться механическими напряжениями. Для такой коррозии, согласно ГОСТ 5272-68*, принят термин «коррозия под напряжением». В научной литературе ее часто называют механохимической.

Равномерная механохимическая коррозия элементов конструкций изучалась в трудах многих авторов. Одними из первых модель коррозионного износа с линейной зависимостью его скорости от напряжений использовали В.М. Долинский, В.Г. Карпунин, М.С. Корнишин и др. при расчете тонкостенных конструкций. Для линейно-упругих пластин и тонкостенных оболочек ими построены некоторые аналитические решения (начиная с [1]). Более сложные задачи решались разными авторами численно (напр. [3]). Аналитические выражения для оценки долговечности толстостенных цилиндров и сфер получены в [2] при использовании экспоненциальной зависимости скорости коррозии от среднего напряжения. В данной работе принята линейная зависимость скорости v общей коррозии от напряжений σ (обоснованная П.А. Павловым в [4]):

$$v = (a + m\sigma)\exp(-bt),$$

где a, m и b – экспериментально определяемые постоянные. Сомножитель $\exp(-bt)$ характеризует возможное затухание коррозии во времени t (в случае образования плотной пленки окислов). Такая зависимость была использована в статье [5] для задачи о механохимической коррозии толстостенной сферы из идеального упругопластического материала (задача была сведена к дифференциальному уравнению кинетики интенсивности напряжений). В данной работе выведено дифференциальное уравнение изменения размеров линейно упругой сферы в условиях коррозии под напряжением, получено его аналитическое решение.

Итак, рассмотрим толстостенную линейно-упругую сферу, находящуюся под действием постоянного внутреннего p_r и внешнего p_R давления коррозионных сред. Внутренний и внешний радиус в начальный момент времени $t = 0$ обозначим соответственно r_0 и R_0. Под влиянием агрессивных сред материал сферы корродирует равномерно с обеих сторон со скоростями v_r с внутренней стороны и v_R с наружной:

$$v_R = -\frac{dR}{dt} = -\left[a_R + m_R\sigma_1(R)\right]\exp(-bt),$$
$$v_r = \frac{dr}{dt} = \left[a_r + m_r\sigma_1(r)\right]\exp(-bt), \qquad (1)$$

где a_r, a_R, m_r, m_R и b – постоянные, зависящие от свойств системы металл–среда; σ_1 – максимальное нормальное напряжение.

Таким образом, напряжения возрастают вследствие коррозионного растворения материала, и в свою очередь, сами изменяющиеся напряжения ускоряют коррозионный процесс. Поэтому определение напряжений и размеров сферы в конкретный момент времени является достаточно трудоемким.

Решение задачи о толстостенной сфере под действием внутреннего и внешнего давления принадлежит Ламе. Из его решения следует, что окружные напряжения являются наибольшими нормальными напряжениями: $\sigma_1 = \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\varphi\varphi}$. На внутренней и внешней поверхностях они имеют вид

$$\sigma_1(R) = \frac{p_r r^3 - p_R R^3}{R^3 - r^3} + \frac{r^3}{2}\frac{p_r - p_R}{R^3 - r^3},$$
$$\sigma_1(r) = \frac{p_r r^3 - p_R R^3}{R^3 - r^3} + \frac{R^3}{2}\frac{p_r - p_R}{R^3 - r^3}. \qquad (2)$$

Как видим, задача сводится к решению системы четырех уравнений (1)–(2) относительно четырех взаимозависимых переменных величин $\sigma_1(R)$, $\sigma_1(r)$, R и r.

Для уменьшения количества неизвестных целесообразно исключить из указанной системы уравнений переменные $\sigma_1(R)$, $\sigma_1(r)$ и R, и ввести новую переменную

$$\eta = \eta(t) = \frac{R}{r}. \qquad (3)$$

После определенных преобразований можно установить соотношение

$$r = \frac{R_0 m_r + r_0 m_R + (A_R m_r - a_r m_R)[\exp(-bt) - 1]/b}{m_r\eta + m_R}, \qquad (4)$$

где $A_R = a_R + \left(p_R - p_r\right)m_R/2.$

Дифференцирование соотношения (3) по времени дает $\eta' = \frac{d\eta}{dt} = \frac{R' - r'\eta}{r}$. Подставив в это выражение равенства (1)–(4), получаем обыкновенное дифференциальное уравнение

$$\frac{d\eta}{dt} = -b\frac{2(\eta^3 - 1)\left(A_R + a_r\eta\right) + (m_R + m_r\eta)\left(2p_r + p_r\eta^3 - 3p_R\eta^3\right)}{\exp(bt)\left[m_r(R_0 b - A_R) + m_R(r_0 b + a_r)\right] + A_R m_r - a_r m_R}\cdot\frac{m_R + m_r\eta}{2\left(\eta^3 - 1\right)}.$$

Разделив переменные и выполнив интегрирование, находим его решение

$$t = -\frac{1}{b}\ln\left\{1 - b\frac{m_R r_0 + m_r R_0}{m_R a_r - m_r A_R}\left(\exp\left[J(\eta)\left(m_R a_r - m_r A_R\right)\right] - 1\right)\right\} \quad \text{при } b \neq 0$$

и

$$t = \frac{m_R r_0 + m_r R_0}{m_R a_r - m_r A_R}\left(\exp\left[J(\eta)\left(m_R a_r - m_r A_R\right)\right] - 1\right) \quad \text{при } b = 0,$$

где $J(\eta) = -\int\limits_{\eta_0}^{\eta}\frac{2\left(\eta^3 - 1\right)d\eta}{\left[2\left(A_R + a_r\eta\right)\left(\eta^3 - 1\right) + \left(m_R + m_r\eta\right)\left(2p_r + p_r\eta^3 - 3p_R\eta^3\right)\right]\left(m_R + m_r\eta\right)}.$

Этот интеграл вычисляется аналитически, но выражение для него слишком громоздкое, поэтому его приведение не имеет смысла.

Если коррозионное растворение происходит только с одной стороны, то решение существенно упрощается. При внутренней коррозии решение имеет вид

$$t = -\frac{1}{b}\ln\left[1 - J(\eta)b\right], \tag{5}$$

где

$$J(\eta) = -\frac{r - r_0}{p_r m_r - a} + \frac{R_0^{\,3} m_r \left(p_r - p_R\right)}{4\left(p_r m_r - a_r\right)^2 \alpha^2}\left[2\sqrt{3}\ \mathrm{arctg}\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\frac{r}{\alpha} - \frac{1}{\sqrt{3}}\right) + \ln\frac{\left(r+\alpha\right)^2}{r^2 - r\alpha + \alpha^2}\right]_{r_0}^{r},$$

$$\alpha = R_0\sqrt[3]{\frac{2a_r + m_r p_r - 3m_r p_R}{2\left(p_r m_r - a_r\right)}}.$$

В случае наружной коррозии решение так же представляется в виде (5), но при

$$J(\eta) = \frac{r_0^3 m_R \left(p_r - p_R\right)}{\left(2A_R + m_R p_r - 3m_R p_R\right)^2 \alpha^2}\left[2\sqrt{3}\ \mathrm{arctg}\left(\frac{2}{\sqrt{3}}\frac{R}{\alpha} - \frac{1}{\sqrt{3}}\right) + \ln\frac{\left(R+\alpha\right)^2}{R^2 - R\alpha + \alpha^2}\right]_{R_0}^{R} -$$

$$-\frac{2(R - R_0)}{2A_R + m_R p_r - 3m_R p_R}, \qquad \alpha = r_0\sqrt[3]{2\frac{m_R p_r - A_R}{2A_R + m_R p_r - 3m_R p_R}}.$$

Интегральные кривые разрешающего дифференциального уравнения устанавливают взаимно-однозначное соответствие между каждым моментом времени t и отношением η. Для каждой пары t, η по формуле (4) находим r, далее $R = r \cdot \eta$, после чего с помощью формул Ламе определяются напряжения в любой момент времени вплоть до исчерпания несущей способности тела. При достаточно больших коэффициентах затухания коррозии b, растворение материала может практически прекратиться до момента достижения предела прочности (если его полагать постоянным). В этом случае долговечность определяется другими факторами.

Работа выполнена при финансовой поддержке СПбГУ (проект № 9.37.129.2011) и РФФИ (проект № 11-01-00230-а).

Список литературы

1. Долинский В. М. Расчет нагруженных труб, подверженных коррозии // Химическое и нефтяное машиностроение. 1967. №2. С. 9–10
2. Прочность газопромысловых труб в условиях коррозионного износа / Гутман Э.М., Зайнулин Р.С., Шаталов А.Т., Зарипов Р.А. М.: Недра, 1984. 76 с.
3. Наумова Г. А., Овчинников И. Г. Расчеты на прочность сложных стержневых систем и трубопроводных конструкций с учетом коррозионных повреждений – Саратов: Изд-во Сарат. гос. техн. ун-та. 2000. 222 с.
4. Павлов П. А., Кадырбеков Б. А., Колесников В. А. Прочность сталей в коррозионных средах. Алма-Ата: Наука, 1987. 272 с.
5. Пронина Ю. Г. Расчет долговечности полой сферы из идеального упругопластического материала под действием постоянного давления. Вестн. СПбГУ, 2009. Вып. 1. С. 113-122.

О ВЫБОРЕ РАСЧЕТНОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ, НАХОДЯЩИХСЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИ АКТИВНЫХ СРЕД

Пронина Ю.Г.

Санкт-Петербургский государственный университет, Российская Федерация
dearJuly@gmail.com

Первые сведения о влиянии статических нагрузок на физико-химические свойства веществ появились в XIX в. Систематическое изучение синергетического взаимодействия механических напряжений и химических процессов началось в 20-х гг. XX в. и продолжается до сих пор. Чувствительность химических процессов к высоким давлениям объясняется различными факторами, такими как изменение концентраций реагирующих веществ, смещение равновесия электролитической диссоциации кислот и оснований, смещение конформационного равновесия и пр. Кроме того, изменение скорости химических процессов может быть обусловлено влиянием давления на физические свойства сред, например увеличение вязкости с ростом давления может привести к переводу гетерогенных реакций из кинетической области протекания в диффузионную, когда их скорость определяется диффузией реагирующих частиц. Разрушение материалов вследствие химического или электрохимического взаимодействия их с внешней средой при одновременном действии механических напряжений называют коррозией под напряжением. К основным видам коррозионно-механических повреждений относят равномерную коррозию деформируемого металла (которая изучается в данной работе), коррозионное растрескивание и коррозионную усталость [1]. В различных системах металл–среда скорости химических процессов по-разному реагируют на механические напряжения [2]. Как правило, напряжения увеличивают скорость коррозии металлов в кислых средах и слабо влияют на сплошную поверхностную коррозию в нейтральных и слабощелочных средах. Применяя закон действия масс к электрохимической реакции растворения деформированного металла, Э.М. Гутман [3] пришел к экспоненциальной зависимости скорости равномерной коррозии от среднего напряжения. Но использование среднего напряжения в подобных соотношениях не позволяет учитывать ускорения химических реакций при чистом сдвиге, каковое наблюдалось в экспериментах [1]. Согласно данным Г. Углига и Г.Джонсона, а также результатам экспериментальных исследований ученых ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН В.И. Бетехтина, А.И. Слуцкера и др., подобные соотношения правомерно использовать при коррозионном растрескивании, причем в виде обратной экспоненциальной зависимости долговечности образца от рабочего напряжения. В монографии А.И. Русанова [4] на основе термодинамики построена линейно-квадратичная зависимость скорости гетерогенных процессов от упругих деформаций (или напряжений), а также дано объяснение открытого им механохимического эффекта знака деформации при растворении. Этот же эффект был открыт и в явлениях коррозии под напряжением [5]. Согласно [4, 5], причина этого эффекта кроется в существовании поверхностного натяжения, которое в зависимости от знака либо увеличивает, либо уменьшает приложенное напряжение. Проведенные теоретические расчеты были подтверждены экспериментально при наблюдении процесса растворения стеклянной пластины при изгибе. Во время анодного растворения сплавов, как правило, поверхностное натяжение отрицательно, поэтому оно повышает общий уровень сжимающих напряжений (понижая растягивающие), что должно приводить к более высокой скорости растворения при сжатии. Однако в экспериментах по коррозии этот эффект наблюдался только в течение малого времени (порядка минуты), после чего происходило обращение эффекта знака деформации: растягивающие напряжения начинали в большей степени ускорять коррозионный процесс, что, по всей видимости, явилось следствием увеличения реальной площади контакта со средой из-за появления сетки микротрещин

при растяжении [5]. Создание термодинамической теории, которая позволила бы построить универсальные модели коррозионного разрушения для всевозможных систем металл–среда, в настоящее время не представляется возможным ввиду сложной природы поликристаллических тел. Получены лишь некоторые результаты, которые дают адекватный прогноз для ограниченного диапазона изменения рассматриваемых параметров. Для расчетов на прочность наиболее целесообразно использовать эмпирические зависимости, описывающие протекание механохимических процессов (см., напр. [1, 2, 6]). Что касается общей коррозии, то по свидетельству многих авторов (напр. [1, 6]), большое количество экспериментальных данных указывает на линейную связь между скоростью коррозии ν и уровнем действующих напряжений σ. В отдельных системах металл–среда наблюдается пороговое значение напряжения σ^{th}, такое что при $|\sigma| < |\sigma^{th}|$ напряжения практически не влияют на скорость коррозии, а при $|\sigma| > |\sigma^{th}|$ скорость сплошной коррозии пропорциональна напряжениям [1]. При этом абсолютные значения пороговых напряжений при сжатии и растяжении, а также коэффициенты пропорциональности m для напряжений разного знака оказались различны. Если скорость коррозионного износа может уменьшаться во времени (как в случае равномерной электрохимической коррозии), то для нее правомерно записать соотношение [1]

$$v = [a + m\sigma]\exp(-bt) \qquad |\sigma| \geq |\sigma^{th}|, \tag{1}$$

где $a = v^0 - m\sigma^{th}$; v^0 – начальная скорость коррозии при $|\sigma| < |\sigma^{th}|$; величины v^0, m, b, как и пороговые напряжения, определяются экспериментально. Сомножитель $\exp(-bt)$ характеризует затухание коррозии со временем t при возникновении плотной пленки продуктов коррозии (или специально выращиваемого защитного слоя), препятствующей дальнейшему протеканию электрохимических процессов. Если в пределах допустимых нагрузок напряжения сжатия не влияют на интенсивность коррозии, модули в условиях $|\sigma| \geq |\sigma^{th}|$ следует опустить. Положив в (1) $m = 0$, получим одну из классических моделей [6] для описания коррозионного износа, независящего от механических напряжений (причем, коэффициент b может быть как положительным, так и отрицательным). При сложном напряженном состоянии, согласно [1], наилучшее описание опытных данных получается при использовании в (1) максимального нормального напряжения σ_1 в качестве эквивалентного напряжения σ. Использование интенсивности напряжений σ_i вместо σ приводит к снижению коэффициента корреляции на 5% по сравнению с предыдущим вариантом (формально последний вариант нечувствителен к знаку действующих напряжений). Однако как следует из решения Ламе, в толстостенных сферических и цилиндрических элементах интенсивность напряжений σ_i и максимальное (по модулю) главное напряжение σ_1 на поверхностях линейно зависимы, поэтому в уравнениях, описывающих растворение таких оболочек, в качестве σ можно выбирать любое из них.

В общем случае задачи по оценке прочности элементов конструкций в условиях механохимической коррозии сводятся к решению систем дифференциальных уравнений. При этом в расчетной схеме получается замкнутый цикл: напряжения изменяются вследствие коррозионного растворения материала, и сами изменяющиеся напряжения, в свою очередь, ускоряют коррозионный процесс. Аналитические решения задач о двустороннем коррозионно-механическом износе линейно упругого плоского слоя или тонкостенных сферических и цилиндрических элементов несложно построить, если напряжения на поверхностях тел зависят только от их переменной толщины. В случае толстостенных цилиндров и сфер задача существенно усложняется, поскольку в число неизвестных переменных входят текущие радиусы кривизны внешней и внутренней поверхностей. Тем не менее, для задач, обладающих центральной и осевой симметрией, удалось разработать ме-

тод их приведения к одному обыкновенному дифференциальному уравнению первого порядка [7]. С помощью интегральных кривых выведенных дифференциальных уравнений возможно определить долговечность изделия при хрупком разрушении (в линейной постановке), когда напряжение достигает предела прочности σ_s. Однако с течением времени под влиянием агрессивных сред механические свойства материалов часто меняются, причем эти изменения в значительной степени зависит от вида коррозионного разрушения. По имеющимся данным, при равномерной коррозии прочностные и деформационные характеристики сталей меняются со временем незначительно, при локальной же коррозии пластичность и прочность сталей снижаются заметно. Тем не менее многие исследователи (например [1, 3, 6]) пишут о необходимости учета этих изменений при расчете равномерной коррозии металлов. При асимптотическом стремлении предельного напряжения от начального значения σ_s^0 (при $t = 0$) к значению σ_s^* (при $t \to \infty$) эмпирическую зависимость σ_s от времени можно аппроксимировать выражениями

$$\sigma_s = \sigma_s^* + \left[\sigma_s^0 - \sigma_s^*\right]\exp(-ct) \qquad \text{или} \qquad \sigma_s = \sigma_s^* + \left[\sigma_s^0 - \sigma_s^*\right]/\left[1 + ct\right].$$

Если прочность материала со временем убывает равномерно, то предельное напряжение аппроксимируется линейной зависимостью $\sigma_s = \sigma_s^0 - ct$.

В результате, время до разрушения определяется пересечением кривых изменения максимального эквивалентного напряжения и предела прочности со временем. Более точный анализ предполагает оценку накопления повреждений (по формуле Бейли).

Работа выполнена при финансовой поддержке СПбГУ (проект № 9.37.129.2011) и РФФИ (проект № 10-01-00093-а).

Список литературы

1. Павлов П.А., Кадырбеков Б.А., Колесников В.А. Прочность сталей в коррозионных средах. Алма-Ата: Наука, 1987. 272 с.
2. Wang J.-R., Zhu L.-Q., Zhang Z. Influence of static load on corrosion rate of 30CrMnSiA steel in neutral and acidic solutions // Corrosion Science and Protection Technology. 2008. Vol. 20 N 4. Pp. 253–256.
3. Гутман Э.М. Механохимия металлов и защита от коррозии. М.: Металлургия, 1981. 232с.
4. Русанов А.И. Термодинамические основы механохимии. СПб.: Наука, 2006. 221 с.
5. Русанов А.И., Урьев Н.Б., Ерюкин П.В. и др. Открытие эффекта знака деформации в явлениях коррозии под напряжением // Докл. АН. 2004. Т. 395. N 3. С. 364–366.
6. Петров В.В., Овчинников И.Г., Шихов Ю.М. Расчет элементов конструкций, взаимодействующих с агрессивной средой. Саратов: СГТУ, 1987. 288 с.
7. Пронина Ю.Г. Оценка долговечности упругой трубы под действием продольной силы и давления в условиях равномерной поверхностной коррозии // Деформация и разрушение материалов. 2009. N 2. С. 41–44.

ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА ЭНЕРГИЮ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ЖЕЛЕЗА

Бармин А.Е.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», г. Харьков, Украина,
axel.com.ua@gmail.com

В современном материаловедении эффективным способом повышения прочностных характеристик поликристаллических материалов является создание структур с ультрамелким зерном, среди которых особую роль играют субмикро- (СМК) и нанокристаллические (НК) материалы. На сегодняшний день разработано огромное количество технологий получения и обработки материалов, направленные на формирование в металлах и сплавах СМК и НК структуры [1]. Однако все эти методы и способы получения СМК и НК материалов, объединяет один общий недостаток – термическая нестабильность структуры и свойств [2]. Деградация структуры, обусловленная рекристаллизационными, сегрегационными, гомогенизационными процессами и др., подобных материалов происходит при более низких гомологических температурах по сравнению с крупнокристаллическими. Понижение температур рекристаллизации СМК и НК материалов, вплоть до комнатных температур, связано с их повышенной свободной энергией. Одним из основных факторов неравновесности СМК и НК структур является обилие поверхностей раздела (межзеренные, межфазные границы). Считается, что основными факторами, которые будут способствовать созданию термически стабильных СМК и НК материалов – это присутствие в материале растворенных примесей, которые сегрегируя в приграничные области, приводят к уменьшению зернограничной поверхностной энергии (термодинамический механизм) и наличие дисперсных частиц второй фазы (кинетический механизм).

В связи с этим целью данной работы являлось изучение влияния небольших добавок вольфрама (до 1ат. %) на энергию границ зерен чистого железа.

Объектами исследования служили фольги Fe–W толщиной до 30 мкм, полученные электроннолучевым испарением в вакууме ~ 10^{-3} Па и осаждением на неориентирующие ситалловые подложки в интервале температур 250–550°С. Количество легирующего элемента (W) в конденсате изменялось от 0,1 до 0,8 ат. %, путем варьирования скорости осаждения компонентов.

Элементный состав конденсатов изучали методами рентгенофлюоресцентного анализа (XRF) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDS). Структурные исследования проводили методом просвечивающей электронной микроскопии на ПЭМ-100 и JEM – 2100 и рентгеновской дифрактометрии на ДРОН-3. Оценка механических свойств производилась измерением микротвердости на приборе ПМТ-3 и испытанием на активное растяжение на установке TIRATEST-2300.

При исследовании вакуумных конденсатов железо–вольфрам в интервале концентраций W до 1 ат.% выявляется однофазная структура. При этом не обнаружено образования твердого раствора вольфрама в ОЦК железе. Введение вольфрама в паровой поток оказывает эффективное модифицирующее воздействие на структуру конденсатов, повышая дисперсность зерен до наноуровня. Наблюдаемое диспергирование обусловлено образованием зернограничных сегрегаций вольфрама в процессе формирования конденсата [3–5]. Этим явлением объясняется и высокая стабильность зеренной структуры основного металла при последующем нагреве [6].

Наиболее вероятной причиной повышения термической стабильности структуры конденсатов Fe–W является снижение энергии границ зерен железа при формировании на них сегрегаций вольфрама. Оценка зернограничной энергии изучаемых материалов была проведенна в рамках теории Wynblatt и Ku [7].

Согласно [8], зернограничная энергия сплава (γ) Fe–W может быть представлена в виде:

$$\gamma = \gamma_0 + \frac{2x_A^*}{\sigma}\left[\sigma\frac{\gamma_A^S - \gamma_B^S}{6} - \frac{\Delta H_{mix}}{3}(17x_A^* + \frac{1}{2}) - \Delta E_{el}\right] \quad (1)$$

где γ_0 – зернограничная энергия чистого железа, принимаемая как 1/3 от поверхностной энергии [9]; A и B – соответственно растворяемое вещество и растворитель; ΔE_{el} – релаксация упругих напряжений; ΔH_{mix} – изменение энтальпии смешения в жидком состоянии; γ^S – поверхностная энергия; σ – молярная площадь монослоя; x_A^* – равновесная концентрация растворяемого вещества на границе.

Для расчетов основные термодинамические параметры, представленные в таблице 1, были взяты из литературных источников [9,10].

Таблица 1. Термодинамические параметры для некоторых металлов растворяемых в Fe

Металл	γ_A^S, Дж/м^2	ΔE_{el} ,кДж/моль	ΔH_{mix}, кДж/моль
W	2,9	35	0
Ta	3,15	61	-15
Zr	2,0	92	-25
Y	1,12	95	-1
Ni	2,45	1	-2

Поскольку используемая модель имеет множество упрощений, полученным результатам, представленным на рис.1, можно дать только качественную оценку. Как видно вольфрам должен приводить к снижению зернограничной энергии железа и тем самым повышать термическую стабильность, что подтверждается ранее полученными экспериментальными данными [6].

Рис. 1. Зависимость зернограничной энергии сплавов на основе железа от концентрации растворенного вещества на границе зерна

Согласно модели Wynblatt и Ku, наиболее эффективным металлом, среди рассмотренных, понижающим зернограничную энергию железа и соответственно повышающий термическую стабильность является иттрий, в то время как никель будет давать обратный эффект, при условии, что данные металлы будут сегрегировать в приграничные области железной матрицы.

Таким образом, экспериментальные данные и результаты теоретических расчетов свидетельствую о том, что зернограничные сегрегации вольфрама в железной матрице, приводят к снижению энергии границ зерен железа.

Список литературы

1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, 2003.
2. Андриевский Р.А. Термическая стабильность наноматериалов // Успехи химии, 2002, т.71, №10. – с. 967-981.
3. Бармин А. Е., Ильинский А. И., Зубков А. И. Субмикро- и нанокристаллические вакуумные конденсаты (фольги) на основе железа // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. - 2010, т. 8, № 3, с. 547—551.
4. Бармин А. Е., Ильинский А. И., Зубков А. И. Сегрегационные явления в вакуумно-осажденных нанокомпозитах Fe-W // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. - 2012, т. 10, № 2, с. 387—391.
5. Barmin A.E., Zubkov A.I., Il'inskii A.I. Structural features of the vacuum condensates of iron alloyed with tungsten // Functional Materials 2012 – Vol. 19, №2. – p. 256-259.
6. Бармин А.Е. Термическая стабильность структуры и свойств вакуумных конденсатов Fe и Fe-W // Вестник НТУ «ХПИ», Сборник научных трудов, Тематический выпуск «Новые решения в современных технологиях» В. 9. – Харьков, 2012. – с. 82-87.
7. Wynblatt P., Chatain D.,// Metall. Mater. Trans. A 37A – 2006, p.2595.
8. Darling K.A., VanLeeuwen B.K., Semones J.E., Koch C.C., Scattergood R.O., Kecskes L.J., Mathaudhu S.N. Stabilized nanocrystalline iron-based alloys: Guiding efforts in alloy selection //Materials Science and Engineering, A 528 – 2011, pp.4365–4371.
9. Boer F.R., Boom R., Mattens W.C.M., Miedema A.R., Niessen A.K. Cohesion in Metals: Transition Metal Alloys. North-Holland - 1988.
10. Vitos L., Ruban A.V., Skriver H.L., Kollar J. The Surface Energy of Metals // Surf. Sci., - 1998,411, pp.186-202.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ Cu-W

Зубков А.И., Зозуля Э.В., Афанасьева А.А., Власов В.В., Родкина Ю.Е.

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

Работа посвящена изучению структуры и физико-механических свойств вакуумных псевдосплавов Cu–W. Следует отметить, что в бинарной системе Cu–W в равновесных условиях отсутствуют взаимная растворимость. В массивном состоянии такие материалы, получаемые порошковыми технологиями, называют – псевдосплавами.

Объектом исследований являлись отделенные от не ориентирующей подложки конденсаты Cu–W, полученные кристаллизацией смесей их паров в вакууме. Испарение меди и вольфрама осуществляли из разных источников путем их нагрева электронными пучками. Образцы получали при различных температурах положки (T_n). Концентрацию вольф-

рама варьировали в диапазоне 0,1–0,5 ат. %. Структуру фольг в исходном конденсированном состоянии изучали методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Элементный состав определяли рентгеноспектральным методом. Исследовали механические свойства в режиме активного растяжения, микротвердость и удельное электросопротивление (ρ).

Структурное состояние псевдосплава зависит от содержания вольфрама. На рис.1 представлены концентрационные зависимости условного размера зерна (L) медной матрицы и периода ее решетки (a), для образцов полученных при фиксированной температуре положки (T_n). Их характерной особенностью является – двухстадийность. При концентрации вольфрама менее ~0,35 ат.% наблюдается резкое снижение величины зерна и увеличение периода решетки, что свидетельствует о формировании аномального пересыщенного твердого раствора вольфрама в кристаллической решетке меди. Механизм этого ранее обнаруженного явления обсуждается в работе [1]. В объеме конденсата, в данном диапазоне концентраций вольфрама, не удалось используемыми методами обнаружить второй фазы. Дальнейшее увеличение содержания W приводит к незначительному росту величины периода решетки и выходу на насыщение зависимости $L \sim f(C_W$ ат. %). При этом в объеме медной матрицы обнаруживаются высокодисперсные частицы ОЦК вольфрама. Их средний размер составляет 5–8 нм и практически не зависит от концентрации вольфрама.

Рис. 1. Концентрационная зависимость периода решетки (1) и размера зерна (2) медной матрицы псевдосплава Cu–W

Увеличение температуры осаждения приводит к росту минимально достигаемого размера зерна от 0,2 до 0,6 мкм и уменьшению содержания W, соответствующего точке перегиба зависимости $L \sim f(C_W$ ат%) от 0,35 ат.% до 0,1 ат.%. Такой характер концентрационных зависимостей величины L наблюдался и для вакуумных конденсатов Cu–Mo [2]. Наблюдаемое диспергирование зеренной структуры медной матрицы можно объяснить обогащением ее границ W при конденсации двухкомпонентного пара. Атомы W, диффундирующие по фронту кристаллизации скапливаются на поверхности зародышей меди, нарушают их рост и препятствуют коалесценции во время конденсации [3]. Указанные предположения подтверждаются грубой оценкой количества атомов W необходимого для образования на поверхности минимального размера зерна, который достигается при фиксированной T_n. Предположим, что это то количество атомов вольфрама, которое достаточно для полного блокирования роста зерна медной матрицы. Если в первом приближе-

нии принять форму зерна за сферу, например диаметром 300 нм, то при атомном радиусе Cu составляющем 0,128 нм [4], в нем будет содержаться примерно $1,6 \times 10^9$ атомов меди. Атомный радиус W составляет 0,141 нм [4], тогда для покрытия поверхности зерна меди монослоем потребуется примерно $4,5\times 10^6$ атомов вольфрама, что составляет ~ 0,28 ат.%. Экспериментально определенная концентрация W соответствующая точке перегиба концентрационной зависимости от размера зерна, полученных этих условиях составляет ~ 0,38 ат.%. Таким образом, разница между оценкой и экспериментом составляет 0,1%, это примерно третья часть от общего количества сконденсированных атомов W. По-видимому, вольфрам также входит в кристаллическую решетку медного образца, образуя аномально пересыщенный твердый раствор, о чем свидетельствует повышение значений периода решетки Cu. Хорошее соответствие проведенных расчетов и экспериментальных данных еще не дает точной информации о структуре зернограничной сегрегации, толщине обогащенного слоя, характере изменения зернограничной энергии и других параметров, которые описывают состояние границ зерен вакуумных псевдосплавов. Вместе с тем эти представления позволяют объяснить некоторые свойства этих материалов, например высокую термическую стабильность структуры и свойств[5].

Высокая степень дисперсности зеренной структуры медной матрицы, наличие в ее объеме высокодисперсных частиц ОЦК вольфрама нанометровой размерности, формирование аномального пересыщенного раствора W в решетке Cu обуславливает высокие прочностные свойства вакуумных псевдосплавов Cu–W.

Например, при содержании вольфрама около 1 ат. %, микротвердость, предел текучести и предел прочности составляют 1600, 500, 600 МПа соответственно, что примерно в 3 раза выше по сравнению с конденсатами нелегированной меди.

Одновременно с повышением прочностных свойств вакуумных псевдосплавов наблюдается снижение их электропроводности. Легирование меди 1 ат. % вольфрама увеличивает удельное электросопротивление от 1,7 мкОм см, характерное для чистой меди, до примерно 3,5 мкОм см. Это связано с образованием аномально пересыщенного твердого раствора вольфрама в ГЦК решетке меди при конденсации двухкомпонентного пара.

Таким образом, по сочетанию прочности и электропроводности вакуумные псевдосплавы Cu–W не уступают существующим аналогам.

Список литературы

1. Зубков А.И. Структурооообразование дисперсноупрочненных композитов Cu-Mo, W,Ta, полученных кристаллизацией из паровой фазы . – Материалы XXXVIII семинара “Актуальные проблемы прочности” Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы. – Санкт-Петербург. – 2001. – Ч. 2.
2. Зубков А.И., Панова Ю.В.//Структура и прочность нанофазных конденсатов Cu-Mo// Вестник НТУ «ХПИ»-2011г.-N.24-с.93-98.
3. Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок.- Москва:Наука, 1972.- 318 с
4. К. Дж. Смитлз. Металлы. Справочник. М., 1980г.,447с.
5. Зубков А.И. Термическая стабильность нанокомпозитов кристаллизуемых в вакууме // Вестник Тамбовского университета том XV, Вып. 3, 2010 г., 846-848 с.

ОСОБЕННОСТИ КОМПЛЕКСНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АКУСТОЭМИССИОННЫХ И ТЕРМОРАДИАЦИОННЫХ ИЗМЕРЕНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕОМАТЕРИАЛОВ

[1] Блохин Д.И., [1] Шейнин В.И., [2] Комиссаров А.А., [3] Блохина Т.В.

[1] *НИИОСП им. Н.М. Герсеванова, Москва, Россия,*
dblokhin@yandex.ru
[2] *НИТУ «МИСиС», Москва, Россия*
[3] *ИМАШ РАН, Москва, Россия*

Процессы деформирования и разрушения твердых тел, включая и геоматериалы, сопровождаются эмиссионными проявлениями различной физической природы (электромагнитная и акустическая эмиссия, тепловое излучение и т.д.) [1–3 и др.]. Существует целый ряд методик, основанных на использовании указанных эффектов, проявляющихся при изменениях состояния геоматериалов, и позволяющих получать информацию об этих изменениях [4, 5 и др.]. Для повышения достоверности оценок параметров реальных процессов деформирования конструктивных элементов подземных сооружений и вмещающих породных массивов рациональным подходом является комплексирование различных методов физических измерений. В настоящее время в НИИОСП им. Н.М. Герсеванова проводятся исследования, направленные на установление комплекса взаимосвязанных параметров акустикоэмиссионных (АЭ) и терморадиационных (ИК) сигналов, дающих достоверную информацию о протекании и стадийности процессов деформирования геоматериалов [6, 7].

В сообщении описываются лабораторные эксперименты, направленные на обоснование возможности создания такой системы комплексной диагностики. В этих экспериментах при различных режимах нагружения образцов геоматериалов одновременно записывались показания датчиков ИК – излучения и акустической эмиссии (АЭ), а также показания тензометрического элемента и индикатора продольной деформации. Детальное описание экспериментального стенда содержится в [6, 7]. В качестве примера, на рис. 1 представлены графики изменения во времени осевого напряжения $\sigma_1(t)$ (1), интенсивности ИК – излучения $V_w(t)$ (2) и активности АЭ $dN(t)/dt$ (3) при деформировании образца каменной соли в режиме одноосного нагружения при постоянной скорости изменения продольной деформации $d\varepsilon_1/dt = const$ ($d\varepsilon_1/dt$ = 0,01 мм/с).

Рис. 1. Зависимости от времени осевого напряжения (1), интенсивности ИК – излучения (2) и активности акустической эмиссии (3) при $d\varepsilon_1/dt$ = const = 0,01 мм/с.

При таких условиях нагружения график $V_w(t)$ «подобен» зависимости $\sigma_1(t)$ на протяжении всей стадии «допредельного» деформирования. Предел прочности σ_c материала испытываемого образца достоверно фиксируется по характерным и совпадающим во времени точкам перегиба графиков $\sigma_1(t)$ и $V_w(t)$. Как показано в [7], указанное «подобие» позволяет идентифицировать стадии изменения напряженного состояния геоматериалов на основе данных терморадиационных измерений, в частности, фиксировать переход от линейного характера деформирования к нелинейному. Максимум, предшествующий ниспадающей ветви графика изменения активности акустической эмиссии $dN(t)/dt$, соответствующий значению $\sigma_1 \approx 22$ МПа можно принять за предел упругости данного образца σ_e, что подтверждается анализом диаграммы «σ_1-ε_1» [7]. Кроме того, зависимости $\sigma_1(t)$, $V_w(t)$ и $dN(t)/dt$ прослеживаются и на «запредельной» стадии.

В последнее время широкое распространение получили исследования по выявлению влияния повторного (или циклического) нагружения на прочностные и деформационные свойства геоматериалов различных типов. Эксперименты, описываемые ниже, имеют целью тестировать комплексную методику диагностики изменений напряженно – деформированного состояния геоматериалов применительно к условиям последовательных циклов нагружения – разгрузки с увеличивающимся от цикла к циклу значением максимального достигнутого напряжения.

На рис. 2 представлены графики изменения во времени осевого напряжения $\sigma_1(t)$ (1), интенсивности ИК – излучения $V_w(t)$ (2) и суммарного числа импульсов акустической эмиссии $\Sigma N(t)$ (3) при двухцикловом одноосном нагружении ($/d\varepsilon_1/dt/$ = const = 0,01 мм/с) одного из испытывавшихся образцов каменной соли. В данном эксперименте проводилось нагружение образца до значения $\sigma_1=\sigma_1^I\approx13$ МПа, после чего осуществлялась его разгрузка до $\sigma_1^I \approx 2$ МПа. Затем образец повторно нагружался до полного разрушения. Предел прочности образца σ_c составил ≈25 МПа.

Рис. 2. Зависимости от времени осевого напряжения (*1*), интенсивности ИК – излучения (*2*) и активности акустической эмиссии *(3)* в режиме циклического нагружения при $d\varepsilon_1/dt$=const=0,01 мм/с

На графиках (рис. 2) отчетливо видно изменение наклона кривых $\sigma_1(t)$, $V_w(t)$, $\Sigma N(t)$ в момент времени, соответствующий достижению осевым напряжением при повторной нагрузке значения $\sigma_1 = \sigma_1^I$, что позволяет отнести наблюдаемые «артефакты» к проявлениям «эффекта памяти» [5]. Фиксацию такого поведения материалов по измерениям параметров АЭ принято называть «эффектом Кайзера». Перспективность восстановления предыстории процесса деформирования на основе указанного эффекта показана в [5]. Видно, что характер экспериментальной зависимости $V_w(t)$ также позволяет идентифицировать по этой зависимости значение σ_1^I.

Проведенные эксперименты показывают эффективность эмиссионных «неразрушающих» измерений как информационной основы комплексной диагностики процессов изменения напряженно-деформированного состояния горных пород, включая определение значений напряжений на границах стадий упругого и неупругого деформирования и разрушения, а также оценку влияния предыстории процессов деформирования.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 10–05–00687–а).

Список литературы

1. Абрамова К. Б., Щербаков И. П., Русаков А. И., Семенов А. А. Эмиссионные процессы, сопровождающие деформирование и разрушение металлов // ФТТ. — 1999. — Т. 41. — № 5. — С. 841 — 843.
2. Куксенко В.С., Томилин Н.Г., Махмудов Х.Ф., Бенин А.В. Прогнозирование потери устойчивости нагруженных элементов конструкций методом акустической эмиссии // ПЖТФ. — 2007. — Т. 33. — № 2. — С. 31 — 35.
3. Оливер Д. Анализ полей напряжений с использованием теплового излучения // Экспериментальная механика. Кн. 2. Пер. с англ. / Под ред. А. Кобаяси. — М.: Мир. — 1990.
4. Шейнин В.И., Левин Б.В., Мотовилов Э.А., Морозов А.А., Фаворов А.В. Диагностика периодических изменений напряженного состояния геоматериалов по данным инфракрасной радиометрии // Известия РАН. Физика Земли. — 2001. — №4. — С. 24 — 30.
5. Лавров А.В., Шкуратник В.Л., Филимонов Ю.Л. Акустоэмиссионный эффект памяти в горных породах. — М.: Издательство МГГУ. — 2004.
6. Шейнин В.И., Блохин Д.И., Дружинская Д.С., Брысин В.П. Комплексное использование акустикоэмиссионных и терморадиационных измерений для оценки параметров процессов деформирования геоматериалов // Сборник трудов научной конференции, посвященной 100 – летию со дня рождения А.В. Римского – Корсакова. — М.: ГЕОС. — 2010. — С. 154 — 157.
7. Sheynin V.I., Blokhin D.I., Favorov A.V. The instrumentation of parameters of thermal radiation and of acoustic emission as a source of information concerning the processes of deformation of soft rock specimens // Proceeding of the 15th European Conference on Soil Mechanics and Geotechnical Engineering. — Amsterdam: IOS Press. — 2011. — P. 267 — 273.

УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА МАГНИЙТЕРМИЧЕСКОГО БЕРИЛЛИЕВОГО КОНДЕНСАТА В СЛАБОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Курек Е. И., Олейнич-Лысюк А. В., Раранский Н. Д.

Черновицкий национальный университет им. Юрия Федьковича, Черновцы, Украина
lena_kurek@mail.ru, a_oliynich@ukr.net

Исследование упругих и неупругих характеристик диамагнитного Be конденсата в слабом постоянном магнитном поле (СПМП) показало, что магнитное поле по-разному влияет на дефектную подсистему бериллия и, в зависимости от обработки образцов, приводит либо к ее упрочнению – обратный магнитопластический эффект (МПЭ), либо к разупрочнению – прямой МПЭ [1]. Было показано также, что магнитное последействие в Be значительно эффективней воздействия in situ и приводит к инверсии амплитудных и температурных зависимостей эффективного модуля сдвига [2]. Микроскопическая природа всех этих явлений в Be на сегодняшний день не выяснена.

Поэтому в данной работе, в продолжение проведенных ранее исследований, изучено совместное воздействие СМП величиной индукции $B \sim 0,005 - 0,04$ Тл и переменного механического полей на упругие и неупругие характеристики магнийтермического бериллиевого конденсата (МТК Be).

Измерения низкочастотного внутреннего трения (ВТ) и эффективного модуля упругости (G_{ef}), а также оценка относительных скоростей движения дислокаций при различных значениях амплитуды относительной деформации γ проводились по методикам, описанным в [1].

В результате проведенных исследований было показано, что:

- при одновременном воздействии магнитного и механического полей наблюдалось уменьшение эффективного модуля упругости G_{ef} в среднем 0,2% и увеличение ВТ на 16 % (прямой МПЭ);
- амплитудная зависимость относительной скорости движения дислокаций в этом случае с высокой точностью описывается соотношением $\frac{V_{MF}(\gamma)}{V_0(\gamma)} = 7,6 \cdot \gamma_0 (1 - \frac{\gamma}{\gamma_0})^n \cdot \ln(\frac{\gamma}{\gamma_{\max}})$;
- при обратном МПЭ зависимость $(V_{MF}/V_0)\cdot(\gamma)$ в исследованном интервале деформаций была линейной.

Полученные зависимости объясняются в рамках концепции влиянии спин-зависимых электронных переходов на протекание фазовых превращений мартенситного типа.

Список литературы

1. Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д. Особенности магнитопластического эффекта в бериллиевом конденсате // ФТТ. – 2012. – Т. 54. В. 3. – С. 417 – 421.
2. Курек Е.И., Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д. Инверсия упругих характеристик бериллиевого конденсата под воздействием слабого магнитного поля // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т. 37. В. 24. – С. 1 – 8.

РАЗРАБОТКА СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКОГО СПОСОБА ОЦЕНКИ КИНЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТЕЙ, ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТРЕНИЕМ

Карпухин М.В.

ФГБОУ ВПО СамГТУ, НТЦ «Надежность», г. Самара, Россия,
pnms3@mail.ru

Метод склерометрии заключается в том, что в исследуемую поверхность под воздействием нормальной нагрузки внедряют индентор заданной формы, затем, приложив тангенциальное усилие, осуществляют относительное перемещение индентора, в результате чего образуется пластический отпечаток в виде пропаханной борозды, размеры которой используются для оценки механических характеристик материала. Инденторы изготавливаются из твердых материалов (быстрорежущие стали, твердые сплавы, монокристаллы сапфира, алмаза и др.), как правило, в виде пирамидальной или конической фигуры.

В разработке СамГТУ данный способ используется для получения кинетических и термофлуктуационных характеристик деформации, которые ранее оценивались другими, трудоемкими и разрушающими методами на образцах материалов при их испытаниях на растяжение в режиме ползучести. Оценка кинетических термофлуктуационных характеристик долговечности, как параметров базовой модели долговечности единичной связи под нагрузкой, представленно в уравнении, предложенном академиком Журковым С.Н. [1,2] и др.

$$\tau = t_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right), \qquad (1)$$

где t_0 – постоянная времени (порядок частоты колебаний атомов в межузлиях кристаллической решетки, ($t_0 \sim 10^{-12} \ldots 10^{-13}$сек); U_0 – энергия активации пластической деформации; γ – структурно-чувствительный коэффициент; σ – действующее напряжение; k – коэффициент Больцмана; T – температура.

Кроме адекватности напряженно-деформированного состояния при царапании и при контактном взаимодействии выступов трущихся поверхностей, применение метода склерометрии в данных целях можно обосновать следующим.

Царапание позволяет произвести деформацию материала поверхностного слоя на регулируемой глубине. Контактные нагрузки $p_r \cong H_\mu$ при царапании обеспечивают условие, необходимое для оценки энергии активации механическим способом, так как производят активацию дислокационного механизма повреждения поверхностного слоя. Выбор направления царапания позволяет выявить анизотропию свойств материала поверхностного слоя. Осуществление повторных проходов индентора по одному участку поверхности позволяет оценить свойства изучаемого материала при накоплении повреждений в режиме малоцикловой усталости. Выбор формы и материала индентора, а также условий царапания позволяет реализовать различные механизмы повреждаемости поверхностного слоя.

Разрабатываемый в СамГТУ способ и склерометрический программно-аппаратурный комплекс позволяют оценивать микротвердость, энергию активации пластической деформации и повреждаемость поверхностей в эксплуатации или при испытаниях. Фотография и схема образования царапины приведены на рис.1.

При проведении испытаний на разрабатываемом склерометре, производят касание индентором поверхности, а затем индентор внедряют в поверхность на заданную глубину – h (например, h = 3 мкм.) и производят царапание, при котором измеряют деформационное усилие и длину царапины. По результатам измерений определяют кинетические параметры деформации материалов: $U_{деф}$ – удельную энергию деформации, U_0 – энергию активации пластической деформации и γ – структурно-чувствительный коэффициент для уравнения долговечности [3].

Рис.1. Фотография и схема царапины.

Методом склерометрии будут оцениваться следующие механические и кинетические характеристики материалов.

1. Удельная энергия деформации, характеризующая пластичность материала – $U_{деф}$ – отношение работы $A_{деф}$, затраченной на деформацию объёма материала $V_{деф}$.

$$U_{уд} = A/V_{деф}, \text{ кДж/моль.}$$

2. Накопленная энергия повреждаемости – $U_e(t)$ представляет собой $U_{деф}$ после наработки в течение времени – t (в конкретных условиях нагружения, скорости, температуры и др.).

3. Энергия активации пластической деформации – U_0, кДж/моль.

Оценка U_0 производится для нулевого значения действующих напряжений при склерометрировании с учётом влияния температуры T путём аппроксимации значений $U(T)$ до значения $\sigma = 0$, как это показано на рис.2.

Рис. 2. Методика оценки энергии активации пластической деформации – U_0, $T_1 < T_2 < T_3$.

4. Микротвёрдость H_μ.

$$H_\mu = U_0/\gamma.$$

5. Кинетический структурно-чувствительный коэффициент – γ, по результатам анализа системы $\gamma = U(T)/\sigma$, мм^3/моль, где $U(T)$ – энергия активации разрушения при действующей температуре.

Активационные параметры U_0 и γ использованы в расчетном уравнении изнашивания [3]:

$$J_V = \frac{\Delta A_r \cdot n_r \cdot h}{\vartheta\xi\lambda\left[t_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma\psi}{RT}\right)\right]}, \text{мм}^3/\text{час} \qquad (2)$$

где ΔA_r – площадь среднего пятна фактического контакта; n_r – число пятен фактического контакта; h – высота «ступени» на кривой износа (величина изнашивания за один кинетический цикл).

Для использования уравнения (2) проводится оценка кинетических параметров уравнения: $U_{уд}$, U_0, γ, t_0, H_μ [3].

Метод склерометрии возможно применить для оценки остаточного ресурса деталей узлов трения. При этом вначале, путем усталостных испытаний разрушают образец исследуемого материала, рис.3 и оценивают критический уровень накопления повреждаемости материалов – $U_{е\ пред.}$ вблизи очага усталостного разрушения, а значение предельной энергии повреждаемости $U_{пред.}$ наносят на график рис.4. На контролируемой детали (образце), через заданные интервалы времени наработки, производят повторные склерометрирования, а результаты наносят на диагностический график рис.4. После ряда диагностических испытаний экстраполируют линию $U_е(t)$ до пересечения с линией $U_{е\ пред.}$. Пересечение этих линий отсекает на графике время исчерпания ресурса $t_{остат}$

Рис.3. Оценка предельной энергии повреждаемости материала в зоне разрушения при усталостных испытаниях плоского образца.

Экстраполяция повреждаемости от разрушения показана на рис.4.

Рис. 4. Пример прогнозирования остаточного ресурса: 1 – участок графика накопления повреждаемости, построенный по экспериментальным данным; 2 – экстраполяция экспериментальных данных; $t_{кр}$ – время исчерпания остаточного ресурса; $t_{остат}$ – остаточный ресурс.

Список литературы

1. Журков С.Н. Проблемы прочности твердых тел. Вестник АН СССР, 1957. №11. -С.78-82.
2. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Успехи физических наук. 1970. 537с.
3. Громаковский Д.Г. Система понятий и структура моделей изнашивания. //Трение и износ. Том 18.№ 1, №5. – М.: Машиностроение, 1997. - С.18-24.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОТЖИГУ

[1,3]Кузнецов П.В., [1]Беляева И.В., [1]Рахматулина Т.В., [2]Корзников А.В., [3]Тюрин Ю.И., [3]Лидер А.М., [3]Сыпченко В.С., [3]Астапова Н.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
kpv@ispms.tsc.ru,
[2]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

Известно, что основными особенностями неравновесного состояния границ зерен нано- и субмикрокристаллических (НК и СМК) материалов являются: избыточная энергия, избыточный свободный объем и наличие дальнодействующих упругих напряжений [1, 2]. Согласно [1, 2], эти факторы обусловливают повышенную диффузионную способность по границам зерен в НК и СМК материалах и склонность к сегрегации примесей.

В настоящей работе проведено исследование влияние водорода на микротвердость СМК никеля, который подвергали низкотемпературному отжигу с целью снижения степени неравновесности границ зерен в интервале температур от комнатной до 360º С. Благодаря способности водорода к диффузии при относительно низких температурах и взаимодействию с электронной подсистемой и дефектами кристаллической решетки металлов исследование его влияния на свойства СМК материалов, может быть полезным для понимания физико-химических особенностей СМК материала. Исследование микротвердости было выбрано потому, что согласно [3], именно деформационный отклик на введение водорода в металлы достаточно просто регистрируется с высокой точностью и хорошей воспроизводимостью результатов измерения.

Исследовали образцы субмикрокристаллического никеля, полученного методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту ВС (4 прохода) при комнатной температуре. Методика подготовки образцов, их отжига и оценки степени неравновесности границ зерен подробно описаны в работе [4].

Чтобы избежать огрубления зеренной структуры СМК никеля, наводораживание образцов проводили электролитическим методом, который позволяет проводить насыщение при низкой температуре. Режим подбирали по абсолютной величине изменения микротвердости, вызванного наводораживанием образцов СМК никеля в исходном состоянии (РКУП+ прокатка) при постоянной плотности тока и различном времени выдержки: 15 минут, 30 минут, 1 час, 1час 30 минут. Оказалось, что наибольший эффект изменения микротвердости достигается после наводораживания в течение 15 минут. Поэтому все образцы СМК никеля, подвергнутые низкотемпературному отжигу при различной температуре, насыщали водородом при постоянной плотности тока в течение 15 минут.

В работе [4] прямо показано, что отжиг в интервале температур $T \sim (60–240)$ °С приводит к росту степени неравновесности границ ЗСС СМК-никеля. При этом максимальное значение относительной средней энергии границ зерен СМК никеля при температуре ~240 °С соответствует минимальной плотности материала, измеренной методом гидростатического взвешивания. Последующий отжиг образцов при температуре $T > 300$ °С приводит к резкому падению средней относительной энергии границ зерен (рис.1) и повышению плотности никеля. Согласно [5], существует прямая зависимость между избыточной энергией границ зерен и избыточным объемом. Поэтому зависимость (рис.1) означает, что в процессе низкотемпературного отжига происходит перераспределение избыточного объема от кристаллитов к зернограничной фазе с максимумом при $T = 240$ ºС. Следовательно, можно ожидать, что перераспределение избыточного объема зернограничной фа-

зы после низкотемпературного отжига при различной температуре будет влиять на диффузионную способность атомов водорода, а насыщение образцов СМК никеля водородом проявится в изменении микротвердости.

Рис. 1. Зависимость относительной средней энергии границ ЗСС от температуры отжига СМК никеля. Значком (●) и пунктирной линией показано значение средней энергии границ зерен крупнозернистого поликристаллического никеля.

На рис.2 *а,б* показаны графики микротвердости СМК никеля, подвергнутого низкотемпературному отжигу при различной температуре, до и после наводораживания, в зависимости от температуры отжига, построенные путем описания экспериментальных точек полиномом второй степени методом наименьших квадратов. Измерения проведены при двух значениях нагрузки P = 150 г и P = 50 г. Условно будем считать данные, полученные при нагрузки P = 50 г, микротвердостью приповерхностных слоев.

а) *б*)

Рис. 2. Зависимости микротвердости СМК никеля до (○) и после (□) электролитического наводораживания от температуры отжига СМК никеля при нагрузке: *а*) P = 150 г; *б*) P = 50 г.

Как видно на рис.2*а*, наводораживание образцов СМК никеля в исходном состоянии (РКУП+прокатка) повышает микротвердость образцов, по сравнению с ненаводороженными образцами. Микротвердость приповерхностных слоев СМК никеля в исходном состоянии в результате наводораживания изменяется слабо (рис.2*б*). Эффект повышения микротвердости в результате наводораживания образцов, уменьшается с ростом температуры низкотемпературного отжига в интервале $T \sim (23 \div 180)$ ºС (рис.2*а*). Микротвердость наводороженных образцов, отожженных при температуре $T > (180 \div 240)$º С становится меньше, чем микротвердость ненаводороженных образцов (рис.2 *а*).Подобный эффект повышения микротвердости в результате наводораживания образцов, отожженных при температурах (60 ÷ 300) ºС наблюдается в приповерхностных слоях (рис.2*б*). Этот эффект уменьшается с ростом температуры низкотемпературного отжига при $T > 300$ ºС (рис.2 *б*). Наводораживание образцов, отожженных при более высокой температуре, приводит к

эффекту размягчения приповерхностных слоев по сравнению с ненаводороженными образцами. Хорошо выраженный эффект размягчения структуры наводороженных образцов СМК никеля примерно на ~50% наблюдается после их рекристаллизации при температуре отжига T = 800 ºС (рис.2 *а,б*).

Как показано в [4], отжиг СМК никеля при температуре T ~180 ºС приводит к измельчению ЗСС структуры и образованию равноосных и бездислокационных субзерен, а температура отжига T ~240 ºС соответствует максимальной неравновесности ЗСС структуры СМК никеля. Таким образом, полученные результаты свидетельствуют об изменении поведения микротвердости образцов, подвергнутых низкотемпературному отжигу при различной температуре после наводораживания, что позволяет выявить смену механизма влияния водорода на структуру СМК никеля. В области температур T ~ (180 ÷ 240)ºС происходит переход от упрочняющего влияния водорода к размягчению структуры наводороженных образцов.

Эффекты упрочнения и размягчения при насыщении металлов и сплавов водородом неоднократно наблюдались (см. например [6]), в том числе и в чистом никеле [7]. Отмечается [6], что размягчение наблюдается в системах металл - водород, где не образуются гидриды. Размягчение наблюдается в твердых растворах и условиях газообразного окружения водорода. В обоих случаях приложенное напряжение приводит к неоднородному распределению водорода с высокой его концентрацией вблизи фронта упругой сингулярности. Таким образом, полученные нами результаты позволяют сделать вывод о том, что изменения в структуре СМК никеля в результате низкотемпературного отжига приводят к изменению механизма взаимодействия с водородом, введенным в результате электролитического насыщения. В неравновесной, дефектной структуре СМК никеля, происходит образование гидридов. С ростом температуры отжига, по мере возврата структуры кристаллитов, наблюдается тенденция к образованию твердого раствора, что подтверждается хорошо выраженным эффектом размягчения структуры СМК никеля, подвергнутого рекристаллизационному отжигу при температуре Т=800ºС. Подобный эффект наблюдается также в приповерхностных слоях образцов СМК никеля, однако поскольку поверхность является стоком для дефектов и характеризуется повышенной их концентрацией, переход к образованию твердого раствора происходит при более высоких температурах отжига.

Список литературы

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
2. X. Sauvage, G. Wilde, S. Divinsky, Z. Horita, R.Z. Valiev. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena.// Mat. Sci. Eng. A 540 (2012), 1-12.
3. Л.В. Спивак. Синергетические эффекты термодинамического отклика в открытых системах металл-водород. //УФН, (2008), т.178, №9, с.897-922.
4. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Санарова О.Г., Корзников А.В. Влияние отжига на зеренно-субзеренную структуру и механические свойства субмикрокристаллического никеля // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 1. С. 34 - 40.
5. D. Wolf. Correlation between energy and volume expansion for grain boundaries in FCC metals. //Scripta Metallurtgica. (1989), V.23. pp.1913-1918.
6. P. J. Ferreira, I. M. Robertson and H. K. Birnbaum. Hydrogen effects on interaction between dislocation.// Acta mater. (1998), Vol. 46, No. 5, pp. 1749-1757.
7. J. Eastman, F. Heubaum, T. Matsumoto, and H.K. Birnbaum. The effect of hydrogen on the solid solution strengthening and softening of nickel //Acta Metall., (1982), Vol. 30, p. 1579.

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ГРИНФЕЛЬДА, КАК МЕХАНИЗМ РЕЛАКСАЦИИ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ ФОЛЬГ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ (100)[001] ПРИ НЕСВОБОДНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

Кузнецов П.В., Беляева И.В., Гунько А.Д.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
kpv@ispms.tsc.ru

В работах [1, 2] было показано, что на фольгах монокристаллов алюминия [100]<001>, наклеенных на плоские образцы высокопрочных сплавов, которые подвергаются циклическому растяжению в упругой области, образуются периодические структуры различного масштаба качественные и количественные параметры которых коррелируют с числом циклов нагружения. Авторы [1,2] предложили использовать подобные фольги в качестве сенсоров накопления усталостных повреждений конструкционных сплавов.

В [3] было установлено, что периодические квадратные решетки, образующиеся на фольгах алюминия, являются самоподобными в диапазоне размеров от долей микрона до нескольких сотен микрон. Эти данные, являются ясным свидетельством самоорганизации деформационной структуры фольг монокристаллов алюминия при их несвободном циклическом растяжении, однако механизм самоорганизации остается невыясненным до настоящего времени.

Целью настоящей работы являлось выяснение механизма образования самоподобных структур на поверхности фольг монокристалла алюминия кубической ориентации при несвободном циклическом растяжении.

На рис.1 показаны самоподобные структуры, наблюдаемые на фольгах монокристалла алюминия при циклическом растяжении.

а) *б*) *в*)

Рис. 1. *а*) тонкая твидовая структура с периодом $T_1 \sim 0.3$ μm, N =10000 циклов; *б*) твидовая структура с периодом $T_2 \sim 3$ μm, N = 10000 циклов; *в*) грубая твидовая структура с $T_3 \sim 320$ μm, N = 100000 циклов. *а*), *б*) – атомно-силовая микроскопия, *в*) лазерная профилометрия.

Проведенный анализ показал, что при несвободном циклическом растяжении кристаллов алюминия кубической ориентации возрастает роль свободной поверхности фольги и становится возможной релаксация упругой энергии в результате нестабильности Гринфельда [4]. Нестабильность Гринфельда имеет чисто упругое происхождение и заключается в следующем. Когда материал имеет поверхность, на которой масса может перераспределяться каким – либо соответствующим транспортным механизмом, твердое тело может понизить свою упругую энергию путем образования поверхностных модуляций.

Длина волны поверхностных модуляций контролируется балансом между упругой энергией, которая стремится к огрублению поверхности и поверхностным натяжением, которое разглаживает ее и в рамках линейного приближения может быть определена как [4]:

$$\lambda > \lambda_c = \frac{\pi\gamma E}{\sigma^2} \qquad (1)$$

где γ, E и σ – соответственно, поверхностное натяжение, модуль Юнга, и напряжение. Величину дестабилизирующего напряжения и поверхностное натяжение могут быть оценены на основе приближений механики и АСМ измерений, соответственно.

Исследование эволюции нестабильности Гринфельда в нелинейном приближении предсказывает развитие трещиноподобных углублений или складок.

Сравнение экспериментальных данных с оценками по модели Гринфельда подтверждают нашу гипотезу. В работе [5] впервые было показано, что что твидовая структура микронного диапазона (рис.1*б*) образуется при циклическом растяжении фольг монокристалла алюминия в условиях нестабильности Гинфельда. Об этом свидетельствуют следующие факты. Экспериментально измеренный период твидовой структуры и высота шаровидных выступов удовлетворительно согласуется с теоретическими оценками на основе модели Гринфельда в линейном приближении. Изменение формы профиля поперечных сечений твидовой структуры с ростом числа циклов нагружения качественно согласуется с результатами численного моделирования эволюции нестабильности Гринфельда в нелинейном приближении. На этом основании в [5] сделан вывод о том, что твидовая структура микронного диапазона образуется в условиях нестабильности Гринфельда.

Дальнейший анализ наших экспериментальных результатов показал, что образование тонкой и грубой твидовой структуры также можно объяснить в терминах нестабильности Гринфельда.

Тонкая твидовая структура с периодом около 0,33 мкм образуется в переходной области между продольными макроскопическими полосами и твидовой структурой микронного диапазона (рис.1*а*). Ширина области, занятой этой структурой, составляет 10–12 мкм [3].

Как показано в [6] с помощью лазерной профилометрии и атомно-силовой микроскопии, в переходной области, занятой тонкой твидовой структурой, наблюдается сильная локальная кривизна. В области отрицательно кривизны на поверхности фольги, возникают дополнительные сжимающие напряжения, которые можно оценить, используя данные, полученные с помощью АСМ. Это дополнительное сжимающие напряжение ведет к росту локального напряжения, что в соответствии с формулой 1 должно приводить к уменьшению периода образующейся структуры. Сравнение полученной оценки по модели Гринфельда и экспериментальных данных показали их удовлетворительное согласие. Таким образом, образование тонкой твидовой структуры на фольгах монокристалла алюминия при несвободном циклическом растяжении также можно объяснить в терминах нестабильности Гринфельда.

Грубая твидовая структура формируется на поверхности фольг при $N > \sim 40000$ циклов нагружения [3]. Вначале на поверхности фольг формируются две системы сопряженных полос локализованной деформации в направлении максимальных касательных напряжений распространяющихся через всю их ширину $d \sim 10$ mm. Образование полос локализованной деформации приводит к частичной релаксации напряжений в фольге, что в соответствии с формулой (1) обусловливает огрубление поверхностной структуры. Последующее продолжение циклической деформации фольги приводит при $N > 100000$ циклов к образованию грубой твидовой структуры (рис.1*в*) [3]. Имеющиеся данные не позволяют оценить напряжение в фольге и величину поверхностного натяжения. Поэтом, по известному периоду грубой твидовой структуры $\lambda_3 = 320$ μm (рис.1*в*), используя формулу (1), мы оценили величину остаточных напряжений в фольге. Полученное значение $\sigma_3 = 37$ MPa выше предела текучести алюминия и сравнимо по порядку величины с моментными напряжениями ~ 10 MPa, возникающими в фольге, вследствие внецентренного приложения нагрузки [6]. Последний результат свидетельствует о важной роли моментных напряжений в процессе огрубления поверхности с ростом числа циклов растяжения.

Таким образом, проведенный анализ показывает, что оценки периода твидовых структур различного масштаба, образующихся при несвободном циклическом растяжении фольг монокристалла алюминия кубической ориентации, удовлетворительно согласуются с моделью нестабильности Гринфельда.

Нестабильность Гринфельда возникает в различных граничных условиях под действием определенных напряжений, что обеспечивает образование твидовых структур различного масштаба и их самоподобие. Образование твидовых структур обеспечивает дополнительный и альтернативный дислокационному скольжению канал снижения упругой энергии нагруженных кристаллов алюминия при напряжении выше предела текучести.

Список литературы

1. Gordienko Yu. G., Karuskevich M. V., Zasimchuk E. E. Forecasting the critical state of deformed crystal by the analysi of smart defect structure: fractal characteristics and percalationcrical indexes//Proc. of Seventh Conference от Sensor and Their Application, Dublin, Ireland, 1995, p.387.
2. Gordienko Y. G., Zasimchuk E. E., Gontareva R. G. Uncoventional deformation modes and surface roughness evolution in Al single crystals under restricted cyclic tension condition //Journal of Materials Science Letters, 2003, 22, p.241.
3. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Гордиенко Ю.Г., Засимчук Е.Э., Карбовский В.А. Физ. Мезомех. (2007). -Т.10.- В.6.- С.33-42.
4. Гринфельд М.А. Неустойчивость границы раздела между негидростатически напряженным упругим телом и расплавом// ДАН СССР. (1986) Т. 290. С. 1358.
5. Кузнецов П.В., Панин В.Е., Петракова И.В. О роли нестабильности Гринфельда при формировании твидовой структуры на поверхности кристаллов алюминия при циклическом растяжении // Физ. Мезомех. (2010) – Т.13. - № 1. – С.11-21/.
6. Кузнецов П.В., Панин В.Е., Петракова И.В. Структурно-механические особенности пластической деформации фольг монокристалла <001> {100} алюминия, наклеенных на плоские образцы алюминиевого сплава при несвободном циклическом растяжении// Физ. Мезомех.(2008) – Т.11. - № 6. – С/ 103-114.

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОДЛОЖКИ НА СВОЙСТВА ТОПОКОМПОЗИТА

Константинов В.М., Комаров Ф.Ф., Ткаченко Г.А., Пилько В.В., Ковальчук А.В.

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь,
Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь
v_m_Konst@mail.ru

Актуальной задачей современного материаловедения является разработка новых упрочняющих покрытий защищающих поверхность стального изделия от коррозии, изнашивания, механических повреждений. Быстро развивающимися являются технологии тонких наноструктурированных многокомпонентных покрытий. Такие покрытия на поверхности металлических подложек гарантируют высокие нанотвердость, износостойкость и другие механические свойства. Однако система, состоящая из материала подложки и материала защитного поверхностного слоя – топокомпозит, имеет узкую область практического применения. Это обусловлено тем, что эксплуатационные свойства ограничены усилием и нагрузкой, которую может выдерживать подложка без продавливания покрытия. Подтверждением служат известные исследования [1], которые показали, что для тонких твердых покрытий проявляется эффект снижения несущей способности слоистой системы. Этот эффект заключается в снижении предельной нагрузки, действующей на топокомпо-

зит, для появления пластической деформации в материале подложки (продавливание покрытия) по отношению к нагрузке, прикладываемой к подложке без покрытия и приводящей к такой же пластической деформации в ней. В настоящее время доминирует точка зрения о необходимости учета не только традиционных механических свойств, но и эффективных характеристик топокомпозита – жесткости и пределов твердости, текучести и несущей способности, варианты расчета которых предложены автором [5].

Выполненный анализ, свидетельствует о перспективности целенаправленного упрочнения стальной подложки по последующее нанесение высокотвердого вакуумного покрытия. Исследования влияния упрочнения поверхности металлической подложки проводили на образцах, не испытывающих полиморфных превращений и изменения растворимости элементов, следовательно, термически не упрочняемых. В качестве подложки было выбрано технически чистое железо (армко-железо), а также нержавеющая аустенитная сталь 12Х18Н9Т. Исходная микроструктура подложки представляла собой равновесную, полученную полным отжигом (950 °С) с твердостью НВ 120…150 на железе (структура феррит) и нержавеющей стали (структура аустенит). Упрочняющее модифицирование поверхности подложки заключалось в предварительной химико-термической обработке (нитроцементации). Выбор низкотемпературной нитроцементации обоснован высокой твердостью слоя 500…1000 HV 0.01, достигаемой без последующей закалки, низкой температурой (550…650 °С) процесса, широким распространением в промышленности. Покрытие нитрид титана было выбрано из-за его высокой технологичности, широкой распространенности, относительно низкой стоимости и высокого уровня триботехнических характеристик [3, 4].

Предварительная низкотемпературная нитроцементация проводилась по стандартной технологии [6]. Результаты химико-термической обработки: толщина слоя на армко-железе составила 400…450 мкм, на нержавеющей стали толщина слоя 500…550 мкм. Микротвердость образцов до нитроцементации: нержавеющая сталь – твердость 152±10 HV 0.01, армко-железо – твердость поверхности 125±10 HV 0.01. После диффузионного насыщения: нержавеющая сталь – 840±10 HV 0.01, армко-железо – 400±10 HV 0.01. Изменение механических свойств поверхности подложек обусловлено формированием азотсодержащих фаз: α – фазы (армко-железе); γ – Fe_4N, CrN, γ – Fe аустенит (нержавеющая сталь), а также цементита. После нитроцементации на образцах армко-железа и нержавеющей стали с покрытием TiN регистрируются те же фазы, что и в образцах, подвергнутых нитроцементации, а также обнаруживается фаза нитрида TiN. Толщина диффузионного слоя повлияла на жесткость (продавливание) поверхности, что подтверждается измерением макротвердости по Бринеллю по стандартным условиям. Исходная твердость подложки выросла до НВ 300…350. Магнетронное нанесение покрытия TiN на модифицированную и не модифицированную подложку осуществляли на толщину покрытия от 1 мкм до 5 мкм. Влияние модифицирования поверхности позволило изменить механические свойства топокомпозита: повысить микротвердость и износостойкость. Микротвердость системы выросла за счет нитроцементации, которая обеспечивает меньшее продавливание индентора через покрытие. На образцах армко-железо после насыщения и нанесения пленки TiN твердость увеличилась с 400±10 HV 0.01 до 685±10 HV 0.01. На нержавеющей стали с 840±10 HV 0.01 до 1300±50 HV 0.01

Трибологические свойства топокомпозита на различной металлической основе определяли в условиях сухого трения. Установка представляла собой механизм, состоящий из контртела в виде диска из нержавеющей стали 12Х18Н9Т вращение которого осуществлялось синхронным двигателем типа РД-09 через редуктор со скоростью 0,33 оборота в секунду. Испытуемый образец, предварительно сбалансированный в равновесии с помощью подвижного противовеса, прижимался к диску усилием в 10 грамм.

а

б

Рис. 1. Фрагмент рентгеновской дифрактограммы (CoKα, съемка под углом 6°)
а – армко-железо с модифицированным слоем и TiN; *б* – нержавеющей стали 12Х18Н10Т с модифицированным слоем и TiN

Топокомпозит из армко-железа и покрытия нитрид титана на протяжении всех испытаний показывал стабильные результаты. На всех образцах в трех точках измерения получались одинаковые дорожки износа. Это может говорить о равномерности распределения механических свойств покрытия по подложке (твердость и коэффициент трения). Результат испытаний показал эффективность применения диффузионного модифицирования непосредственно перед нанесением покрытия (таблица 1).

Изнашивание топокомпозита из нержавеющей стали с модифицированной поверхностью оказалось неравномерным и не совсем прогнозируемым. Некоторые участки покрытия в трех точках показывали разные результаты износа (таблица 1). Это, скорей всего, обусловлено перепадом микротвердости по покрытию (1300±50 HV 0.01).

Таблица 1. Результаты трибологических испытаний топокомпозитов

Образец	Fe	Fe + нитроцементация	Fe + TiN	Fe + азотирование + TiN
Дорожка износа, мкм	1073±15	1015±15	709±15	513±15
Образец	12Х18Н10Т	12Х18Н10 нитроцементация	12Х18Н10Т + TiN	12Х18Н10Т + нитроцементация + TiN
Дорожка износа, мкм	1032±10	960±10	668±15	441±35

Заключение

1. В исследованиях выполнен анализ влияния материала подложки на механические свойства топокомпозита с покрытием системы TiN. Установлено, что слоистый материал, состоящий из покрытия системы TiN и металлической основы, обладает твердость 256±10 HV 0.01. Материал подложки и степень ее легирования не сказываются на твердости топокомпозита. Определяющим фактором повышения твердости многослойного материала является твердость самой подложки.
2. В результате предварительной нитроцементации подложки (армко-железо) твердость топокомпозита увеличилась до 685±10 HV 0.01. Повышение твердости обусловлено наличием диффузионного слоя (400±10 HV 0.01), который исключает значительное продавливание индентора в глубину металла. Топокомпозит на подложке из нержавеющей стали (марка 12Х18Н10Т) с модифицированной поверхностью позволяет получать твердость 1300±50 HV 0.01.
3. Выполнены трибологические испытания топокомпозитов на различных металлических основах без модифицированной поверхности. Установлено, что материал подложки не влияет на износостойкость. Топокомпозит состава армко-железо и покрытие, изнашивается с той же интенсивностью, что и система, состоящая из нержавеющей стали и покрытия. Длина дорожек износа составила 670±15 (железо) и 709±15 мкм (аустенитная сталь). Слоистая система с максимально твердой и жесткой модифицированной поверхностью (исключающим продавливание покрытия) изнашивается менее интенсивно. Топокомпозит на основе нержавеющей стали с нитроцементованным слоем показал наибольшую износостойкость, что подтверждает длина дорожки износа 441±35 мкм.

Список литературы

1. Воронин Н.А. Топокомпозиты – новый класс конструкционных материалов триботехнического назначения. Ч.1. Трение и износ, 1999. Т.20 №3. С. 313-320. Ч.2. Трение и износ, 1999. Т.20. №5. С.533-544.
2. Diao D. Tribo-design of coating/substrate system // Proceeding of the international symposium of high performance of tribosystem, May 28-29. 1999. KETRI, Korea, P. 36-41.
3. Ходасевич В.В., Солодухин И.А. Роль предварительного облучения и нагрева подложки в модификации переходного слоя и механических свойств покрытий TiN. // 3-я международная конференция «Взаимодействие излучений с твердым телом». Октябрь 6-8. 1999. БГУ, Минск. С.109-111.
4. Polok M. Comparison of the PVD coatings deposited onto plasma nitrited steel. // Journal of achievements in materials and manufacturing engineering. 2010.V.42. №2.P.172-179.
5. Shengli Ma The composite of nitrided steel of H13 and TiN coatings by plasma duplex treatment and the effect of pre-nitriding / Shengli Ma, Yanhuai Li // Surface and Coatings Technology, 2001 № 137. C. 116-121.
6. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : Справочник / под ред. Л. С. Ляховича. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ УПРОЧНЯЮЩЕ-ЧИСТОВАЯ ОБРАБОТКА ВАЛА С ПОПЕРЕЧНЫМИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ОТВЕРСТИЯМИ

Луцко В.Ф.[1], Аршинов К.И.[1], Юркевич С.Н.[2]

[1]*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*,
itaaki@yandex.ru
[2]*ОАО «558 Авиационный ремонтный завод», Барановичи, Беларусь,*
yurkevi4@tut.by

Известно, что упрочняюще-чистовая обработка поверхности за счет пластической деформации повышает надежность и долговечность деталей машин. Применение ультразвуковых колебаний для обработки поверхности существенным образом влияет на состояние поверхностного слоя изделия [1–6]: а) создаются остаточные сжимающие напряжения; б) уменьшается шероховатость; в) возникает регулярный микрорельеф поверхности.

Известно, что процессы шлифовки и полировки поверхности валов могут быть заменены на процессы алмазного [7] или ультразвукового выглаживания поверхности вала [8]. Тем не менее, упрочняюще-чистовая обработка вала с поперечными технологическими отверстиями представляет собой проблему, т.к. использование традиционных инструментов обработки вала ведет к деформации краев отверстия и поломке инструмента.

Цель настоящей работы состоит в разработке оборудования ультразвуковой финишной обработки поверхности вала с поперечным отверстием.

На рис. 1 изображена конструкция устройства для упрочняюще-чистовой обработки и схема его монтажа в резцедержателе суппорта токарного станка.

Устройство включает в себя ультразвуковой преобразователь 1, соединенный с волноводом 2, на торцевой части которого жестко закреплены две одинаковые цилиндрические вставки (деформирующие ролики) 3, изготовленные из твердого сплава. Ролики 3 расположены симметрично относительно оси волновода и отнесены друг от друга на расстояние не менее, чем диаметр поперечного технологического отверстия детали 4. Для того, чтобы предотвратить возможную деформацию края отверстия 4 передним роликом, необходимо обеспечить идентичность траекторий движения обоих роликов, а для этого устройство должно обладать высокой жесткостью. Высокая жесткость конструкции достигается расположением крепежного фланца 6 в узловой плоскости продольной волны волновода 2. С помощью фланца 6 вся акустическая система как единый технологический узел крепится к подвижному стакану 8, установленному внутри корпуса 9. Данное конструктивное решение позволяет максимально приблизить деформирующие элементы к месту крепления узла и, тем самым, значительно повысить жесткость системы. Таким образом, предотвращается смещение переднего ролика 3 при прохождении им отверстия 4, в то время, как второй ролик находится в контакте с обрабатываемой поверхностью вала 5. Использование поджимающей пружины 10 позволяет установить необходимый диапазон технологических усилий прижима деформирующих роликов 3 к обрабатываемой поверхности детали 5. Устройство с помощью планки 11 крепится в резцедержателе суппорта токарного станка 12. Смена контактных точек инструмента осуществляется поворотом волновода 2 с последующей фиксацией волновода с помощью контргайки 7.

Рис. 1. Конструкция устройства для упрочняюще-чистовой обработки и схема его монтажа в резцедержателе суппорта токарного станка

На рис. 2 показан внешний вид устройства ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработки поверхности вала, смонтированного на базе токарно-винторезного станка модели 1К62. Устройство ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработки 1 крепится в резцедержателе 2 станка. Резонансная частота колебаний пьезоэлектрического преобразователя равна 20.0 кГц. Пластическую деформацию поверхностного слоя детали осуществляют инструментом в виде двух роликов 3, контактирующих с обрабатываемой поверхностью вала 4. Амплитуда ультразвуковых колебаний деформирующих роликов в диапазоне электрической мощности генератора 400 ÷ 600 Вт составляет 10÷14 мкм. Регулировка и установка необходимой статической силы прижима деформирующих роликов к обрабатываемой поверхности вала производится с помощью тарированной пружины. Для охлаждения пьезоэлектрического преобразователя используется сжатый воздух при давлении 0.2÷0.3 МПа. При расходе воздуха не более 100 л/мин температура пьезокерамики не превышает 40ºС.

Рис. 2. Внешний вид оборудования ультразвуковой упрочняюще-чистовой обработки поверхности вала

Для оценки эффективности работы вышеописанного устройства была проведена упрочняюще-чистовая обработка вала диаметром 35 мм с поперечным технологическим отверстием, изготовленного из стали марки Ст45. Измерение микротвердости поверхности осуществлялось с помощью ультразвукового твердомера модели ТКМ-459, а шероховатость поверхности – профилометром модели 283. Исходная шероховатость поверхности вала после токарной обработки составляла R_a=30 мкм, а микротвердость поверхностного слоя *HRC*=27±2. Ультразвуковую упрочняюще-чистовую обработку вала осуществляли в следующем режиме: скорость перемещения рабочего инструмента по поверхности вала 0.6 м/мин; продольная подача составляла 0.2 мм/об; статическое усилии прижима ≈ 50 Н. В результате ультразвуковой обработки участок поверхности вала, обработанный одним деформирующим роликом, имеет следующие значения измеряемых параметров: R_a=1.25÷1.6 мкм, *HRC*=30.6±2.4. Участок поверхности вала, обработанный вторым роликом, приобрел следующие значения параметров: R_a=0.9÷1.1 мкм, *HRC*=32.4±1.8. При этом, форма кромки и диаметр технологического отверстия не изменились.

Список литературы

1. Муханов, И.И. Ультразвуковая упрочняюще-чистовая обработка стали и чугуна / И.И. Муханов // Вестник машиностроения. – 1966. – № 11. – с. 64 – 66.
2. Коновалов, Е.Г. Чистовая и упрочняющая ротационная обработка поверхностей / Е.Г. Коновалов, В.А. Сидоренко // Минск: Высшая школа. 1968. – 364 с.
3. Клубович, В.В. Ультразвуковая обработка материалов / В.В. Клубович, А.В. Степаненко // Минск: Наука и техника. 1981, 294 с.
4. Абрамов, О.В. Ультразвуковая обработка материалов / О.В. Абрамов, И.Г. Хорбенко, Ш. Швегла // Москва – Братислава: Машиностроение – Альфа, 1984. – 280 с.
5. Холопов, Ю.В. О возможностях безабразивной ультразвуковой финишной обработки металлов / Ю.В. Холопов // Мир техники и технологий.- 2005.- №7.- С. 36-39
6. Муханов, И.И. Импульсная упрочняюще-чистовая обработка деталей машин ультразвуковым инструментом / И.И. Муханов // НТО МАШПРОМ. М.: Машиностроение. 1978, 44 с.
7. Марков, А.И. Ультразвуковая обработка материалов / А.И. Марков // Москва: Машиностроение. 1980, 237 с.
8. Абразивная и алмазная обработка материалов. Справочник под ред. д-ра техн. наук проф. А.Н. Резников. М.: «Машиностроение». 1977, 391 с.

ПОДХОДЫ К МОДЕЛИРОВАНИЮ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ

Манухина Д.В., Потапов А.Е., Лосев А.Ю., Супрун И.В.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Калужский филиал, Калуга, Россия.
dragonfly0516@mail.ru

При моделировании динамики дислокаций в реальном кристалле, подвергающемся различным внешним воздействиям, возникает вопрос: какой тип модели выбрать? Динамика дислокаций − это очень сложно теоретически описываемый и моделируемый процесс, так как дислокационный ансамбль объединяет в себе черты, присущие разнообразным динамическим системам. Такая сложность объясняется не только высокой плотностью дислокаций в кристалле, их взаимодействием, но и тем фактом, что дислокации это термодинамически неравновесные дефекты. Более того, дислокации взаимодействуют с другими дефектами кристалла и подвергаются комплексному внешнему воздействию. Можно выделить следующие способы решения данной проблемы [1]:

1. *Реакционно-диффузионная* схема, основанная на аналогии между формированием дислокационных структур и явлениями самоорганизации в химии и биологии.
2. Метод, основанный на *молекулярной динамике*: задается случайное исходное распределение дислокационных сегментов в трехмерном пространстве и численно решаются уравнения их движения, взаимодействия, аннигиляции и размножения в решетке симметрий моделируемого кристалла.
3. *Мезоскопические модели*, где полностью отвлекаются от рассмотрения дислокаций. Моделирование движения дислокационного сегмента через систему стопоров.

В рамках данной работы проводились исследования возможных подходов к математическому и компьютерному моделированию акустопластического эффекта. Данной тематике посвящено достаточно большое количество публикаций, первой из которых была работа А. Формана и М. Мэйкина [2]. Движению дислокаций в ионных кристаллах препятствуют различные дефекты кристаллической решетки – стопоры, которые в свою очередь и определяют пластические свойства кристаллов. Таким образом, изменяя состояние стопоров можно влиять на характеристики пластической деформации. Скользящая дислокация может преодолеть стопор двумя способами: перерезание и огибание (с образованием вокруг стопора дислокационной петли).

В работе [3] исследовалось поведение дислокационных сегментов, которые на концах закреплены сильными (дислокационные узлы) или слабыми (точечные дефекты) центрами. Под действием ультразвука дислокационные сегменты совершают вынужденные колебания. Перераспределение точечных дефектов вдоль линии колеблющейся дислокации сопровождается увеличением эффективной длины $l_{эфф}$ сегментов, служащих источниками дислокаций, что на макроскопическом уровне приводит к понижению критического напряжения начала пластической деформации. Авторы приходят к выводу, что в данном случае причиной акустопластического эффекта является рост эффективной длины колеблющихся дислокационных сегментов и источников дислокаций.

Анализ литературных данных показал, что присутствие ансамблей дислокаций леса в реальных кристаллах, приводит к упрочнению материалов, что исследовалось в работах А.А. Предводителева и Б.М. Логинова [4]. Однако, если дислокации леса будут совершать вынужденные колебания под воздействием УЗК, то мы будем наблюдать противоположный эффект [5]. Поэтому следует также рассмотреть немаловажный механизм акустопластического эффекта, связанный с особенностями *преодоления скользящей дислокации площадки с ансамблем колеблющихся дислокаций леса.*

В литературе в основном рассматривалась ситуация, при которой кристалл находился в сложно нагруженном состоянии: на дислокации леса действует гармонически изменяющаяся во времени составляющая нагрузки, а на скользящую дислокацию действует только постоянная нагрузка. Задача заключается в определении величины критического напряжения, при котором скользящая дислокация преодолевает модельную площадку.

Для решения данной задачи можно выделить два подхода: *квазистатический и динамический.*

При моделировании эволюции дислокационного сегмента *квазистатическим методом* используются уравнения равновесных конфигураций дислокационных сегментов в рамках заданных параметров [4]. Для каждой точки скользящей дислокации с координатами (x_i, y_i) в каждый момент времени должно выполняться условие:

$$0,5Gb^2\phi(x_i;y_i;t) = b[\tau^{вн} + \sum_{(x_i;y_i)\in D} \hat{\tau}_j(x_i;y_i;x_j;y_j;t)] \quad (1),$$

где ϕ – локальная кривизна скользящей дислокации; $\hat{\tau}_j$ – напряжение, обусловленное j – ой дислокацией леса; D – область суммирования, удовлетворяющая критерию А.А. Предводителева, И.В. Стратана: $\sqrt{(x_i - x_j)^2 + (y_i - y_j)} \le (5 \div 7)\lambda$

При решении поставленной задачи таким методом, возникает ряд существенных трудностей:

1) Наличие особых точек в местах пересечения плоскости скольжения пробной дислокации с дислокациями леса.

2) Учет действия большого числа дислокаций леса. При решении задачи о движении пробной дислокации через дислокационный лес в каждой точке плоскости скольжения пробной дислокации рассматривалось действие примерно 10^3 дислокаций леса.

3) При нахождении равновесного состояния скользящей дислокации при данном уровне внешнего напряжения сдвига, необходимо осуществлять контроль за выполнением соотношения (1) в каждый момент времени в течение всего периода колебаний дислокаций леса.

Кроме того, квазистатическая модель обладает рядом недостатков, так как ее применение к решению задачи, связанной с влиянием ультразвука на движение пробной дислокацией сквозь модельную площадку, может дать только качественный результат. Поэтому для исследования влияния ультразвука на процесс движения скользящей дислокации сквозь ансамбль колеблющихся дислокаций леса, в результате воздействия УЗК, рациональнее использовать динамические уравнения движения дислокаций.

Такой подход впервые был использован в работах Нациком и Чишко [6] при исследовании процесса акустической эмиссии. В [7] В.В. Благовещенский исследовал динамику дислокаций под воздействием внешней гармонической нагрузки, автор адаптировал уравнения, полученные в [6] для своей задачи. Решение аналогичной проблемы, было развито в работах [8]. В рассматриваемом подходе уравнение движения берется в виде:

$$ma = F_s + F_v + F_{ex} + F_{in} + F_{st} \quad (2),$$

где $F_s = -\dfrac{Gb^2}{2R}$ – сила самодействия в приближении линейного натяжения; $F_v = Bv = B\partial u/\partial t$ – сила вязкого трения; $F_{ex} = \begin{cases} b\sigma \\ b\sigma^0 \sin\omega t \end{cases}$ – сила, обусловленная внешней нагрузкой; $F_{in}(x,y) = \dfrac{Gb^2}{4\pi} y \left(\dfrac{x + l/2}{\left((x + l/2)^2 + y^2\right)^{3/2}} - \dfrac{x - l/2}{\left((x - l/2)^2 + y^2\right)^{3/2}} \right)$ – сила, обусловленная действием лесных дислокаций на сегмент, x, y – координаты точки сегмента в которой рассчитывается значение силы; $F_{st} = b\sigma_{st}\,\mathrm{sign}(F_{it} + F_{ex} + F_{in})$ – сила, обусловленная стартовым напряжением; ma – инерционный член.

Решение уравнения (2) позволяет по конфигурации дислокации в момент времени τ_0 вычислить конфигурацию в момент времени $\tau_0 + \delta\tau$ (рис. 1).

На рис. 1 изображены две последовательные конфигурации дислокационного сегмента для моментов времени τ_0 и $\tau_0 + \delta\tau$. Для получения конфигурации сегмента для момента времени $\tau_0 + \delta\tau$ по конфигурации для момента τ_0 для всех точек, образующих сегмент, и находится смещение $u(\lambda, \delta\tau)$, направленное перпендикулярно касательной к сегменту.

Рис. 1. Схема последовательных конфигураций дислокационного сегмента в моменты времени τ_0 (1) и $\tau_0 + \delta\tau$ (2)

Список литературы

1. Криштал, М. М. Общая теория неустойчивости и мезоскопической неоднородности пластической деформации. Известия РАН. Серия физическая. - 2004. - Т. 68, N 10. - С. . 1391-1402.
2. Foreman A.J.E., Makin M.J. Dislocation movement-through random array of obstacles. Canadian journal of physics. 1967, Vol. 45, № 2, p. 511.
3. Леготин Д.Л., Бубновская О.В., Тяпунина Н.А. Моделирование поведения дислокационных петель в неоднородных полях. Вестник Моск. ун-та. Сер.3. Физика. Астрономия. 1996 г., № 1, С. 58-64.
4. Логинов Б.М., Предводителев А.А. Моделирование движения дислокаций через лес гибких дислокаций. Моделирование на ЭВМ дефектов в кристаллах. 1981 г., № 2, С. 53-55.
5. Логинов Б.М., Дегтярев В.Т., Тяпунина Н.А. Моделирование скольжения дислокаций через дислокационный лес колеблющихся дислокаций в кристаллах с ГПУ структурой. Кристаллография. 1987 г., Т. 32, № 4, С. 967-971.
6. Нацик В.Д., Чишко К.А. Динамика и звуковое излучение дислокационного источника Франка-Рида. Харьков : Препринт, ФТИНТ АН УССР, 1976.
7. Благовещенский В.В. Особенности размножения дислокаций и образования полос скольжения под действием ультразвука: Автореф. дис. … канд. физ.-мат. наук. М. : МГУ, 1982. 16 с.
8. Дегрярев В.Т., Пантюхов Г.П., Лосев А.Ю., Музыка П.А., Потапов А.Е. Математические модели движения сегмента краевой дислокации в ультразвуковом поле. Наукоемкие технологии. №2, 2012, Т.13. С. 31-34.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М. Х.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (ИПСМ РАН), г. Уфа, Россия,
msia@mail.ru

Развитие современного машиностроения невозможно без использования передовых конструкционных материалов, имеющих более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с существующими материалами. В этой связи большой интерес представляют титановые сплавы.

Повышенные прочностные свойства имеют титановые сплавы с нанокристаллической (НК) структурой по сравнению с микрокристаллической (МК) и крупнозернистой (КЗ) структурой [1,2]. Однако изготовление крупногабаритных полуфабрикатов с НК структурой представляет отдельную научную и технологическую проблему, кроме того, по достижении в сплаве такой структуры происходит повышение уровня прочности и снижение пластичности.

Одним из способов преодоления этих проблем является создание композитов, имеющих хорошую технологичную прочность и пластичность титановых сплавов.

В настоящее время разработчики авиатехники перестраивают всю материаловедческую концепцию строительства самолетов, активно привлекая и используя композиционные материалы на основе исключительно прочных титановых сплавов.

Поскольку с композитами «уживается» только титан, спрос гражданского самолетостроения на титановые полуфабрикаты возрастет к 2015 году примерно в два раза.

Создавая различное по структуре сочетание слоев, можно управлять характером разрушения материала и тем самым повышать конструкционную прочность по сравнению с монолитным материалом [3–5]. В работе [6] показаны возможность использования подобных композитов и приведены результаты испытаний на усталость модели слоистой лопатки. В частности, было отмечено, что при достижении менее прочного, но более пластичного слоя, в таком слоистом композите наблюдается резкий рост пластических деформаций, что оказывает тормозящее действие на развитие трещины, которая при этом меняет траекторию распространения. Однако проблема сдвиговой прочности титановых композитов оставался открытым.

В представленной работе на основе экспериментальных результатов, предложен методологический подход к выбору технологических параметров применения нанокристаллических материалов в качестве упрочняющего элемента для изготовления трехслойных композитов с различными структурами (НК, МК и КЗ) из листового титанового сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной сверхпластичности и оценка сдвиговой прочности композита в зоне ТФС.

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. Исходные листовые заготовки сплава ВТ6 имели МК структуру со средним размером зерен 3 мкм (промышленная прокатка). Титановый сплав ВТ6 с КЗ структурой со средним размером β-превращенных зерен более 300 мкм получен отжигом на воздухе при температуре 1000°C в течение 60 мин. В качестве упрочняющего элемента использовали ВТ6 с НК структурой со средним размером зерен около 0,2 мкм, полученного изотермической про каткой объемной заготовки, предварительно подвергнутой всесторонней ковке [7]. Соединение листов с различными структурными состояниями, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы [8].

Сварку в твердом состоянии осуществляли при температурах, начиная от 700 до 900°С в течение 120 мин. приложением газообразного аргона (давление 5 МПа) из штуцера через гибкую мембрану на свариваемые образцы. Глубину вакуума в процессе эксперимента поддерживали не хуже $2{,}0\times10^{-3}$ Па. Качество ТФС оценивали по механическим испытаниям на сдвиг по методике подробно представленной в [9], а также металлографически с помощью сканирующего электронного микроскопа JXA-6400 по относительной объемной доле (протяженности) пор в поперечном сечении зоны соединения. Механические свойства исследуемого композита на сдвиговую прочность определяли при комнатной температуре, при этом поверхность соединения была параллельна оси растяжения. Для механических испытаний использовали универсальную машину фирмы «Инстрон» модели 5982. Средний размер зерен определяли методом секущих [10].

Для исследований был изготовлен слоистый композитный материал двух типов: 1 – состоял из листовых заготовок ВТ6 с МК и НК структурой и 2 – состоял из листовых заготовок ВТ6 с КЗ и НК структурой.

В результате твердофазного соединения получается слоистый композит, в котором содержатся две зоны раздела металлов – между титановым сплавом ВТ6 с МК(КЗ) и НК структурами (зона МК(КЗ)+НК), а также между НК и МК(КЗ) структурами (зона НК+МК(КЗ)) (рис.1 *а,б).*

а

б

Рис.1. Микроструктура зоны ТФС после сварки давлением при температуре 750°С титанового сплава ВТ6 с МК *(а)* и КЗ *(б)* структурами с применением упрочняющего элемента из НК структуры.

После сварки давлением в композитном материале наблюдается разнозернистость, обусловленная большим различием размера зерен в соединяемых листовых заготовках и прослойке.

Для сравнительного анализа было изготовлен слоистый композит МК+НК+МК при температуре 900°С. С повышением температуры сварки до температуры 900°С в течении 2 часов микроструктура прослойки укрупнилась до микрокристаллических размеров. Металлографические исследования показали, что средний размер зерен вырос в соединенных образцах в среднем от 1,2 мкм до 5,0 мкм при повышении температуры процесса ТФС от 700 до 900°С соответственно. Относительная протяженность пор в зоне ТФС после сварки при температуре 700°С составила 0,18 и с увеличением температуры сварки до температуры 900°С уменьшилась до 0,04.

Анализ результатов механических испытаний слоистого композитного материала показал, что его механическое поведение существенно зависит от температуры сварки. С понижением температуры сварки давлением от 900°С до 700°С уровень прочности на сдвиг как основного материала, так и материала с ТФС, заметно, в среднем на 18%, повышается. Следует отметить, что прочность полученного слоистого композита обуславливается свойствами НК структуры. По сравнению с основным МК материалом прочность композита выше на 16% при 700°С, и на 7% при 750°С, и уменьшается на 4% при температуре 900°С, т.е. при 700 и 750°С НС прослойка повышает прочность композита по сравнению с основным материалом. По сравнению с основным КЗ материалом прочность композита выше на 25% при температуре 700°С, на 17% при температуре 750°С, т.е. НК прослойка повышает прочность композита по сравнению с основным материалом.

Таким образом, показана возможность применения НК материалов в качестве упрочняющего элемента для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6. Сохранение сочетания НК, МК и КЗ структуры в слоях при пониженных температурах позволяет обеспечить в композитных материалах повышенные прочностные и пластические свойства и достигнуть высокого уровня конструкционной прочности.

Список литературы

1. Лутфуллин Р.Я., Кайбышев О.А., Валиахметов О.Р., Мухаметрахимов М.Х., Сафиуллин Р.В., Мулюков Р.Р. Соединение в твердом состоянии нанокристаллических титановых сплавов. Перспективные материалы, №4 2003 г., с. 21-25.
2. Мухаметрахимов М.Х. Использование наноструктурных материалов для изготовления трехслойных композитов листов из титанового сплава ВТ6 / XX Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные памяти профессора В.А. Лихачева 10 – 12 апреля 2012 г.: сборник материалов. - Ч. 2. СПб., 2012. -324 с.
3. Райт Е.С., Левит А.П. В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей. Т.4. Пер. С англ. М.: Машиностроение, 1978, с. 49-110.
4. Соколовская Е.М, Гузей Л.С. Физикохимия композитных материалов. М.: МГУ, 1978, 255 с.
5. Счастливая И. А., Мулюков Р. Р., Лысак В. И., Кузьмин С. В., Иголкина Т. Н. Применение наноструктурированных материалов для создания соединений и слоистых композитов на основе титановых сплавов // Изв. ВолгГТУ. Серия / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. - № 5. – С. 97-105.
6. Петухов А.Н. Свободная от недостатков предшественников // Двигатель. 2005. № 5.
7. Kaibyshev O.A., Salishchev G.A., Galeyev R.M., Lutfullin R.Ya. and Valiakhmetov O.R. Patent PCT/US97/18642, WO 9817836, 30.04.1998.
8. Казачков И.В. Бердин В.К. Методика оценки качества диффузионного соединения тонколистовых металлических материалов. Заводская лаборатория, 1989, 55, №7, с. 82-84.
9. Бердин В.К., Лутфуллин Р.Я., Казачков И.В. Образец для испытания металлического соединения на сдвиг. Авт. свид. №1619112. Бюл. изобр. №1, 1991.
10. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976, 271 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ОБЪЕМНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В СОСТОЯНИИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М. Х.
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (ИПСМ РАН), г. Уфа, Россия,
msia@mail.ru

Сварка давлением (СД) относится к перспективным ресурсосберегающим технологическим направлениям машиностроения, и ее эффективность может быть существенно повышена при использовании явления структурной сверхпластичности (СП). В экспериментальных работах авторов [1,2], к) в состоянии СП с достижением уровня свойств основного материала базируется преимущественно на термодеформационных процессах и обеспечивается при условии максимальной реализации в процессе СД основного механизма СП деформации - зернограничного проскальзывания (ЗГП).

На современном этапе развития технологий горячего формообразования титановых сплавов весьма актуальным является вопрос снижения температуры осуществления технологического цикла. В частности, известно, что температура 760°С, по мнению зарубежных специалистов [3] могла бы рассматриваться как оптимизированная температура для серийной технологии изготовления изделий сложной конфигурации авиационного назначения путем сверхпластической формовки (СПФ) и СД из листовых заготовок титанового сплава Ti–6Al–4V, являющегося аналогом российского сплава ВТ6.

Известно [4], что снижение температуры СП деформации на 250–300°С возможно для титановых сплавов со средним размером зерен не более 0,5 мкм. Полученные в исследовательских работах [1,2] экспериментальные результаты свидетельствуют о ведущей роли термодеформационных процессов в формировании ТФС. Это обстоятельство определяет насущную необходимость при разработке конкретных технологий СД детального изучения напряженно-деформированного состояния в зоне формирования сварного соединения [5].

Как показали предварительные структурные исследования, для сохранения наноструктурного (НС) состояния в сплаве ВТ6 его температура обработки не должна превышать 650°С [6].

Для титанового сплава ВТ6 перевод в НС увеличивает суммарную протяженность их границ в сплаве. Это определяет повышенную роль механизма ЗГП в деформации и приводит к улучшению его свариваемости и повышению качества сварного соединения. Заметим, что натурные эксперименты [7,8] показывают, что для титановых образцов с НС структурой повышение температуры сварки до 700°С приводит к снижению до 5% требуемой деформации, необходимой для достижения качественного соединения. Малая степень деформации необходимая для формирования сварного соединения, очевидно, указывает на возрастающую с повышением температуры роль диффузии между контактирующими поверхностями. Однако отрицательным фактором повышенной диффузии является ускоренный рост зерен, приводящий к выходу из НС состояния и, как следствие, - потерю уникального комплекса физико-механических свойств обрабатываемого сплава.

Существенное сокращение сроков разработки и отладки технологии может быть достигнута за счет применения методов компьютерного и моделирования, позволяющих проанализировать все аспекты процесса образования ТФС.

Для моделирования процесса СД объемного образцов из НС титанового сплава ВТ6 была использована университетская версия программы ANSYS 5.7.

Рассматривалась задача деформирования упругопластического тела в статической постановке. Для описания его механических свойств выбран элемент PLANE182, наделенный упруго-пластическими свойствами. При этом учитывалась симметрия заготовки

вдоль оси 0X и задавалась кусочно-линейная зависимость σ ~ ε, соответствующая свойствам титанового сплава ВТ6 с НС структурой со средним размером зерен 0,3 мкм для заданной скорости деформирования $\dot{\varepsilon} = 7 \cdot 10^{-4} c^{-1}$ [7]. Разупрочнением материала пренебрегали в силу его незначительной величины в условиях СП деформации. При задании краевых условий учитывалось, что свариваемые образцы подвергаются деформации в одинаковых условиях, а сварка приводит к «прилипанию» их контактирующих поверхностей. Другими словами, соблюдалась симметрия также и вдоль оси 0Y и, соответственно, неподвижность контактирующей поверхности вдоль оси 0X. Внешнее воздействие на образец моделировалось заданием перемещения задней торцевой поверхности, что соответствовало заданию и контролю программы деформирования у задействованной в натурном эксперименте машины нагружения.

Придание свариваемому образцу специальной конфигурации – выделение зоны соединения цилиндрической формы с меньшей площадью поперечного сечения (рис.1*а*) позволяет обеспечить устойчивую локализацию пластического течения именно в этой зоне и обеспечить такие температурно-скоростные условия деформирования, при котором проявляется СП. Таким образом реализуется течение материала в энергетически наиболее выгодных условиях, путем оптимизации затрат энергии на деформацию. При этом основная деформация должна локализоваться в зоне соединения, в то время как большая часть образца слабо деформируется [9].

У образцов с переменной площадью поперечного сечения (рис. 1*а*) локализация деформации при осадке в зоне соединения появляется сразу, в отличие от образцов с постоянной площадью поперечного сечения (рис. 1*б*), и локально деформированный объем определяется геометрическими характеристиками образца.

а *б*

Рис.1. Нормальные напряжения в образце *а)* с выделенной приконтактной зоной и *б)* с постоянной площадью поперечного сечения

Рассмотрим в этой связи образец четвертого типа, с плавным уменьшением площади поперечного сечения от основы к поверхности сварки (рис. 2*б*). Очевидно, образец такой формы устойчивее по отношению к поперечным нагрузкам и должно обеспечивать ее лучшую свариваемость. Изменяя начальную конфигурацию образца, мы имеет возможность влиять на локализацию деформации и обеспечить более выгодные условия деформирования в зоне сварки [10]. Следовательно, радиус кривизны, характеризующий переходную зону от цилиндрической основы образца к свариваемой поверхности, оказывает заметное влияние на характер напряженно-деформированного состояния свариваемой образца и на конечный результат и представляется оптимизируемым параметром анализируемого процесса.

а *б*

Рис. 2. Нормальные напряжения в образце *а)* с линейным уменьшением площади поперечного сечения и *б)* с плавным уменьшением площади поперечного сечения

Полученные результаты были использованы для разработки оптимизированных режимов сварки давлением НС сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП при температуре 600°С. Испытания на растяжение при комнатной температуре сваренных образцов с поперечным расположением поверхности соединения показали следующие механические свойства: $\sigma_в$ = 1150 МПа, σ_{02} = 1082МПа, δ = 13%, ψ = 32%, что соответствует свойствам основного материала.

Таким образом, на основе проведенных экспериментов с использованием компьютерного моделирования показана возможность реализации эффекта низкотемпературной СП при сварке давлением объемных образцов из НС сплава ВТ6. Это открывает перспективу для совершенствования технологических процессов СД и СД/СПФ для изготовления конструкций ответственного назначения.

Список литературы

1. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin, V.K. Berdin. Doklady Akademii Nauk SSSR. 319, 615 (1991).
2. O.A. Kaibyshev, R.Ya. Lutfullin, V.K. Berdin. Phys. Met. Metall. 75, 96 (1993).
3. Comley P.N. Materials Science Forum Vols. 447-448, Trans Tech Publications, 2004.
4. Salishchev, G. A., Galeev, R. M.,. Valiakhmetov, O. R., et al., 2000. Highly Superplastic Ti-6Al-4V Sheet. Materials Technology and Advanced Performance Materials, 15(2), pp. 133-135.
5. R.Ya. Lutfullin, O.A. Kaibyshev, O.R. Valiakhmetov, M.Kh. Mukhametrakhimov, R.V. Safiullin, R.R. Mulyukov. J. of Advanced Materials, 4 (2003) 326.
6. M.Kh. Mukhametrakhimov, R.Ya. Lutfullin. Effect of vacuum annealing on the structure and mechanical properties of the NC alloy VT6., Deformation and Fracture of Materials №10, 2008.
7. Lutfullin R.Ya., Kaibyshev O.A., Safiullin R.V., Valiakhmetov O.R. and Mukhametrahimov M.H. Superplasticity and Solid State Bonding of Titanium Alloys. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2000,vol.13, No.2, pp.561-566.
8. M.Kh. Mukhametrakhimov, R.Ya. Lutfullin. In: Current Status of Theory and Practice of Superplasticity in Materials. Ufa, Gilem (2000) P. 118 (in Russian).
9. A.A. Presnyakov. localization of plastic deformation. (Mechanical engineering, Moscow, 1983).
10. A.K. Galimov, M.Kh. Mukhametrakhimov, R.Ya. Lutfullin. Proceedings of the 7-th International Workshop on Computer Science and Information Technologies. 2005, Ufa, Russia, Volume 3, pp. 328 – 332.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Мишетьян А.Р., Морозов Ю.Д., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
mishetyan@bk.ru

Магистральные газо-нефтепроводы относятся к объектам повышенного экологического риска возникновения техногенных аварий, вызванных недостаточной эксплуатационной надежностью металла. Длительная эксплуатация приводит к деградации свойств металла, связанной с изменением структурного состояния вследствие воздействия внешних и внутренних напряжений, старения металла.

Деформационное старение - необратимое изменение свойств, происходящее во времени в сталях, подвергавшихся пластической деформации. В результате деформационного старения растут предел текучести, предел прочности и твердость, повышается температура порога хладноломкости. Явление деформационного старения железа связано с присутствием атомов углерода и азота в твердом растворе. Современные трубные стали, как правило, низкоуглеродистые с содержанием углерода и азота менее 0,10%. Такие стали должны обладать меньшей склонностью к старению, чем стали с большим содержанием углерода и азота. Однако по структурному состоянию современные трубные стали могут существенно отличаться от традиционных ферритно-перлитных сталей, что также может сказываться на склонности к старению. Поэтому представляет интерес исследование явления деформационного старения высокопрочных трубных сталей с феррито-бейнитной структурой.

В качестве материала исследования был выбран металл двух труб диаметром 1420 мм из листов толщиной 27,7 и 32 мм, прокатанных по различным режимам: контролируемой прокатке с последующим интенсивным ускоренным охлаждением и с медленным охлаждением на воздухе.

Анализ данных химического состава показал, что образцы металла трубы №1 и №2 имеют близкое содержание основных легирующих элементов. По химическому составу стали представляют собой стали типа 07Г2Б (таблица 1).

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей

№ п/п	Массовая доля элементов, %												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N	Nb	Ti	Al
1	0,070	0,39	1,83	0,012	≤0,001	0,19	0,05	0,22	0,16	0,005	0,047	0,014	0,033
2	0,087	0,467	1,63	0,012	0,0008	0,04	0,01	0,22	0,16	0,003	0,049	0,022	0.032

На рис. 1 представлены результаты металлографического анализа исследуемого металла.

а *б*

Рис. 1. Микроструктура образцов трубной стали, х400. *а* – образец №1; *б* – образец №2

Микроструктура образца из листа №1 имеет феррито-бейнитную полосчатую структуру, соотношение фаз феррита и бейнита составляет 40% и 60% соответственно, зерна феррита деформированы в направлении прокатки. Образец №2 имеет феррито-перлитную полосчатую структуру. Доля перлита невелика и составляет 12–15%. Предположительно, в полосах перлита содержатся отдельные бейнитные участки. Ферритные зерна мелкие (№10) деформированные, вытянутые в направлении прокатки.

Для сравнения результатов исследования склонности к деформационному старению предварительно образцы испытывали на растяжение. Стандартные механические свойства исследуемого металла представлены в таблице 2.

Таблица 2. Механические свойства исследуемых трубных сталей

№ п/п	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{пц}$ МПа	$\sigma_{тв}$ МПа	$\sigma_{тн}$, МПа	δ_5, %	Ψ,%
1	703-721 / 712	500-535 / 517	-	-	16,0-18,7 / 17,3	71-73 / 72
2	637-637 / 637	581-591 / 586	581-591 / 586	550-558 / 554	21,9-22,4 / 22,1	81-82 / 82

В исходном состоянии при деформации металла листа №2 наблюдается зуб текучести, величина которого составляет 32 МПа. Для листа №1 на диаграмме растяжения физический предел текучести отсутствует. Возможно, наличие зуба и площадки текучести для металла листа №2 обусловлено большей долей ферритной составляющей в структуре этих сталей.

Склонность к деформационному старению оценивали по приросту предела текучести после старения. Испытания на склонность к деформационному старению проводили на образцах диаметром 3 мм с рабочей длиной 25 мм. Образцы деформировали на 2% за площадкой текучести, разгружали, подвергали старению при 200°С, 1 час и повторно испытывали на растяжение (рис. 2).

Рис. 2. Схема испытаний на склонность стали к деформационному старению

Склонность стали к деформационному старению определяли по величине Δσ:

$$\Delta\sigma = \sigma_{0.2}^{ст} - \sigma_2,$$

где $\sigma_{0.2}^{ст}$ – предел текучести образца после старения; σ_2 – напряжение, соответствующее деформации на 2% за площадкой текучести.

Из таблицы 3 видно, что наименьшая величина прироста предела текучести, как нижнего, так и верхнего наблюдается для металла листа №2 (36 и 48 МПа). Наиболее высокая склонность к деформационному старению наблюдается для металла листа №1 (150 и 173 МПа).

Для металла листа №1 после старения на диаграмме растяжения наблюдается резкий зуб текучести, и практически отсутствует стадия упрочнения: старение этих сталей приводит к предельному упрочнению, следом за которым наступает стадия самопроизвольного течения металла с последующим разупрочнением (образованием шейки). Такой вид диаграмм кардинально отличается от диаграммы для стали листа №2, для которой наблюдается небольшой зуб текучести и практически полностью отсутствует площадка текучести.

Таблица 3. Параметры склонности к деформационному старению трубных сталей

№ п/п	$\Delta\sigma_{тв}^{ст}$, МПа	$\Delta\sigma_{тн}^{ст}$, МПа	$\Delta\sigma_{эт}^{ст}$, МПа	$\acute{\varepsilon}_{пт}^{ст}$,%
1	173	150	23	2,9-3,1 / 3,0
2	48	36	12	0.2-0.2 / 0,2

Таким образом, увеличение степени закрепления дислокаций при старении приводит к повышению сопротивления деформации при последующем испытании, что является следствием затрудненного отрыва дислокаций от блокирующих их атмосфер атомов внедрения.

Механические свойства трубных сталей после деформационного старения представлены в таблице 4. Наиболее высокое значение относительного удлинения наблюдается для металла листа №2 (18%), для металла листа №1 относительное удлинение существенно ниже (14,3%).

Таблица 4. Механические свойства трубных сталей после деформационного старения

№ п/п	$\sigma_{в}^{ст}$, МПа	$\sigma_{пц}^{ст}$, МПа	$\sigma_{тв}^{ст}$, МПа	$\sigma_{тн}^{ст}$, МПа	$\delta^{ст}$, %	$\psi^{ст}$,%
1	751-754 / 753	736-754 / 745	754	731	14,2-14.3 / 14,3	73.5-75.0 / 74,2
2	633-634 / 634	571-587 / 579	589-603 / 596	576-593 / 584	17.4-18.6 / 18,0	78,4-80.6 / 79,5

Более высокая склонность к деформационному старению для металла листа №1 приводит к большей потере пластичности, чем для стали с меньшей склонностью к деформационному старению.

Заключение

Явление деформационного старения ухудшает пластичность низколегированных феррито-перлитных и феррито-бейнитных сталей.

Наиболее низкая склонность к деформационному старению стали с полосчатой феррито-перлитной структурой, по-видимому, связана с низким содержанием углерода в твердом растворе, который практически весь находится в перлитной составляющей. Более высокая склонность к деформационному старению стали феррито-бейнитного класса обусловлена более высоким содержанием углерода в твердом растворе. Также при ускоренном охлаждении в прокате формируется дисперсная микроструктура, состоящая из мелкозернистого, полиэдрического феррита и бейнита с повышенной плотностью дислокаций. Этому способствует более высокая скорость охлаждения проката данной стали при его производстве.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ НАВЕДЕНИЯ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ИХ РЕАЛИЗАЦИЮ (ОБЗОР)

Рыклина Е.П.
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия,
ryklina@tmo.misis.ru

При эксплуатации изделий из сплавов с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана особо жёсткие требования предъявляются к характеристикам формовосстановления: температурному интервалу восстановления формы, величине обратимой деформации при проявлении одностороннего эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ), остаточной деформации. Эти функциональные свойства (ФС) определяются рядом факторов: составом сплава, концентрацией твердого раствора и полями внутренних напряжений, генерируемых необратимыми дефектами кристаллической решетки, например, дислокационной субструктурой, создаваемой в ходе термомеханической обработки. Эти поля обусловлены также выделяющимися при старении частицами избыточной фазы. Эффективно управлять структурным состоянием СПФ позволяет термомеханическая обработка (ТМО). При варьировании величины накопленной деформации и температу-ры последеформационного отжига можно получить полный спектр структурных состоя-ний исходной B2-фазы – B2-аустенита, и следует признать, что возможности управления структурой достаточно полно изучены (работы С.Д. Прокошкина, В.И. Зельдовича, В.Г. Пушина, Р.З. Валиева, S. Miyabzaki, V. Brailovski, K. Tsuchiya). На следующем этапе при наведении ЭПФ и ОЭПФ на термомеханическую историю их обработки накладываются разные условия и параметры деформации (ЭПФ и ОЭПФ возникает и реализуется после как минимум однократного деформирования материала). Используют разнообразные способы деформации: растяжение, сжатие, прокатку, волочение, кручение, изгиб. При этом акцентируют внимание на режимах термической обработки, а получаемую в результате ее структуру обычно не учитывают. Влиянию морфологии фазы, выделяющей-ся при старении, на ЭПФ и ОЭПФ посвящены лишь отдельные публикации. В предлагае-мом обзоре публикаций влияния параметров внешних воздействий при наведении ЭПФ и ОЭПФ на проявление этих эффектов в СПФ на основе никелида титана проанализированы и обобщены результаты работ отечественных и зарубежных ученых.

Для наведения ОЭПФ применяют различные способы, основанные на различных комбинациях температурно-механических воздействий. Наиболее часто используют деформацию растяжением как массивных образцов (работы Ю.К. Ковнеристого с соавт., В.И. Зельдовича с соавт., Y. Liu, J.Van Humbeeck с соавт., R. Lahoz с соавт. и др.), так и пружин (работы Z.G. Wang, X.T. Zu с соавт.). Полученные разными авторами закономерности не согласуются между собой как по характеру эволюции в зависимости от величины полной наводимой деформации, так и по величине реализуемых параметров ЭПФ и ОЭПФ. Максимальные величины обратимой деформации ЭПФ (7,2 %) и ОЭПФ (4,1 % при температуре −196°С) получены в работе Y. Liu, J.Van Humbeeck с соавт. на сплаве Ti−50,0ат.%Ni, подвергнутом холодной прокатке с последующим отжигом при 665 °С, 30 мин, при полной наводимой деформации 15 и 13,3 % соответственно. После деформации прокаткой (В.И. Зельдович с соавт.) величина обратимой деформации и степень восстановления формы в 2 раза меньше, а величина ОЭПФ в 3 раза меньше, чем после растяжения на ту же степень. Авторы отмечают при этом, что если повышение степени деформации при растяжении с 7 до 16 % сопровождается трехкратным увеличением значения ОЭПФ, достигая 1,6%, то при прокатке оно остается на уровне 0,6%. При растяжении пружин (Z.G. Wang, X.T.Zu с соавт.) сообщают о реализации величины ОЭПФ 27 % в

пружине из сплава Ti–50.6%Ni. При этом для расчета деформации пружины авторы применили форму для расчета деформации монолитного образца (прутка, проволоки и т.п.). При расчете деформации пружины примененная формула характеризует не свойства материала, а свойства собственно пружины как конструкции. При пересчете по формуле, применяемой для расчета деформации пружин, величина ОЭПФ составит всего 0,55%.

Термоциклирование через температурный интервал мартенситных превращений (ТИМП) под напряжением рассматривают как частный случай наведения ОЭПФ: работы С.П. Беляева, С.Л. Кузьмина, В.А. Лихачева (кручение), H Scherngell and A.C Kneissl, (растяжение); R. Lahoz, J.A. Puertolas (растяжение); Z.G. Wang, X.T.Zu, P. Fu с соавт. (сжатие пружины) и др. Температурно-деформационные воздействия на материал привносят в исходную структуру (субструктуру) определенные изменения. Поля внутренних напряжений, которые управляют ОЭПФ, аккумулируются в структуре, подвергаемой внешним воздействиям; характер и «мощность» этих полей во многом определяться исходным типом структуры. ОЭПФ – это следствие дислокационной субструктуры, генерируемой в процессе тренировки. Несмотря на то, что изделия технического и медицинского назначения из сплавов Ti−Ni с памятью формы во многих случаях работают на изгиб, работ, посвященных изучению влияния параметров внешних воздействий при изгибе на параметры ЭПФ, опубликовано мало (P. Filip, K. Mazanec, C-Y. Chang, D. Vokoun с соавт.).

Таким образом, в современных знаниях о возможностях управления ФС СПФ, остаются существенные пробелы, не позволяющие в полной мере оценить и использовать их истинные возможности для практического применения. Анализ публикаций, посвященных исследованию влияния деформационных параметров на ФС СПФ, свидетельствует о неоднозначности, а иногда и противоречивости результатов, полученных разными группами исследователей. Причины этой неоднозначности результатов заключаются, *во-первых*, в использовании разных объектов исследований (проволока, пруток, лента, пружина), способов деформации и диапазонов величины деформации при наведения ЭПФ.

Во-вторых, авторами не учитываются следующие принципиально важные факторы: практически во всех опубликованных работах отсутствует информация об исходной (перед наведением ЭПФ) структуре сплава, используемого при исследовании; о ней можно опосредованно судить по приводимым режимам термообработки. В то же время, как показывает анализ работ, посвященных исследованию влияния структурного состояния на ФС, именно исходное структурное состояние сплава определяет получаемый комплекс ФС СПФ.

В-третьих, упускаются из виду важность исходного фазового состояния и возможность реализации разных механизмов (последовательностей) превращений при наведении ЭПФ и ОЭПФ. Традиционно наведение ЭПФ и ОЭПФ осуществляют при комнатной температуре в состоянии B2-аустенита или B19′-мартенсита охлаждения (исходное фазовое состояние определяется химическим составом сплава); при этом можно констатировать, что реализуемые предельные величины обратимой деформации ЭПФ и ОЭПФ не превышают 7,5 и 4 % соответственно.

На основании изложенного можно предположить, что возможности управления свойствами СПФ не использованы в полной мере: дополнительные резервы повышения ФС заключаются в совместном варьировании исходного фазового состояния, структуры аустенита (в том числе после длительного старения) и температурно-деформационных параметров при наведении ЭПФ в диапазоне высоких степеней деформации. Дополнительный вклад в формировании комплекса функциональных свойств могут также вносить частицы избыточной фазы Ti_3Ni_4, выделяющиеся, тем более, в результате длительного старения в сплавах с содержанием Ni более 50%. Эти частицы вносят вклад в создание полей внутренних напряжений, отвечающих за реализацию ЭПФ и ОЭПФ. Увеличение времени старения сопровождается увеличением количества этих частиц и их размеров, нарушением когерентной связи с матрицей, концентрационными изменениями в твердом растворе, что должно оказывать влияние на упомянутые характеристики.

В лаборатории ТМО МИСиС были проведены исследования, учитывающие вышеизложенные соображения. Для наведения ЭПФ была выбрана схема изгиба, как схема деформации, наиболее приближенная к практическому применению СПФ (большинство изделий, таких как активаторы, датчики, элементы медицинских устройств и пр., работают на изгиб). Между тем работ, посвященных изучению влияния деформационных параметров при изгибе на параметры ФС СПФ, опубликовано мало и целостного систематического представления они не обеспечивают.

Полученные результаты показали, что наведение ЭПФ и ОЭПФ целесообразно осуществлять, используя двухстадийное мартенситное превращение (через промежуточную R − фазу): последовательность превращений B2→R→B19' (нагружение в состоянии B2-фазы с дальнейшим постепенным охлаждением через весь интервал мартенситных превращений до температуры жидкого азота). В результате была достигнута предельная для сплавов Ti−Ni аномально высокая величина обратимой деформации ЭПФ (16,6 %) заэквиатомного сплава Ti−50,7 % Ni. Это значение обеспечивает рекристаллизованная структура с мелким (≤ 5 мкм) зерном, полученная в результате отжига при 600° С, 1 ч после НТМО с накопленной деформацией 44%, оно реализуется при полной наводимой деформации 18%. Развитая полигонизованная структура с наноразмерными выделениями фазы Ti_3Ni_4 , полученная в результате такой же деформации и отжига при температуре 430°С, 10 ч позволяет достичь величины обрати-мой деформации ЭПФ 14,8%. Аномально высокая величина обратимой деформации ОЭПФ (ε_{TW} = 5.4 %) получена в рекристаллизованной структуре, полученной после закалки от 700°С (20 мин) и отжига при температуре 430°С, 10 ч при величине полной наводимой деформации 15%. Наибольшую величину обратимой деформации ЭПФ в сплаве Ti − 50,0%Ni (ε_r = 10,4%) обеспечивает смешанная структура – полигонизованная и рекристаллизованная (отжиг при температуре 450° С, 30 мин после НТМО). Наибольшую величину ОЭПФ ε_{TW} = 4,5% в сплаве Ti − 50,0%Ni обеспечивает рекристаллизованная структура аустенита (отжиг при 500°С, 30 мин) при полной наводимой деформации 16%, выдержке и разгружении при температуре 0°С и последующем нагреве при восстановлении формы до 100°С. Максимальные значения обратимых деформаций ЭПФ и ОЭПФ реализуются уже после первого цикла наведения ЭПФ через B2→R→B19'-превращение; с увеличением количества циклов наведения ЭПФ до 10 значение обратимой деформации практически не изменяется. Увеличение времени выдержки при старении во всех случаях значительно улучшает параметры ЭПФ и ОЭПФ (но зависит при этом от структурного состояния сплава). Предполагается, что структурным механизмом обратимой деформации ЭПФ, значительно превышающей максимальную деформацию решетки при мартенситном B2 → B19'– превращении может быть реализация дополнительного мартенситного превращения или двойникования.

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ КОБАЛЬТ-ФОСФОР

Перевозников С.С.[1], Кукареко В.А.[2], Цыбульская Л.С.[1], Ганавати Б.[2]

[1]НИИ физико-химических проблем Белгосуниверситета, г. Минск, Беларусь
[2]Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

Фосфорсодержащие покрытия на основе никеля и кобальта нашли применение в различных областях техники в качестве защитных функциональных покрытий. Наиболее широко покрытия сплавом никель–фосфор используются в качестве коррозионностойких материалов, а покрытия кобальт–фосфор – как магнитомягкие материалы для создания экранов в целях радиационной защиты измерительных приборов. Вместе с тем физико-

механические свойства (микротвердость, износостойкость, коэффициент трения) покрытий Co–P во взаимосвязи с их структурой до настоящего времени систематически не исследованы.

Цель настоящей работы состояла в получении покрытий сплавов кобальт–фосфор методом электрохимического осаждения, изучении влияния содержания фосфора на структуру и физико-механические свойства покрытий, а также в установлении взаимосвязи между структурой и свойствами Co–P.

Методика эксперимента. Электрохимическое осаждение Co–P осуществляли из электролита состава (г/л): $CoCl_2 \cdot 6H_2O$ – 162; KH_2PO_4 – 28; H_3PO_4 – 40; H_3PO_3 – 1÷60, pH = 1,4÷1,6 (pH корректировали $Na_2CO_3 \cdot 10H_2O$ или H_3PO_4) и режимах осаждения: T = 55–60 °C, i_k = 2–20 А/дм^2, вертикальное колебание катода с частотой 30 мин$^{-1}$. Содержание фосфора в Co–P определяли колориметрически по образованию фосфорнованадиевомолибденового комплекса с помощью фотоколориметра КФК–2 и энергодисперсионным анализом с помощью рентгеноспектрального микроанализатора растрового электронного микроскопа Leo-1455 VP. Структурные исследования покрытий проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном CoK_α-излучении. Дифрактограммы регистрировали в режиме сканирования по точкам с шагом сканирования 0,1° и временем набора импульсов 10 с. Микротвердость покрытий измеряли на приборе DuraScan 20 при нагрузке 50 г (0,49 Н). Триботехнические испытания проводили в режиме трения без смазочного материала на трибометре АТВП, работающем по схеме возвратно-поступательного перемещения цилиндрического образца по контртелу, при номинальном контактном давлении 1 МПа. В зависимости от концентрации фосфористой кислоты (поставщик фосфора в покрытие) в электролите кобальтирования и плотности катодного тока были получены покрытия Co–P с содержанием фосфора в сплаве от 1,5 до 20 ат. %.

Результаты исследования и их обсуждение. Рентгеноструктурное исследование (рис. 1) показало, что исходное кобальтовое покрытие содержит преимущественно α-Co с ГПУ кристаллической решеткой ($P6_3/mmc$, a=0,2506 нм и c=0, 4065 нм). Кроме этого в покрытии присутствует небольшое количество (до 5 об.%) высокотемпературного β-Co с ГЦК кристаллической решеткой (Fm3m). Значение параметра кристаллической решетки β-Co составляет a=0,3547 нм. Микротвердость кобальтового покрытия составляет 230 $HV_{0,05}$, а величины физического уширения дифракционных линий 100 и 200 равняются $\beta_{100}=4\cdot10^{-3}$ рад и $\beta_{200}=14\cdot10^{-3}$ рад, соответственно. Соотношение $\beta_{200}/\beta_{100} \approx tg\theta_{200}/tg\theta_{100}$, что свидетельствует о связи физического уширения дифракционных линий α-Co с повышенной плотностью содержащихся в нем дефектов кристаллической решетки (дислокаций). Необходимо отметить, что для покрытия характерна повышенная интенсивность дифракционной линии 100 (рис. 1), что указывает на преимущественную ориентацию плоскостей (100) при осаждении Co. Совместное осаждение кобальта с фосфором (содержании P=1,5 ат.%) приводит к уменьшению параметра ГПУ кристаллической решетки α-Co до a=0,2494 нм и c=0,4060 нм. Твердость покрытия при этом возрастает до 520 $HV_{0,05}$, физическое уширение дифракционных линий 100 и 200 существенно увеличивается до $\beta_{100}=8\cdot10^{-3}$ рад и $\beta_{200}=33\cdot10^{-3}$ рад. Уменьшение параметра решетки сплава Co–1,5P свидетельствует о том, что атомы фосфора замещают атомы кобальта в его кристаллической решетке. Текстурированность покрытия Co–1,5P уменьшается. Кроме этого в покрытии сохраняется некоторое количество высокотемпературной фазы β-Co. Увеличение содержания фосфора в покрытии до 3 ат. % приводит к дальнейшему уменьшению значения параметра кристаллической решетки α-Co до a=0,2491 нм, при сохранении значения параметра c=0,4062 нм. Преимущественная ориентация плоскостей (100) исчезает. Микротвердость покрытия составляет 580 $HV_{0,05}$. Величина физического уширения дифракционных линий 100 и 200 выходит на уровень наибольших значений: $\beta_{100}=23\cdot10^{-3}$ рад и $\beta_{200}=90\cdot10^{-3}$ рад.

Рис. 1.

При содержании фосфора в покрытии 3,7 ат.%, регистрируются существенные изменения в его структурном состоянии. В частности, величина физического уширения дифракционных линий α-Co сильно уменьшается, заметно возрастает значение параметра *a* кристаллической решетки. В слое не регистрируется присутствие частиц β-Co. Микротвердость покрытия составляет 590 $HV_{0,05}$. Результаты рентгеноструктурного анализа вновь свидетельствуют о преимущественной текстуре типа (100) покрытия Co–P. По мере возрастания содержания фосфора в покрытии до 5 и 7 ат.% регистрируется закономерное увеличение его микротвердости до 650 $HV_{0,05}$. Величина физического уширения дифракционных линий α-Co при этом сохраняется на относительно низком уровне по сравнению с покрытием Co–3P, а значения параметров кристаллической решетки α-Co вновь несколько увеличиваются, что свидетельствует об образовании в сплаве твердого раствора фосфора в кобальте с расположением атомов фосфора в позициях внедрения и замещения. Для покрытия Co–7P в области углов рассеяния, отвечающих положению линии 002, формируется мощный дифракционный максимум, остальные дифракционные линии сильно размываются и их интенсивность существенно уменьшается. Указанные особенности рентгеновской дифракционной картины свидетельствуют о формировании в покрытии смешанной аморфно-кристаллической структуры. Твердость покрытий при этом составляет 650 $HV_{0,05}$. При содержании фосфора в покрытиях Co-P составляющих 10, 15 и 20 ат.% на дифрактограммах регистрируются только характерные размытые максимумы, наблюдаемые в случае дифракции от аморфных материалов (рис. 1). Микротвердость покрытий сохраняется на уровне 650 $HV_{0,05}$.

Результаты триботехнических испытаний показали, что легирование фосфором кобальтовых покрытий приводит к увеличению их износостойкости (рис.2). В исходном состоянии кобальтовое покрытие характеризуется сравнительно низкой износостойкостью

(I_q = 18,5·10^{-3} мг/м) и относительно пониженным значением коэффициента трения (f = 0,6–0,7). При концентрации фосфора 1,5, 3 и 5 ат.% интенсивность изнашивания покрытий уменьшается в 7 - 12 раз (рис. 2), а коэффициент трения увеличивается до 0,9-1,1. Высокий уровень износостойкости и коэффициента трения свидетельствует о возрастании удельной работы изнашивания покрытий.

Дальнейшее повышение содержания фосфора до 7-12 ат.% сопровождается систематическим увеличением интенсивности изнашивания (I_q = 3,2 - 9,4·10^{-3} мг/м и снижением коэффициента трения до уровня (f=0,6-0,8). По мере возрастания концентрации фосфора в покрытиях до 15 и 20 ат.% их износостойкость вновь заметно увеличивается. В частности, интенсивность изнашивания покрытия, содержащего 20 ат.% фосфора уменьшается до I_q = 1,4·10^{-3} мг/м (рис. 3). Коэффициент трения при этом сохраняется на относительно низком уровне f = 0,6 – 0,7. Таким образом, при концентрации бора 10-12 ат.% регистрируются сравнительно низкие показатели износостойкости покрытий (рис. 2). Наиболее высокую износостойкость имеют кристаллические покрытия с концентрацией фосфора 1,5–5 ат.% и аморфное покрытие с содержанием фосфора, равным 20 ат.%. Вместе с тем для высокофосфористого аморфного покрытия Co-20P характерны сравнительно низкие значения коэффициента трения.

Рис. 2. Зависимость параметров кристаллической решетки α-Co от содержания фосфора в покрытиях Co-P

Заключение. В работе с использованием метода электрохимического осаждения были получены покрытия сплавом Co–P из кислого электролита кобальтирования при использовании фосфористой кислоты в качестве поставщика фосфора. Изменением концентрации H_3PO_3 в электролите кобальтирования от 1 до 60 г/л и плотности катодного тока от 2 до 20 А/дм^2 были синтезированы покрытия Co–P различного химического состава (содержание фосфора от 1,5 до 20 ат.%) и структуры (кристаллические, аморфно-кристаллические и аморфные). Установлено, что физико-механические свойства покрытий Co–P определяются их структурным состоянием и содержанием фосфора в сплаве Наибольшей микротвердостью 650 $HV_{0,05}$ и высокими триботехническими свойствами (I_q = 1,4·10^{-3} мг/м и f = 0,6–0,7) характеризуется аморфное кобальтовое покрытие, содержащее 20 ат.% фосфора.

РАСПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ, ВЫДЕЛЯЮЩЕЙСЯ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дамаскинская Е.Е., Кадомцев А.Г.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
Kat.Dama@mail.ioffe.ru

Проведен анализ распределений по энергии сигналов акустической эмиссии (АЭ) на двух масштабных уровнях: при деформировании гранитных образцов, и при измерениях, проводимых на действующем горном предприятии.

Цилиндрические образцы гранита (h = 190.5 mm, d = 76,2 mm) деформировали в условиях постоянного всестороннего сжатия и одноосного осевого нагружения. Наблюдение за трещинообразованием проводилось с помощью регистрации сигналов акустической эмиссии (АЭ). В результате проведенного эксперимента формировалась база данных, каждый сигнал в которой характеризовался временем излучения, тремя координатами гипоцентра и амплитудой, приведенной к определенной референс-сфере. Важно отметить, что приведенная амплитуда не зависит от геометрии расположения пьезопреобразователей и может служить энергетической характеристикой источника сигнала.

Аналогичная база данных получена в результате измерений, проводимых ИГД РАН г. Хабаровска на глубоких горизонтах месторождения «Антей».

В работе приведены характерные для серии экспериментов результаты.

Подробный пространственно-временной анализ развития разрушения в экспериментах был проведен ранее в [1]. В настоящей работе проведен детальный анализ распределений АЭ-сигналов, зарегистрированных в различных пространственных областях образца и на разных этапах нагружения. На рис.1а показано пространственное распределение координат гипоцентров АЭ - сигналов (по существу – распределение образующихся дефектов) на начальной стадии нагружения (~0.5-0.6 времени жизни образца). Видно, что дефекты образуются равномерно по образцу. Распределения по энергии АЭ-сигналов, соответствующих данным дефектам, в различных пространственных областях образца, приведены на рис.2. Установлено, что в большей части объема образца (рис.1*a* zone A,C) распределение описывается экспоненциальной функцией (рис.2*a*). Однако, явно выделяется область (рис.1*a* zone B), в которой распределение аппроксимируется степенной функцией (рис.2*b*).

Рис. 1. Проекции координат гипоцентров источников АЭ: *a* – начальная стадия нагружения; *b* – локализованное разрушение.

Если же построить распределение для сигналов из всего объема образца, то его не удается удовлетворительно аппроксимировать ни степенной, ни экспоненциальной функцией. Это означает, что имеет место суперпозиция функций. Именно пространственное

«сканирование» позволило найти области образца с явно выраженным различным видом энергетического распределения.

На завершающем этапе нагружения наблюдается локализация дефектообразования, и распределение по энергии АЭ-сигналов, естественно, имеет степенной вид. Пространственное распределение координат гипоцентров этих АЭ-сигналов (рис.1*b*) явно демонстрирует, что локализация дефектообразования происходит именно в той области образца (zone B), в которой еще на ранних этапах энергетическое распределение имело степенной вид.

Рис. 2. Распределения числа *N* сигналов акустической эмиссии по энергии *E* (период времени от начала нагружения до 0.6 долговечности образца): *a* – zone A,C; *b* – zone B.

Для проверки предположения, что при дисперсном разрушении распределение всегда имеет экспоненциальный вид, был проведен анализ экспериментов с водонасыщенными обрзцами, в которых как было показано [1], на протяжении всего эксперимента не наблюдается локализация, образование дефектов происходит дисперсно вплоть до макроразрушения. Мы установили [2], что на протяжении всего эксперимента и в любых пространственных областях распределение сигналов АЭ по энергии сохраняет экспоненциальный вид и не переходит в степенную функцию.

На большом масштабе разрушения (действующее горное предприятие) также был проведен анализ изменения функционального вида распределения энергии АЭ-сигналов. Оказалось, что на начальных этапах разрушения распределение аппроксимируется экспоненциальной функцией (рис. 3a). В этот период времени локализации дефектов не наблюдается (рис. 3a). По мере накопления дефектов функциональный вид распределения изменился и стал степенным (рис. 3b). При этом на пространственном распределении дефектов отчетливо видна локализация (рис. 3b). Можно предположить, что система перешла в «опасное» состояние самоорганизованной критичности [3], при котором возможно образование крупных дефектов, сопровождаемое выделением большой энергии.

Функциональный вид распределения АЭ-сигналов по энергии связан с характером образования дефектов, а именно: при некоррелированном дефектообразовании распределение имеет экспоненциальный вид, если же образование дефектов происходит коррелированно, то распределение аппроксимируется степенной функцией.

Можно предположить, что на характер образования дефектов влияет не только величина внешней нагрузки, но и структура материла, в том числе дефекты типа трещин, пор, капилляров, существовавшие до нагружения. Возможно, именно дефектная структура и определяет место зарождения макроразрыва.

Рис. 3. Проекции координат гипоцентров источников АЭ и соответствующие распределения по энергии (при разрушении горного массива): *a* – дисперсное разрушение; *b* –локализованное разрушение.

Таким образом, пространственно-временной анализ результатов лабораторных экспериментов и натурных измерений позволил сделать следующий вывод.

1.Распределение АЭ-сигналов по энергии не всегда аппроксимируется степенной функцией.

2. При дисперсном разрушении распределение сигналов АЭ по энергии имеет экспоненциальный вид, в то время как в области локализации разрушения распределение становится степенным.

3. В случае, когда распределение представляет собой суперпозицию степенной и экспоненциальной функций, можно (путем пространственного «сканирования») выделить пространственные области, в которых распределение будет аппроксимироваться только одной из функций.

4. Функциональный вид распределения на ранних этапах нагружения позволяет выделить пространственную область образца, в которой в дальнейшем произойдет локализация дефектообразования, приводящая к макроразрушению.

Список литературы

1. Кадомцев А.Г.; Дамаскинская Е.Е., Куксенко В.С. // ФТТ. 2011, Т.53, С. 1777-1782
2. Кадомцев А.Г., Гиляров В.Л., Дамаскинская Е.Е., Рассказов И.Ю. // «XX Петербургские чтения по проблемам прочности» С.Петербург, Соло, 2012, ч.1,.62
3. P. Bak, How Nature Works. NY, Springer -Verlag, 1986.

НАНОРЕЛЬЕФ, СОЗДАВАЕМЫЙ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ МИКРОДВОЙНИКАМИ НА ПЛОСКОСТИ СПАЙНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА ЦИНКА

Башмаков В.И., Чикова Т.С., Ховатов П.А., Комар О.В.

Гродненский государственный университет им. Я. Купалы, Гродно, Беларусь,
t.chikova@grsu.by

С помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) в окрестностях отпечатка алмазной пирамидки на плоскости (0001) монокристалла цинка обнаружены микродвойники, которые не видны в оптическом микроскопе из-за малой разрешающей способности прибора. По-видимому, по этой причине в литературе отсутствуют сведения о двойниках такого масштаба в металлических кристаллах. Поскольку зарождение механического двойника осуществляется развитием ансамблей двойникующих дислокаций и сопровождается возникновением на двойниковых границах мощных ориентированных напряжений, это должно отражаться на рельефе сдвойникованных участков кристалла.

Используемый для исследований прибор АСМ «NT-206» со стандартными кремниевыми кантилеверами CSC-37, CSC-38 и с разрешением по вертикали 0,2 нм, по горизонтали 2,0 нм идеально подходит для изучения нанорельефа, образуемого пластическими сдвигами при деформировании двойникующегося монокристалла сосредоточенной нагрузкой.

При индентировании металлических кристаллов первые двойники всегда зарождаются на гранях или вершинах отпечатка и имеют клиновидную форму [1]. В месте контакта двойника с отпечатком толщина двойника максимальна. То есть, вопреки установившемуся мнению [2], что деформация двойникованием возможна лишь при затруднении или невозможности скольжения, в гексагональной решетке цинка двойники зарождаются в наиболее искаженных скольжением областях кристалла.

Рис. 1. Двойник как совокупность дислокаций [3].

На рис. 1 показана дислокационная модель клиновидного двойника [3] и указаны измерявшиеся в экспериментах количественные параметры двойникового клина. Следует отметить, что механическое двойникование в металлах происходит с изменением объема и сдвойникованная часть кристалла образует на поверхности сложный рельеф, который отражает процессы, протекающие на границах двойник-материнский кристалл. В частности, поверхность сдвойникованного объема, пересекающая плоскость (0001), очерчена четкими границами, расположенными на разных уровнях. Перепад между границами в направлении, перпендикулярном плоскости спайности, составляет δ. По этой причине в оптическом микроскопе с малым фокусным расстоянием объектива невозможно получить одновременно четкое изображение двух границ клиновидного двойника.

Два параметра изучаемого двойника – толщина двойника в сечении перпендикулярном оси симметрии двойника – h и высота ступеньки, образуемой двойниковыми границами – δ дают возможность оценить плотность двойникующих дислокаций в любом сечении двойника. Согласно теории тонких двойник двойников [3] созданной на основе экспериментов по упругому двойникованию кальцита, где двойникование осуществляется в чистом виде без скольжения

$$\frac{h}{a} = \frac{\delta}{b} = N,$$

где a – параметр кристаллической решетки цинка в направлении $<10\bar{1}0>$, b вектор Бюргерса двойникующей дислокации. Если использовать максимальные значения h и δ у устья двойника, то N – это полное число двойникующих дислокаций, образующих двойник. При этом учитывается, что в перестройке каждой кристаллографической плоскости в двойниковую ориентацию достаточно одной двойникующей дислокации, и клиновидный двойник представляет собой совокупность кристаллографических плоскостей, в которых начато, но не окончено двойникование.

Измерения h и δ для разных сечений двойника дают возможность вычислить угол наклона сдвойникованной части кристалла к поверхности образца α:

$$\mathrm{tg}\,\alpha = \frac{\delta}{h}$$

В случае двойникования в идеальных условиях (отсутствует скольжения и внешняя нагрузка создает сдвиговые напряжения строго в плоскости двойникования и в направлении двойникования) угол α должен быть одинаковым для всех сечений данного двойника и для всех двойников, зарождающихся в разных областях кристалла. Значения h и δ должны линейно уменьшаться с увеличением расстояния от устья двойника к его вершине.

На рис.2 и рис. 3 приведены зависимости количественных параметров клиновидных двойников с разной геометрией границ раздела в монокристалле цинка при перемещении от устья к вершине. Приведенные на рис. 2 данные относятся к клиновидному двойнику с прямолинейными границами. Одна из границ двойника, соответствующего рис. 3 искривлена в плоскости спайности. Кроме того, плотность двойникующих дислокаций для двойника на рис. 2 была на порядок выше, чем у двойника, соответствующего рис. 3.

Рис. 2. Изменение параметров h, δ и α от устья к вершине клиновидного двойника с прямолинейными границами

Рис. 3. Изменение параметров h, δ и α от устья к вершине клиновидного двойника с криволинейными границами

Прежде всего, из рис. 2, рис.3 видно, что δ и α изменяются по-разному для одних и тех же сечений двойников: для двойников с криволинейными границами зависимости $\delta(L)$ и $\alpha(L)$ имеют более сложный характер. Число винтовых составляющих двойникующих дислокаций, вычисленное по некогерентности двойниковых границ в плоскости спайности, не совпадает с числом краевых составляющих дислокаций, определенных по величи-

не δ. Если принять, что линейные размеры двойника в плоскости спайности и в направлении двойникования примерно равны, что установлено прямыми измерениями на поперечных шлифах сдвойникованных концентрированной нагрузкой кристаллах [4], то отношение плотности винтовых дислокаций $\rho_{вин}$ к плотности краевых дислокаций $\rho_{кр}$ отличается на порядок,

$$\frac{\rho_{вин}}{\rho_{кр}} \approx 10$$

в то время как, согласно теории тонких двойников [3], это отношение должно быть равно единице.

Такое расхождение в оценке плотности двойникующих дислокаций может иметь разные причины.

1. Уровень ориентированных напряжений на двойниковых границах в момент зарождения двойника превышает предел текучести для скольжения в окрестностях двойника в глубине кристалла. Релаксация напряжений на скоплениях двойникующих дислокаций сопровождается уменьшением δ.

2. Скольжение предшествует зарождению механических двойников и сопровождает их развитие. За счет этого большая часть двойникующих дислокаций исключается из процесса двойникования из-за дислокационных реакций между двойникующими дислокациями и полными дислокациями, осуществляющими скольжение по призматическим, пирамидальным и базисным плоскостям в цинке. Такие реакции приведены в [5].

3. Границы двойников, возникающих у отпечатка индентора, находятся в различном напряженном состоянии: одна из границ сжата, другая – растянута. Сдвоникованный объем деформируется моментными напряжениями, величина которых изменяется от максимальных значений при h_{max} до нуля в вершине клиновидного двойника. Происходит своеобразное скручивание сдвойникованного объема, что является причиной непостоянства угла наклона сдвойникованной части кристалла α при перемещении от устья двойника к вершине.

Результаты работы показывают, что использование АСМ открывает новые возможности детального исследования механического двойникования металлических кристаллов на начальных стадиях развития.

Список литературы

1. Башмаков В. И., Чикова Т. С. Эволюция геометрии двойниковых границ в висмуте при увеличении нагрузки // Кристаллография. 2002. Т. 47, № 3. С. 537–542.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 408 с.
3. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физических наук. 1971. Т. 104, № 2. С. 201–254.
4. Якутович М.В., Яковлева Э.С. Форма механического двойника и причины, ее обусловливающие // Жур. экспер. и теор. физики. 1939. Т. 9, Вып. 7. С. 884–888.
5. Федоров В.А., Тялин Ю.И., Тялина В.А. Дислокационные механизмы разрушения двойникующихся материалов. М.: «Издательство Машиностронис-1», 2004. 336 с.

ВЛИЯНИЕ ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ СИЛИКАТОВ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОПЛАСТОВ

Кудина Е.Ф.

Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси
Гомель, Беларусь,
kudina_mpri@tut.by

Использование в качестве наполнителей компонентов на основе силикатной матрицы привлекает внимание многих исследователей. Это могут быть кремнеземы, глины, монтмориллониты и др., а также широкий круг продуктов, полученных функционализацией силикатной матрицы органическими реагентами различной структурой и свойствами. В настоящее время интенсивно разрабатываются методы получения гибридных органосиликатных нанокомпозитов. Разработка нанокомпозитов – перспективное направление в материаловедении в настоящее время. Мировой рынок наноматериалов в 2000 г. составил 492,5 млн. долларов, в 2005 г. – ~900,1 млн. долларов [1], в 2010 г. – ~11 млрд. долларов [2]. Это новейший тип функциональных материалов, которые могут быть использованы в различных отраслях применения композиционных материалов, вследствие значительного улучшения их физико-химических и механических свойств [3]. Основная проблема, которую приходится преодолевать при создании органо-неорганических материалов – несовместимость разнородных по структуре и свойствам компонентов. Перспективными технологиями получения гибридных материалов являются интеркаляция полимеров в пористые слоистые силикатные наноструктуры [4, 5] и золь-гель технология [6], преимуществом которых является экологическая чистота получения материалов и использование доступных и недорогих реагентов.

Слоистые нанокомпозиты могут быть получены с высоким содержанием керамики и характеризуются улучшенными механическими свойствами, термической и химической стабильностью. Основная проблема при формировании слоистых нанокомпозитов – обеспечение равномерного раскрытия слоистых структур и распределения мономера по материалу. Поскольку свойства композитов в значительной мере зависят от структуры и свойств межфазной границы эффективным является предварительная обработка силикатных компонентов органическими реагентами.

Особый интерес представляет золь-гель технология получения гибридных материалов, достоинствами которой являются практически неограниченные возможности комбинирования фрагментов органических и неорганических веществ на молекулярном уровне в растворе, что позволяет осуществлять направленный синтез нового перспективного класса соединений – гибридных органосиликатных нанокомпозитов, которые могут обладать достоинствами как керамики, так и органических полимеров [6, 7].

В настоящей работе в качестве неорганического компонента использован функционально активный экологически чистый промышленно выпускаемый в Беларуси водный раствор силиката натрия (ВРСН, жидкое стекло). Сочетание ВРСН с органическими олигомерами позволяет получать структурно организованные высокодисперсные композиционные материалы с высокими физико-механическими показателями, которые обусловлены как химическими взаимодействиями исходных компонентов, так и формированием молекулярных ансамблей посредством межмолекулярных взаимодействий. Ассоциация большого числа компонентов в растворе в специфическую твердую фазу, характеризуемую определённой структурной организацией на микроскопическом уровне, определяет макроскопические свойства формируемых гибридных продуктов.

Настоящая работа посвящена разработке высокодисперсных функционализированных силикатов, получаемых из ВРСН, и изучению их влияния на физико-механичес-кие свойства термопластов.

Органосиликатные нанокомпозиты получали по золь-гель технологии из совмещенных систем на основе раствора щелочесиликатного прекурсора, в качестве которого использовали ВРСН. Для получения дисперсного гибридного наполнителя ВРСН модифицировали олигомером эпоксидиановой смолы ЭД-20 (ЭС), а затем в полученную композицию вводили сульфаты переходных металлов (Me = Cr, Fe, Co, Ni, Cu). Полученные наполнители представляют собой воздушно-сухие высокодисперсные продукты сложного строения, в которых ионы переходных металлов химически связаны с эпоксисиликатной матрицей (ЭСМ). Полученные продукты исследовали в качестве наполнителей ароматического полиамида фенилона С-2 (ФС). Композиции на основе ФС готовили смешиванием дисперсных компонентов во вращающемся электромагнитном поле. Образцы для исследования получали методом компрессионного прессования.

Изучение гибридных продуктов в качестве наполнителей фенилона показало, что введение их в термопластичную матрицу позволяет: увеличить теплопроводность (до 20,8 %), модуль упругости (до 12,3 %) и прочность при сжатии (до 16,2 %).

В таблице приведены результаты термического анализа композиционных материалов на основе фенилона, модифицированных полученными высокодисперсными функционализированными силикатами.

Таблица. Результаты термического анализа исходных компонентов и композитов

Состав материала	Температура*, К				
	T_0	T_5	T_{10}	T_{15}	T_{20}
Фенилон С-2	318	443	653	713	743
Me → ЭСМ	348	515	638	780	910
Фенилон + (Fe→ ЭСМ)	323	473	683	733	783
Фенилон + (Cr→ ЭСМ)	323	598	658	668	683
Фенилон + (Ni→ ЭСМ)	323	483	608	638	663
Фенилон + (Co→ ЭСМ)	323	443	703	733	753

*T_0, T_5, T_{10}, T_{15}, T_{20} – температуры начала и 5, 10, 15 и 20% потери массы

Исходя из данных, представленных в таблице, можно сделать вывод, что по эффективности влияния на термостойкость композитов наполнители располагаются в следующем порядке: Fe→ ЭСМ, Co→ ЭСМ, Cr→ ЭСМ, Ni→ ЭСМ. Установлено, что изменение теплофизических свойств материалов также согласуется с зарядом ядра и атомным радиусом металла, интеркалированного в эпоксисиликатную матрицу (рис. 1).

Рис.1. Влияние состава наполнителя на КТЛР (а) и температуру стеклования (б) композитов на основе фенилона, модифицированного эпоксисиликатами металлов

Проведенная оценка эффективности воздействия наполнителя в зависимости от электронной структуры металла, интеркалированного в эпоксисиликатную матрицу, показала, что для повышения механических свойств материала на основе фенилона наиболее эффективным является наполнитель состава (Cr→ЭСМ), а для повышения термостойкости – (Fe→ЭСМ) и (Co→ЭСМ). На основании экспериментальных исследований установлено, что эффективность влияния гибридных наполнителей возрастает при дополнительном введении в композит терморасширенного графита (рис. 2), что обусловлено взаимным активированием компонентов при совместном использовании и синергическим эффектом, позволяющим широко варьировать теплофизические и физико-механические и триботехнические свойства материала.

а) *б*)

Рис. 2. Зависимость прочности (*а*) и модуля упругости (*б*) при сжатии от состава композита на основе фенилона, модифицированного ТРГ и (Co→ЭСМ)

Таким образом, исследования показали, что синтезированные высокодисперсные функционализированные силикаты можно использовать в качестве функционально активных наполнителей фенилона С-2.

Список литературы

1. Шабанова, Н.А. Химия и технология нанодисперсных оксидов: учебное пособие / Н.А. Шабанова, В.В. Попов, П.Д. Саркисов. – М.: Академкнига, 2006. – 309 с.
2. Трусова, Е. Наноматериалы – XXI век / Е. Трусова // Наноматериалы – XXI век [Электронный ресурс]. – 2012. – Режим доступа: http://www.newchemistry.ru/printletter.php?n id=407. – Дата доступа: 16.07.2012.
3. Плескачевский, Ю.М. Актуальные проблемы развития науки о полимерах / Ю.М. Плескачевский // Полимерные композиты: сб. тр. Междунар. науч.-техн. конф., Гомель, 29-30 сент. 1998 г. / ИММС НАНБ. – Гомель, 1998. – С.4-19.
4. Песецкий, С.С. Триботехнические свойства нанокомпозитов, получаемых диспергированием наполнителей в расплавах полимеров (обзор) / С.С. Песецкий, С.П. Бог-данович, Н.К. Мышкин // Трение и износ. – 2007. – Т.28, № 5. – С. 500-523.
5. Синтез нанокомпозитов на основе полиэтилена и слоистых силикатов методом интеркаляционной полимеризации / Н.Ю. Ковалева [и др.] // ВМС. – 2004. – Т.46, № 6. – С. 1045-1051.
6. Шилова, О.А. Нанокомпозиционные оксидные и гибридные органо-неоргани-ческие материалы, получаемые золь-гель методом. Синтез. Свойства. Применение. / О.А. Шилова, В.В. Шилов // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии: сб. науч. тр. – 2003. – Т. 1. – С. 9-83.
7. Основы золь-гель-технологии нанокомпозитов / Максимов А.И. [и др.]. – СПб.: Элмор, 2008. – 255 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ С МОДИФИКАТОРАМИ

Гувалов А.А., Аббасова С.И.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas.guvalov@akkord.az

Химические добавки, комплексные модификаторы и микронаполнители являются сегодня неотъемлемой частью цементных систем [1]. Преимущество структуры цементной матрицы с микронаполнителем заключается в том, что в ней создаются благоприятные условия для формирования межчастичных контактов, во многом определяющих прочность материала. В таких структурах локализуются внутренние дефекты, снижается концентрация напряжений. При рассмотрении механизмов повышения прочности наполненных цементных систем, особенно при использовании тонкодисперсных химически активных наполнителей, особого внимания заслуживают процессы гидратации и минералообразования, обеспечивающие в конечном итоге прочность твердеющих композитов.

Бетон является полифункциональным композиционным материалом, матрицей которого служит цементный камень [2,3].

В работе проводились исследования характера пор в цементном камне с модификаторами. В качестве модификатора использовали полиарилсульфонсульфонатный суперпластификатор САС и органоминеральная добавка (ОМД) на основе вулканического трасса (ОМД) и САС. Размеры пор в исследуемых образцах определяли с помощью микроскопа МБС-2 при увеличениях от х10 до х70. Характер структуры изучали также с помощью электронного микроскопа. Образцы и препараты для исследований приготовляли по соответствующим методикам [4,5].

Результаты определения характера размеров пор и макропористости в цементном камне приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1. Микропористость цементного камня

Марка модификатора бетона; дозировка, % масс.вяжущего	Пористость цементного камня, %			
	общая	дифференциальная		
		гелевая 10Å<d≤50Å	капиллярная 50Å<d≤20 мкм	
			субмикропоры 50Å<d≤0,1 мкм	микропоры 0,1 мкм<d≤20 мкм
1. Без модификатора	32,15	9,98	13,05	1,7
2. 12% ОМД	36,85	14,08	17,48	1,28
3. 1,4 % САС	35,81	13,05	15,88	1,32

Качество в цементном камне с модификатором ОМД обеспечивается улучшением распределения пор по размерам путем дробления макропор, что является причиной сдвига в сторону увеличения количества мелких пор порядка 70% в сравнении с цементным камнем без модификаторов и на 30% – с модификатором САС.

«Измельчение» пор из крупных в мелкие происходит не только по известной схеме, за счет снижения поверхностной энергии воды и структурирования «аморфизированными» продуктами гидратации вследствие действия САС, но и спецификой действия ультрадисперсного трасса на процессы гидратации и структурообразования.

Доказательством улучшения качества структуры, ее особенностей и фазового состояния можно считать результаты рентгеноструктурного анализа цементного камня и исследования методом рентгеновского малоуглового рассеивания.

Таблица 2. Размеры пор и степень макропористости в цементном камне с модификатором марки ОМД

№ состава	Модификатор	Размеры макропор, мкм			Макропористость, %		
		максимум	минимум	преобладающие	максимум	минимум	преобладающая
1	Без модификатора	750	60	140	11,8	2,88	5,85
2	12% ОМД-МС	380	29,0	37,0	2,60	1,75	1,42
3	1,0 % САС	405	33,2	39,0	2,83	1,98	1,99

Исследования фазового состояния и микроструктуры цементного камня с предлагаемыми модификаторами видно, что продуктами твердения цементного камня являются:

- гелеобразные гидратные фазы с мах 14 *Å и 9 Å* (аморфные) с признаками структуры двух типов тоберморитов;

- кристаллические гидратные фазы портландит $Ca(OH)_2$ (4,917; 2,60*;* 1,92 *Å)* и CSH(I) (3,036; 1,45 *Å*).

Цементный камень также содержит определенное количество негидратированных цементных минералов C_3S (алит) — 2,777; 2,56; 1,799 *Å* И C_2S (белит) (2,934; 2,746; 1,592).

Количественные оценки вышеуказанных фаз охарактеризованы суммарной площадью аморфных гало и основных кристаллических линий для каждой фазы в относительных единицах. Результаты фазового анализа цементного камня с добавками (для сравнения без них) приведены в таблице 3.

Данные таблицы указывают, что предлагаемый модификатор способствует:

- повышению количества кристаллической гидратной фазы CSH(I) (в сумме от 7,4 до 8,9 о.е. последовательно с добавками с учетом возможной карбонизации);

- снижению процессов образования гелеобразных гидратных аморфных составляющих (в сумме 14 *Å* от 20,1 до 11,8 о.е.).

Таблица 3. Данные рентгенофазового анализа цементного камня с различными модификаторами

Наименование добавки	Расход добавки, % от массы цемента	Интенсивность рентгеновского рассеяния (о.е.)				
		гидратные фазы				клинкерные минералы
		аморфные		кристаллические		$\Sigma J_{C2S+C3S}$
		ΣJ_{14} Å	ΣJ_{9} Å	$\Sigma J_{Ca(OH)2}$	$\Sigma J_{CSH(1)}$	
1.Без модификаторов (контрольный)	-	20,1	0,52	0,86	7,4	4,3
2. ОМД	12	11,8	-	0,26	8,9	6,9
3. САС	0,4	13,6	-	0,33	8,1	6,4

Таким образом, анализ результатов фазового состава цементного камня с добавками указывает на следующие особенности:

добавки к цементу снижают количество гидратных аморфных составляющих (в сумме 14Å, наибольшее снижение оказывает добавка ОМД;

- снижается количество портландита $Ca(OH)_2$, наибольший эффект дает добавка ОМД;

Известно, что многие свойства цементного камня определяются его химической природой как твердой, так и нетвердой фаз, т.е. поровой структурой. Количественную информацию о дисперсной структуре силикатных материалов может дополнить метод мало-

угловой рентгенографии при совместном использовании рентгенографии в больших углах. Исследования микропористой структуры цементного камня проводились с помощью прибора КРМ-I. Результаты этих исследований с вышеназванными добавками и без них приведены в таблице 4.

Таблица 4. Данные рентгеновского малоуглового рассеяния в цементном камне (28 сут. нормального твердения)

№ п\п	Наименование добавки	Расход добавки, % от массы цемента	Параметры микроструктуры		
			$\Sigma J_{РМУ}$, о.е.	$R_{эфф}$, Å	ΔR, Å.
1.	Без добавки (контрольный)	-	0,29	222	182
2.	ОМД	12,0	0,51	224	149
3.	САС	0,4	0,66	288	152

Из данных таблицы 4 видно, что цементный камень дает малоугловое рассеяние, указывающее на наличие микронеоднородной структуры ($\Sigma J_{РМУ}$ = 0,29 о.е.) с эффективным размером микронеоднородностей $R_{эфф}$=222*Å* и разбросом по размерам 182*Å*. Природа такого рассеяния, вероятно, обусловлена микропорами (флуктуация плотности $\Delta\rho < 1$), образующимися при образовании гидросиликатов кальция.

Наблюдается увеличение интенсивности малоуглового рассеяния в цементном камне (последовательно от 0,29 до 0,51 о.е.), что характеризует увеличение количества микропор в условной единице объема и вызвано, вероятно, как с количеством гидратных фаз, так и с их качеством при твердении цемента.

Эффективный размер микропор ($R_{эфф}$) увеличивается с модификатором ОМД при уменьшении разброса их по размерам (ΔR от 189 до 149). Такое положительное влияние на параметры микропористой структуры объясняется процессами, протекающими при твердении цемента с модификатором ОМД.

Список литературы

1. Батраков, В.Г. Модифицированные бетоны - М.:Стройиздат, 1990. - 400 с
2. Гувалов А.А. Влияние органо-минеральных модификаторов на прочность бетона // VI Международная конференция"Прочность и разрушение материалов и конструкций" 20-22 октября 2010 г, Оренбург,— 2010. С. 221-225
3. Дворкин Л.И., Дворкин О.Л. Основы бетоноведения, - Санкт-Петербург: Стройбетон, 2006. – с. 511-547.
4. Ларионова З.И., Никитина ОЛ.В., Гарашин В.Р. Фазовый состав, микроструктура и прочность цементного камня и бетона. - М: Стройиздат, - 1977. -262с.
5. Горшков В.С., Тимашев В.В., Савельев В.Г., Методы физико-химического анализа вяжущих веществ: Учеб. пособие. -М.: Высшая школа, 1981.-335 с.

АНАЛИЗ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ СОВМЕСТНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ УЛЬТРАЗВУКА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Кукин С.Ф.[1], Синиченко Т.Н.[2]

[1]РУП «МТЗ», [2]БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь
tatiana_4401@mail.ru

Целью данной работы являлось исследование влияния ультразвуковой обработки продольными волнами с различными амплитудами и временем воздействия на структурообразование и механические свойства стали 40Х при различных режимах термической обработки.

Для исследования влияния УЗВ была выбрана доэвтектоидная конструкционная сталь 40Х. Выбор стали 40Х обусловлен тем, что для этой стали представляется возможным образование мелкодисперсного перлита с целью получения высокой ударной вязкости.

Ультразвуковую обработку проводили с использованием ультразвуковой колебательной системы состоящей из последовательно-соединенных магнитострикционного преобразователя ПМС-15А-18, концентратора, обрабатываемого образца и отражающего волновода. Образец со статическим усилием 20 кГс зажимался между торцами концентратора и отражающего волновода. В целом колебательная система рассчитана для обеспечения резонансного режима ее работы. Эта схема позволяет достигнуть в образцах достаточно больших амплитуд напряжений (вплоть до разрушения).

Влияние ультразвуковых колебаний на сталь во многом зависит от температурных условий обработки. При низких температурах ультразвук способствует образованию дополнительного числа дефектов, что обусловлено деформацией рекристализационных зерен за счет знакопеременных напряжений.

Исследовали влияние длительности ультразвуковой обработки и амплитуды на микротвердость стали 40Х. На рисунке 1 представлены зависимости величины микротвердости от амплитуды и длительности озвучивания. Обнаружено, что воздействие ультразвука на предварительно отожженную сталь приводит к повышению твердости в 1.5 раза.

Рис. 1. Зависимость микротвердости стали 40Х от амплитуды и длительности озвучивания
1 – 1 минута; 2 – 10 минут

На рисунке 2 показано изменение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\sigma_в$ стали 40Х с временем озвучивания 5 минут с различными амплитудами УЗО. Предел текучести в сравнении с исходным состоянием возрастает, затем с увеличением амплитуды УЗО уменьшается.

Рис. 2. Зависимость механических свойств стали 40Х от амплитуды озвучивания

Наблюдается так же тенденция к изменению ударной вязкости образцов из стали 40Х. Величина и характер этого изменения определяется продолжительность и амплитудой УЗО. Так ударная вязкость повышается при амплитудах УЗО 17 и 20 мкм при времени воздействия 10 мин на 20 % по сравнению с неозвученными, с дальнейшим увеличением амплитуды УЗО до 28 мкм ударная вязкость несколько понижается. С временем озвучивания 1 мин ударная вязкость уменьшается с увеличением амплитуды озвучивания.

Рис. 3. Зависимость ударной вязкости стали 40Х от частоты и времени озвучивания

При исследовании воздействия ультразвука в процессе перлитного превращения было выдвинуто предположение, что совместное воздействие на структуру стали температуры и ультразвука приводит к ряду эффектов, изменяющих кинетику развивающихся при охлаждении в стали процессов с соответствующим изменением свойств. Воздействие ультразвуковых колебаний при охлаждении стали приводит к измельчению фазовых и структурных составляющих [1].

Ультразвуковая обработка при температурах минимальной устойчивости аустенита в перлитной области и амплитуда деформации выше пороговых инициирует образование Ф-П составляющих, повышает их дисперсность и равномерность распределения, следствием чего является повышение твердости.

а *б*

Рис. 4. Микроструктуры образцов после различных режимов ультразвуковой обработки
а – после нормализации; *б* – после УЗО при перлитном превращении,
30 с с амплитудой 28 мкм, х1000

Сопоставляя структуру перлита, представленную на рисунке, можно заметить, что в контрольных образцах зерна перлита состоят из колоний, внутри которых ферритоцементитная смесь четко располагается в виде в виде параллельных пластин. После УЗО сохраняются перлитные колонии, однако пластины цементита имеют либо извилисто-зубчатое строение, либо уже превратились в изомерные кристаллики различных размеров. В некоторых участках наблюдаются скопления сфероидизированных кристалликов цементита.

Таким образом, ультразвуковое воздействие при перлитном превращении вызывает разбиение и сфероидизацию кристалликов цементита.

Ультразвуковая обработка при комнатной температуре формирует устойчивые деформированные структуры, которые влияют на последующие полиморфные превращения [2]. Применение ултразвуковой обработки в процессе термической обработки сталей дает возможность снизить энергетическме затраты за счет замены улучшения стали 45 на нормализацию стали 40Х с регламентируемым химическим составом в сочетании с УЗО.

Список литературы

1. Абрамов О.В., Добаткин В.И., Казанцев В.Ф. Воздействие мощного ультразвука на межфазную поверхность металлов. . – М.: Наука, 1986– 278 с.
2. Кукин С.Ф., Синиченко Т.Н. Изучение влияния предварительной ультразвуковой обработки на результаты нормализации стали 40Х. // Металлургия: республ. межведом. сб. науч. тр. – Минск: Белорусская наука, 2011. – Вып. 33. В 2-х томах. Т. 2 – С. 54-65.

ПРИМЕНЕНИЕ КАРБОНАТНОГО ШЛАМА В СОСТАВЕ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫХ МОДИФИКАТОРОВ БЕТОНА

Гувалов А.А., Мамедова А.А.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет, Баку, Азербайджанская Республика,
abbas.guvalov@akkord.az

В последние годы интенсивно развивается направление модификации бетонов тонкодисперсными минеральными добавками, позволяющими значительно повышать прочность бетона и улучшить его физико-механические свойства и долговечность. Минеральные добавки представляют собой порошки различной минеральной природы, получаемые на основе природных материалов и техногенного сырья, нерастворимые в воде и являющиеся тонкодисперсной составляющей твердой фазы цементных растворов или бетонов. Минеральные добавки используются для регулирования процессов схватывания, структурообразования, активации гидратации и твердения, улучшения реологических свойств растворных и бетонных смесей и применяются в количестве от 10 до 20% и более от массы цемента. Следует отметить, что минеральные добавки в большинстве случаев применяются в составе комплексных и, наиболее часто, совместно с суперпластификаторами. В этом случае повышается не только плотность и прочность бетона за счет заполнения пустот и проявления гидратационной активности добавок (для активных компонентов), но и значительно возрастает эффективность пластифицирующих добавок. Основными механизмами повышения прочности наполненных цементных систем являются уплотнение структуры цементных материалов, создание условий для сближения частиц, образование контактов между ними и формирование кристаллических контактных зон на поверхности частиц, повышающих прочность структуры. Контакты, скрепляющие частицы, формируются в пределах поверхностного слоя, образующегося в процессе гидратации на зернах цемента и переноса продуктов гидратации на частицы инертного или гидратационно-активного микронаполнителя. Формирование поверхностного «усредненного» дефектно-кристаллического слоя на поверхности минеральных частиц и образование на дефектных кристаллах контактов срастания, возможно, является причиной того, что прочность цементных материалов, наполненных равным количеством различных минеральных добавок, имеющих близкие значения параметров удельной поверхности, но различный минералогический состав, повышается примерно в равной степени. В случае, когда минеральные добавки являются гидратационно-активными, прочность оболочки частиц (кристаллической массы поверхностного слоя) может значительно повышаться за счет активации образования гидросиликатов кальция, и если при прочих равных условиях частицы имеют высокую прочность (тонкомолотые высокопрочные горные породы), то прочность наполненных цементных материалов может повышаться на 80–90% и более. Для определения характера влияния минеральных добавок на кинетику твердения и прочность цементных растворов была выполнена серия экспериментов с использованием цементов различного химико-минералогического состава. В качестве добавок использовались карбонатный шлам отхода производства аглая и суперпластификаторов САС. С целью оценки эффективности действия минеральных микронаполнителей на кинетику твердения и прочность цементных материалов в качестве добавок применялись также вулканический пепель и гранитная мука, размолотые до удельной поверхности 4–20 тыс. кв. см/г и их композиции с карбонатным шламом и суперпластификаторами.

Исследования проводились на цементно-песчаных растворах нормального твердения. Анализ кинетики изменения пластической прочности цементно-песчаных растворов с добавками на основе карбонатного шлама показал, что при оптимальных дозировках в пределах 5–10% от массы вяжущего происходит активация формирования начальной

структуры цементно-песчаных материалов на стадии кристаллизационного упрочнения. С целью определения характера влияния добавок на кинетику твердения и прочность цементных материалов с различным содержанием вяжущего была выполнена серия экспериментов на цементно-песчаных растворах с Ц/П отношением, равным 1:2 на рядовых портландцементах ПЦ 400 и цементах повышенных марок.

Установлено, что при дозировках карбонатного шлама в количестве 5, 10, и 20% от массы вяжущего отмечается значительное повышение прочности цементно-песчаных растворов состава 1:2. Так, прочность при сжатии образцов с индивидуальной добавкой шлама в возрасте 28 сут составляет соответственно 67, 75 и 76% по сравнению с контрольным составом.

Добавка суперпластификатора САС способствует повышению пластичности смесей и не оказывает негативного влияния на прочность. Однако при повышенной дозировке шлама (20%) отмечается снижение эффективности комплексной добавки (шлам + САС), и повышение прочности в возрасте 14 и 28 сут составляет только 15 и 43% соответственно. Оптимальным количеством шлама и суперпластификатора в комплексной добавке является соответственно 10% и 1,0% от массы вяжущего. При этом достигается наибольшее повышение прочности цементно-песчаных растворов (до 80%). Следует отметить, что общее количество воды затворения в составах с добавками по отношению к контрольному составу не изменялось.

При увеличении концентрации тонкодисперсной фазы и сокращении количества воды расстояния между частицами вяжущего и микронаполнителя уменьшаются. Расчетами установлено, что при увеличении количества карбонатного шлама в цементно-песчаном растворе 1:2 до 15–20% средние значения расстояний между частицами цемента и шлама уменьшаются на 1–2 мкм, а расстояния между частицами песка возрастают на 2–3 мкм. Сближение частиц сопровождается уменьшением толщины водной прослойки на их поверхности, и на участках наибольшего сближения частиц создаются условия для образования кристаллизационных контактов между частицами. В наполненных цементных системах структура и прочность таких контактов будет определяться характером поверхности и химического взаимодействия микронаполнителя и вяжущего. Следует отметить, что лишь для некоторых видов цементов при совместном использовании карбонатного шлама и кремнеземсодержащих минеральных добавок отмечается резкое повышение прочности цементно-песчаных растворов, в то время как для цементно-песчаных растворов, в которых в качестве микронаполнителя использовался только карбонатный шлам, это не характерно. Подобное явление может быть объяснено высокой гидратационной активностью тонкодисперсной опоки, размещающейся между более крупными частицами цемента и песка, в результате чего в поверхностном слое частиц микронаполнителя, содержащего активный кремнезем, при его взаимодействии с Ca(OH)2 в зонах высокого пересыщения возможно зарождение субмикрокристаллов гидросиликатов кальция, осаждающихся на поверхности частиц вяжущего и микронаполнителя, сближенных до минимальных расстояний, а также в пустотах между частицами.

С целью определения характера влияния вида минеральных добавок, вводимых в цементно-песчаные растворы совместно с суперпластификатором САС, на прочность образцов была выполнена серия экспериментов на составах с Ц/П отношением 1:2. В качестве минеральных добавок были приняты карбонатный шлам и гранитная каменная мука, которые имеют близкие значения показателей удельной поверхности. Минеральные добавки вводились в виде водной суспензии с частью воды затворения. Образцы твердели в нормальных условиях. Установлено, что применение в составах цементно-песчаных растворов тонкомолотой гранитной каменной муки совместно с суперпластификатором САС позволяет в 4–5 раз повышать прочность образцов в ранние сроки твердения и на 50–60% — в возрасте 28 сут. С целью снижения количества используемой каменной муки, а следовательно и энергозатрат на помол прочных горных пород, наиболее целесообразным с точки зрения получения высоких показателей прочности цементно-песчаных растворов и

бетонов средних классов по прочности является совместное применение наполнителей средней прочности (карбонатные породы и техногенные шламы) и высокопрочных наполнителей. Подобные комплексные добавки при использовании в количестве 5–7% от массы цемента (каждая) совместно с суперпластификаторами при незначительном снижении водосодержания позволяют повышать прочность цементных материалов в 3–4 раза в ранние сроки твердения и на 40–50% — более поздние.

Исследованиями изменения диаметров расплыва суспензий минеральных добавок и цементов по микровискозиметру Суттарда установлено, что при дозировке суперплатификаторов САС 1,5% от массы сухого порошка наибольшее пластифицирующее действие и увеличение диаметра расплыва смеси достигается для гранитной каменной муки (20,7%). Для суспензий цемента и карбонатного шлама этот показатель возрастает на 11,5% и 15% соответственно по сравнению с составами без добавки суперпластификатора. Таким образом, каменная мука, полученная при помоле гранита, позволяет создавать в цементно-песчаных растворах в момент их приготовления и транспортировки лучшие реологические условия по сравнению с чисто цементно-песчаными растворами или их смесями с карбонатным шламом.

Наиболее рациональным способом повышения эффективности комплексных органоминеральных модификаторов является применение смеси минеральных компонентов совместно с суперпластификаторами в составе одной комплексной добавки. В этом случае реализуется возможность не только уплотнения структуры и увеличения эффективности разжижителей, но и повышения прочности за счет различных механизмов активации твердения цементных систем: эпитаксиального наращивания гидратов на частицах микронаполнителя как на затравках кристаллизации, а также за счет гидратационной активности кремнеземсодержащих тонкомолотых составляющих.

ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Гувалов А.А.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas.guvalov@akkord.az

Создание бездефектной структуры цементного камня во многом стало возможным за счет применения суперпластифицирующих добавок (СП) в комбинации с тонкодисперсными добавками природного или техногенного происхождения. Как правило, наиболее высоких результатов можно достигнуть при использовании кремнеземистых добавок техногенного происхождения, которые характеризуются высоким содержанием аморфного кремнезема с развитой удельной поверхностью – микрокремнеземом (МК). Многими исследованиями [1-3] подтверждена эффективность совместного использования добавок МК и СП. Однако, несмотря на продолжительный опыт применения МК в производстве строительных материалов, результаты исследований последних лет показывают, что в бетонных технологиях его используют недостаточно. Основная проблема заключается в агломерации частиц SiO_2 в крупные и довольно прочные агрегаты. Длительное время сохраняясь в теле бетона в условиях повышенного содержания щелочных катионов, они способны участвовать в щелоче-силикатных реакциях, приводящих к возникновению разрушающих напряжений в структуре камня. Эта проблема может быть решена использованием высокодисперсной органоминеральной добавки на основе природных вулканических пород Республики Азербайджана, получаемых совместным измельчением в водной среде

активных минеральных добавок вулканического происхождения, содержащих в своем составе около 80% стеклофазы, и суперпластификатора на полиарилсулфонсульфонатной основе (САС) [4]. Совместное измельчение компонентов позволяет получить комплексную добавку для бетонов и растворов, в процессе приготовления которой образуется тонкодисперсный композит.

В процессе исследований было установлено, что диапазон наиболее эффективной концентрации комплексной органоминеральной добавки (ОМД) составляет 10 % от массы цемента. Активность цемента с добавкой определяли как фактическое значение прочности на сжатие образцов из стандартного цементного раствора (при соотношении цемент: песок - 1:3), изготовленных и испытанных в стандартных условиях (см.табл. 1) .

На долю силикатных минералов в портландцементе приходится 60-80%. В процессе гидратации силикатной составляющей цемента образуются гидросиликаты кальция (ГСК) разной основности, которые являются основными носителями свойств цементной связки в бетонах и растворах. Минеральный часть содержащий 80% стеклофазы, входящий в состав комплексной добавки, связывает часть ионов Ca^{2+} способствует увеличению общего количества гидросиликатов кальция, что обеспечивает увеличение общего содержания цементирующего вещества в цементных композициях. Кроме того, уменьшая концентрацию ионов Ca^{2+} в жидкой фазе, тонкодисперсный наполнитель, содержащийся в добавке, способствует снижению степени коагуляции образованных гидратов. Дополнительное количество кристаллических продуктов гидратации, образованных в процессе взаимодействия минеральной добавки с $Ca(OH)_2$, вносит существенный вклад в формирование прочности. Активность цемента в возрасте 28 сут возрастает на 50%.

Таблица 1. Влияние добавки на активность цемента

№	Состав раствора, кг/м^3				Расплыв, мм	Предел прочности (МПа) в возрасте, сут		
	Цемент	ОМД	Песок	вода		1	7	28
1	250	0	750	100	110	11,7	35,4	52,0
2	250	25	750	85	112	16,0	46,7	74,6

Помимо высоких прочностных показателей строительные материалы и изделия на основе портландцемента должны обладать высокой стойкостью к агрессивному воздействию различных внешних факторов, т.е. обладать высокой водонепроницаемостью, морозостойкостью и быть устойчивыми в коррозионных средах. Степень агрессивного воздействия на материал определяется не только степенью агрессивности коррозионной среды, но и структурными характеристиками цементного камня. Исследование влияния комплексной органоминеральной добавки на структурные характеристики цементного камня показали, что введение добавки в состав цемента способствует формированию более плотной структуры цементного камня.

Уменьшение общей пористости и снижение доли сообщающихся пор в затвердевшем цементном камне с комплексной органоминеральной добавкой приводит к значительному снижению водопоглощения цементных образцов, что определяет их высокую коррозионную стойкость (табл. 2, рис. 1). Коэффициент коррозионной стойкости цементного камня с добавкой, хранившегося в агрессивно солевом растворе в течении 180 сут составляет 0,95.

Таблица 2. Влияние добавки на структурные характеристики цементного камня

№	Состав	Пористость, %	
		Общая	Открытая
1	цемент Б/Д	20,4	16,8
2	цемент + 10% ОМД	16,2	10,3

а *б*

Рис. 1. Микроструктура цементного камня (увеличение 1000 раз.
а) Без модификатора, *б*) с 10% модификатором

Для оценки эффективности применения комплексной органоминеральной добавки были проведены исследования строительно-технических характеристик бетонов (табл.3).

Таблица 3. Влияние ОМД на свойства бетона

№	Состав раствора, кг/м^3				В/Ц	Предел прочности (МПа) в возрасте, сут		
	Цемент,	ОМД	Песок	Щебень		1	7	28
1	350	0	850	1000	0,50	16,6	30,2	36,1
2	350	35	850	1000	0,50	20,3	36,8	44,7

Результаты испытаний показали, что во все сроки твердения прочностные характеристики бетона с комплексной добавкой превышают прочностные характеристики бетона без добавки, что подтверждает ее высокую эффективность и целесообразность ее использования для получения высокопрочных водонепроницаемых бетонов и растворов.

Список литературы

1. Батраков В.Г. Модифицированные бетоны. М.: Технопроект, 1998. 768с.
2. Баженов Ю.М. Технология бетона. М.: Изд-во АСВ, 2003. 500с.
3. А.А.Гувалов. Влияние органо-минеральных модификаторов на прочность бетона // VI Международная конференция "Прочность и разрушение материалов и конструкций". 20-22 октября 2010 г, Оренбург,- 2010. С. 221-225
4. Guvalov A.A. Impact of poliarilsulphonosulphonic Superplasticizer on hidration and hardening of cements SCIENCE WITHOUT BORDTERS/ Transactions of the International Academy of Science H&E. Volume 3 2007\2008. Innsburk-2009. S 605-610.

ЖАРОПРОЧНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ С НИЗКИМ ТЕМПЕРАТУРНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ

Архипов И.В., Шалунов Е.П.

ФГБОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н.Ульянова» , г.Чебоксары, Россия,
arhipov_i@mail.ru

Многие детали в машиностроении, работающие при повышенных температурах, сопрягаются по посадкам с другими изделиями, в следствии чего для нормальной и безотказной работы они должны иметь малый температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР). К таким деталям можно отнести поршни двигателя внутреннего сгорания, подшипники скольжения, направляющие втулки и др.

В тяжело нагруженных двигателях внутреннего сгорания (ДВС), когда среднее давление составляет 1,5…1,8 МПа и более, поршни изготавливают составными [1,2]. В этом случае для повышения термостойкости донной части поршня, где у высокофорсированных дизелей температура может достигать до 350…450°C, эту часть армируют вставкой из жаропрочного материала, например, из жаропрочной стали или чугуна. Однако, это значительно увеличивает массу поршня и усложняет его конструкцию, так как в нее вводятся новые элементы крепления, тоже имеющие массу, и, тем самым, повышаются инерционные нагрузки на шатунно-поршневую группу ДВС.

После появления легких жаропрочных и износостойких нанокомпозитов на основе алюминия возникла возможность армировать донную часть поршней вставками из таких материалов. Известны составные поршни, днище которых армировалось вставкой из металлокерамического материала на основе алюминия с наполнением в виде тонкодисперсных частиц SiC, но важной проблемой, по мнению авторов [3], является равномерность распределения SiC в объеме алюминиевой матрицы и прочность связи армирующих частиц, имеющих незначительную площадь контакта. Также есть зарубежный опыт немецкой компании MTU AG, когда вставка из жаропрочного алюминиевого композиционного материала приваривается к днищу поршня из алюминиевого сплава при помощи электронно-лучевой сварки в вакууме.

В работе [4] вставка для донной части составного поршня выполнена из разработанного жаропрочного нанокомпозиционного материала системы Al-C-O с содержанием в его исходном составе 4,0 %масс. углерода. Этот материал был получен с использованием метода реакционного механического легирования в аттриторе и технологий порошковой и гранульной металлургии. Его субзеренная структура с механохимически синтезированными упрочняющими фазами Al_4C_3 и Al_2O_3 со средним размером частиц 40 нм обеспечили материалу высокие показатели предела прочности при растяжении не только в условиях нормальной температуры (500…520 МПа), но, главное, при температуре 350°C – 200…210 МПа . Соединение армирующей вставки, отштампованной из прутка этого материала, с донной частью поршня из литейного алюминиевого сплава АЛ25 осуществлялось по диффузионному механизму во время получения поршня методом литья с кристаллизацией под давлением. При этом ТКЛР алюминиевого нанокомпозиционного материала несколько превышает ТКЛР сплава АЛ25, в связи, с чем во время работы поршня в зоне соединения вставки с его донной частью возникали дополнительные напряжения, отрицательно сказывающиеся на прочности этого соединения.

В настоящей работе авторы предприняли попытку получения методом реакционного механического легирования алюминиевого композиционного материала за счет использования в качестве матричной основы порошкового алюминиевого сплава с повышенным содержанием кремния, как в большинстве поршневых сплавов. В частности, использовался порошок алюминиевого сплава (ПАС) с содержанием в нем 26,3 %масс. Si, 6,06 %масс.

Ni и 1,86 %масс. Fe. В качестве основных добавок к нему были выбраны стандартный алюминиевый порошок ПП-1 и углерод в виде газовой сажи ДГ-100. Для дальнейшего легирования исследуемых композиций использовались также стандартные порошки титана, меди и алюминиевомагниевого сплава АМД-50М.

ПАС и его смеси с углеродом, а также с другими, указанными выше порошками, обрабатывались в аттриторе в течение 30…180 мин в среде воздуха рабочей камеры аттритора. Полученные гранулы затем подвергались холодному двустороннему компактированию в жестком контейнере гидравлического пресса давлением 600 МПа в брикеты. После этого производилась горячая вакуумная дегазация гранульных брикетов в вакуумной печи при температуре 500°С/60 мин и остаточном давлении $1{,}33\cdot10^{-8}$ бар. Термообработанные брикеты заворачивались в алюминиевую фольгу, нагревались в электропечи в атмосфере воздуха до температуры 440°С или 450°С, выдерживались при этих температурах 60 мин и далее подвергались горячей экструзии в прутки из нагретого до 320°С, 380°С или 415°С контейнера гидропресса со скоростью прессования 4,2…6,15 мм/с и коэффициентом вытяжки, равном 17.

Расчет рентгенограмм выявил наличие в полученных материалах α-твердого раствора алюминия, кремния, соединения Al_3Ni. Методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием фольг было установлено наличие частиц со средним размером 43 нм , которые далее были идентифицированы как частицы Al_2O_3 и Al_4C_3 алюминия. Было также установлено, что средний размер субзерен тонкой структуры полученных материалов не превышает 190 нм.

Анализ свойств горячеэкструдированных прутков (таблица), позволил выявить однозначную тенденцию: чем больше было в исходном порошке ПАС добавок порошка алюминия ПП-1 (при одинаковой концентрации углерода – 1,0 %масс.), тем выше была прочность, твердость и жаропрочность материала прутков из таких композиций, и тем меньшими значениями ТКЛР обладал материал этих прутков. В частности, если прутки из композиции ПАС-1, в которой соотношение между порошками ПАС и ПП-1 составляло 50:50, имели предел прочности на растяжение при 20°С - от 600 МПа до 650 МПа и при 350°С – от 165 МПа до 185 МПа при значениях ТКЛР в диапазоне температур испытаний 20…100°С и 20…350°С, соответственно, $(16{,}7\ldots18{,}2)\cdot10^{-6}$ 1/°С и $(19{,}6\ldots21{,}2)\cdot10^{-6}$ 1/°С, то при соотношении этих порошков 25:75 (ПАС-3) предел прочности при 20°С - от 445 МПа до 520 МПа и при 350°С – от 125 МПа до 145 МПа при значениях ТКЛР для указанных выше диапазонов температур, соответственно, $(16{,}2\ldots16{,}5)\cdot10^{-6}$ 1/°С и $(18{,}6\ldots18{,}8)\cdot10^{-6}$ 1/°С. Наиболее низкие значения ТКЛР были получены на материалах, дополнительно легированных титаном, медью, магнием (ПАС-21и ПАС-31 в таблице).

Анализ влияния тех или иных компонентов исходных порошковых композиций и структурных составляющих на физико-механические свойства исследуемых материалов позволяет предположить, что эти свойства формировались, практически, на основе аддитивного влияния [5] на процесс их формирования таких одновременно реализуемых механизмов создания структуры и получения свойств материалов как интенсивная пластическая деформация (ИПД) обрабатываемых в аттриторе порошковых композиций, дисперсионное твердение порошкового алюминиевого сплава ПАС и дисперсное упрочнение, преимущественно, порошка алюминия ПП-1.

В заключение можно отменить, что разработанные жаропрочные материалы по своим физико-механических свойствам превосходят стандартные алюминиевые поршневые сплавы, что позволяет рекомендовать их для эффективного армирования вставками из этих материалов поршней форсированных ДВС. Также следует обратить внимание на то, что удельная прочность ($\sigma_{в/}\rho$) материалов ПАС-1/120 и ПАС-1/150 при температуре 350ºС составляет, примерно, 6,8 км, что соответствует удельной прочности при данной температуре лучших стандартных жаропрочных алюминиевых сплавов (например, Д16), но имеющих при этом термический коэффициент линейного расширения, на 30...35% больший, чем у полученных в настоящей работе материалов.

Таблица. Основные физико-механические свойства разработанных и стандартных поршневых алюминиевых материалов

Обозначение материала	ρ, г/см^3	$\sigma_в$ (МПа) при температуре (°С) испытаний:		δ_5, %	ТКЛР (10^{-6} 1/°С) при температурах (°С) испытаний:		$HV_{50/30}$, МПа
		20	350		20…100	20…350	
Разработанные нанокомпозиты							
ПАС-1/120	2,68	627	183	1,6	17,6	20,3	1705
ПАС-1/150	2,70	603	182	1,2	18,1	19,8	1735
ПАС-1/60	2,71	607	165	2,0	16,7	19,6	1600
ПАС-21	2,72	485	136	1,5	16,8	18,8	1930
ПАС-31	2,73	445	126	1,2	15,8	18,1	2070
Стандартные поршневые литейные сплавы							
АЛ25	2,72	225	50	0,5	19,0	21,5	1170
KS1275	2,68	225	50	0,8	19,0	22,5	1000
KS281.1	5,98	200	40	0,7	18,5	20,5	1000
KS280	7,89	200	40	0,5	17,8	19,5	1000
Стандартные поршневые деформируемые сплавы							
АК4-1	2,80	450	100	13	21,2	24,5	1100
АК12Д	2,72	460	100	11	20,5	22,5	1300

Список литературы

1. Вырубов Д.Н., Ефимов С.И., Иващенко Н.А. Двигатели внутреннего сгорания: конструирование и расчет на прочность поршневых и комбинированных двигателей. М.: Машиностроение, 1984. 384 С.
2. Рождественский Ю.В., Гаврилов К.В. Современные конструкции поршней для тепловых двигателей. Челябинск: Изд. ЮУрГУ, 2009. 50 С.
3. Фоченков Б.А. Литые поршневые заготовки излитейных композиционных материалов под изотермическую штамповку // Современные технологии в области производства и обработки цветных металлов: - Сб. тр. научно-техн. конф., Москва,15 ноября 2007г.М.: МИСиС, 2007. С. 15-16.
4. Архипов И.В., Шалунов Е.П. Повышение эксплуатационных свойств отливок из алюминиевых сплавов за счет их армирования объемными наноструктурными материалами // Научные инновации для промышленности, сельского хозяйства и здравоохранения:-Сб. тр. лауреатов конкурса по программе «Участник молодежного научно-инновационного конкурса». Чебоксары: Изд-во Чуваш. ун-та, 2010. С. 33-38.
5. Порошковая металлургия. Спеченные и композиционные материалы / Под ред. В. Шатта. Пер. с нем. М.: Металлургия, 1983. 520 С.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СПОСОБА ЛИТЬЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Марукович Е.И., Ильюшенко В.М., Дувалов П.Ю.

ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси»,
г. Могилев, Республика Беларусь,
Lct@tut.by

В основном быстро изнашиваемые узлы и детали определяют период работы дробильно-размольного оборудования до плановой замены этих элементов. Очевидно, что актуальной является задача по разработке технологии литья и составов износостойких чугунов, позволяющих повысить эксплуатационные характеристики сменных деталей.

В Институте технологии металлов НАН Беларуси разработаны специальные хромистые сложнолегированные чугуны, содержащие C от 3,2 до 3,6%, Cr от 16 до 20% и легирующие элементы: Ni (0,4–0,6%), Mn (0,5–0,8%), Mo (0,3–0,5%), W (0,5–0,7%) и V (0,2–0,3%) [1].

Перспективными технологиями для решения этой задачи являются разработанные в Институте технологии металлов НАН Беларуси методы литья в комбинированные формы и кокили [2]. Детали, изготовленные этими методами, имеют более мелкую микроструктуру с кристаллами ориентированными в направлении перпендикулярно износу. Кроме того отливки получаются плотными, без усадочных дефектов, имеющие более высокую твердость при меньшем содержании легирующих элементов.

Были обработаны результаты более 40 плавок с общим количеством разлитого металла примерно 10 тонн, из которого получено более 700 подкладных листов и около 1000 отбойных плит. В результате на рис. 1 представлена зависимость твердости рабочих поверхностей реальных деталей для центробежных дробилок и мельниц, таких как подкладной лист и отбойная плита в зависимости от содержания углерода и хрома.

Рис. 1. Зависимость твердости деталей их хромистых чугунов от содержания C и Cr.

Стабильно получать твердость рабочих поверхностей отливок в пределах 60-63 HRC в литом состоянии можно при содержании Cr от 16 до 20% и C от 3,45–3,78%.

Листы отливались в комбинированную форму, состоящую из нижней и верхней металлических плит. Периметр листа при этом формируется в контакте с формой из ХТС. В верхней плите имеется литниковая чаша одновременно служащая и питателем, также выполненная из ХТС (рис. 2).

а)

б)

Рис. 2. Подкладной лист (*а*); комбинированная форма с литниковой чашей (*б*).

Отбойные плиты изготавливались литьем в кокиль. Отбойная плита и кокиль для ее изготовления показаны на рис. 3.

а)

б)

Рис. 3. Отбойная плита (а); кокиль с литниковой чашей (б).

При литье защитных листов и отбойных плит для предотвращения приваривания отливки использовали специальную термостойкую ткань, которой защищали нижнюю плиту в комбинированной форме и дно кокиля [3].

Из каждой 10 плавки отливались образцы для изучения прочностных характеристик. Образцы отливались в форму из ХТС, в комбинированную форму (верх из ХТС, низ – стальная окрашенная плита), и в форму, где нижняя плита защищена термостойкой тканью, в каждую форму по 3 штуки. Прочность материала определяли испытанием на излом. Результаты испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1. Результаты измерения прочности на излом.

Метод литья	№ образца	Сечение образца, мм^2	Прочность на излом, Н/мм^2	Среднее значение прочности, Н/мм^2
Литье в форму из ХТС	1	190,13	95,68	97,18
	2	178,06	103,89	
	3	185,25	92,04	
Верх из ХТС, дно – металлическая плита	1	185,25	100,19	90,26
	2	187,69	88,82	
	3	180,38	81,83	
Нижняя плита с защитной тканью	1	173,25	116,54	121,38
	2	180,5	123,32	
	3	177,75	124,28	

Наибольшей прочностью отличаются образцы, отлитые с применением защитной кремнеземной термостойкой ткани. Это может объясняться тем, что в начальный момент литья теплопроводность ткани существенно меньше теплопроводности кокильных красок, поэтому расплав равномерно растекается по всей поверхности и начинает равномерно кристаллизоваться. После нагрева ткани до температуры ее свечения теплопроводность ткани резко возрастает, и отливка формируется, образуя плотную структуру по всему сечению.

Список литературы

1. Износостойкий чугун : пат. 14155 Респ. Беларусь, МПК C22C 37/00 / В.М. Ильюшенко, К.Э. Барановский; заявитель ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси» – № a 20090689 ; заявл. 13.05.2009 ; опубл. 30.04.2011 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2011. – № 2. – С. 103
2. Барановский Э.Ф., Пумпур В.А., Ильюшенко В.М., Барановский К.Э. Исследование затвердевания и охлаждения отливки из ИЧХ при литье в кокиль, песчаную и комбинированные формы// Литье и металлургия – 2010. – № 3, С.25 -30.
3. Кокиль с горизонтальной плоскостью разъема : пат. 6386 Респ. Беларусь, МПК B 22D 15/00 / Е.И. Марукович, Э.Ф. Барановский, К.Э. Барановский, В.М. Ильюшенко; заявитель ГНУ «Институт технологии металлов НАН Беларуси» – № u 20091046 ; заявл. 12.09.2009 ; опубл. 30.08.2010 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2010. – № 4. – С. 178-179

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИКИ $Ba_{1-x}La_xTiO_3$ С СУБМИКРОННЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

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

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

Введение

Титанат бария занимает особое место в группе перовскитных соединений состава ABO_3, играющих важную роль в современной электронике и электротехнике (конденсаторы, техника СВЧ и т. д.). На его основе может быть образовано большое количество твердых растворов с высокими электрофизическими и сегнетоэлектрическими характеристиками. Поэтому наряду с постоянным совершенствованием технологии изготовления керамических материалов, важным направлением модификации электрофизических характеристик рассматриваемых систем является их легирование различными изо- и гетеровалентными добавками по А- и В-позициям (как раздельное, так и совместное) [1, 2].

Среди легирующих добавок наиболее эффективными являются редкоземельные элементы. Установлено, что внедрение в решетку $BaTiO_3$ гетеровалентных катионов в А- и В-позиции вызывает существенное изменение его электрофизических характеристик (диэлектрической проницаемости ε, температуры сегнетоэлектрического фазового перехода T_c и других). Наиболее значительные практические результаты ($\varepsilon = 25\cdot10^3$ при удовлетворительном уровне диэлектрических потерь и другие) были достигнуты при легировании керамики $BaTiO_3$ трехвалентными ионами лантана [3, 4]. Снижение температуры фазового перехода сегнетоэлектрик-параэлектрик составляет при этом рекордное значение (~24 °C/ат%) по сравнению с другими типами добавок.

Необходимость получения высокой емкости в малых объемах вызывает потребность в изготовлении поликристаллических сегнетоэлектрических слоев толщиной ~1 мкм с высокой диэлектрической восприимчивостью. Так как по толщине слоя должно укладываться, по крайней мере, несколько зерен, то создание таких структур возможно лишь при использовании керамики с субмикронным размером зерна [5]. В то же время надежно установлено, что диэлектрическая проницаемость в «обычной» керамике на основе $BaTiO_3$ возрастает с уменьшением размера зерна и достигает своего максимального значения ($\varepsilon=10^4$) при $d\approx1$ мкм, а при дальнейшем уменьшении d резко снижается [6, 7]. Несовместимость двух указанных требований (высокая ε и малый размер зерна) является сдерживающим фактором, ограничивающим использование сегнетоэлектрических керамических материалов.

В связи с этим представляют несомненный интерес интенсивно развиваемые в последние годы методы, основанные на так называемых «умных» («smart») режимах термообработки [8, 9], которые позволяют эффективно регулировать процессы уплотнения образцов и роста зерен. Среди этих методов двухступенчатый синтез (two-step sintering) получил наибольшее распространение из-за своей относительной простоты и технологичности. Данный способ заключается в быстром подъеме температуры до максимального значения, последующего охлаждения и выдержке при температурах, при которых скорость роста зерен не значительна. Целью данной работы являлось исследование легированной лантаном керамики $BaTiO_3$ с субмикронным размером зерна, полученной с использованием двухступенчатого метода термообработки.

Методика изготовления образцов

В качестве исходных компонентов для приготовления образцов стехиометрического состава $Ba_{1-x}La_xTiO_3$ были использованы:

- порошок титаната бария, полученный по методу Клабо [10];
- оксид титана марки TORK;

- лантана нитрат гексагидрат $La(NO_3)\cdot 6H_2O$ марки ХЧ ТУ 6-09-4676-83.

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

Рис. 1. Температурный режим спекания керамических образцов

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

Результаты и их обсуждение

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

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

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

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

Причиной такого поведения, возможно, является то обстоятельство, что одновременно с проявлением в системе сегнетоэлектрической неустойчивости, в $Ba_{1-x}La_xTiO_3$ проявляются эффекты, характерные для нанокерамик с «гигантской» диэлектрической проницаемостью ($CaCu_3Ti_4O_{12}$ и других), связанные с процессами зарядовой релаксации на межфазных границах. Об этом, в частности, свидетельствуют результаты работы [13], в которой в керамике $Ba_{0.95}La_{0.05}TiO_3$ с размером зерна d=0.1–0.3 мкм обнаружено аномально высокое значение $\varepsilon=10^5$–10^6 в интервале от -100 до +150 °С, что ни в коей мере не мо-

жет быть вызвано наличием в системе только сегнетоэлектрического фазового перехода. Физическая причина такого поведения керамики в настоящее время до конца не понята.

Рис. 3. Температурные зависимости ε(*T*) для образцов с различным содержанием La

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

Заключение

С использованием двухступенчатого метода термообработки получена керамика титаната бария $Ba_{1-x}La_xTiO_3$ (с x=0.025, 0.05) с субмикронным размером зерна. Размер зерна составлял 200–400 нм (при x=0.025) и 300–700 нм (при x=0.05) соответственно. Температура фазового перехода уменьшалась с ростом концентрации лантана со скоростью ~25 °C/ат%. Несмотря на малый размер зерна, величина диэлектрической проницаемости изготовленных образцов имеет повышенное значение (ε_{max}≈17000 для x=0.025 и ε_{max}≈32000 для x=0.05) по сравнению с крупнозернистыми материалами, спеченными по стандартной технологии (с размером зерна >1 мкм). Диэлектрические потери находились на удовлетворительном уровне (tgδ~0.05–0.1).

1. Lu, D.-Y. High-permittivity double rare-earth-doped barium titanate ceramics with diffuse phase transition / D.-Y. Lu, M. Toda, M. Sugano // J. Am. Ceram. Soc. – 2006. – V. 89, N 10. – P. 3112–3123.
2. Шут, В.Н. Градиентная керамика на основе твердых растворов $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ / В.Н. Шут, С.Р. Сырцов, В.Л. Трубловский, Б.А. Струков // Неорганические материалы. – 2011. – Т. 47, № 1. – С. 94–100.
3. 3.Vijatović, M.M. Properties of lanthanum doped $BaTiO_3$ produced from nanopowders / M.M. Vijatović, B.D. Stojanović, J.D. Bobić,T. Ramoska, P. Bowen // Ceram. Internat. – 2010. – V. 36, N 6. – P. 1817–1824.
4. Morrison, F.D. Electrical and structural characteristics of lanthanum-doped barium titanate ceramics / F.D. Morrison, D.C. Sinclair, A.R. West // J. Appl. Phys. – 1999. – V. 86, N 11. – P. 6355–6366.
5. Fujii, I. Effect of grain size on dielectric nonlinearity in model $BaTiO_3$-based multilayer ceramic capacitors / I. Fujii, S. Trolier-McKinstry, C. Nies // J. Am. Ceram. Soc. – 2011. – V. 94, N 1. – P. 194–199.
6. Buscaglia, M.T. High dielectric constant and frozen macroscopic polarization in dense nanocrystalline $BaTiO_3$ ceramics / M.T. Buscaglia, M. Viviani, V. Buscaglia, L. Mitoseriu, A. Testino, P. Nanni, Z. Zhao, M. Nygren, C. Harnagea, D. Piazza, C. Galassi // Phys. Rev. B. – 2006. – V. 73, N 6. – P. 064114–064123.
7. Fujii, I. Grain size effect on the dielectric nonlinearity of $BaTiO_3$ ceramics / I. Fujii, M. Ugorek, S. Trolier-McKinstry // J. Appl. Phys. – 2010. – V. 107, N 10. – P.104116–104116-6.
8. Polotai, A. A novel approach to sintering nanocrystalline barium titanate ceramics / A. Polotai, K. Breece, E. Dickey, C. Randall, A. Ragulya // J. Am. Ceram. Soc. – 2005. – V. 88, N 11. – P. 3008–3012.
9. Chen, I.-W. Sintering dense nanocrystalline ceramics without final-stage grain growth / I.-W. Chen, X.-H. Wang // Nature. – 2000. – V. 404. – P. 168–171.
10. Шут, В.Н. Характеристики порошков титаната бария, полученных методами химического осаждения / В.Н. Шут, С.В. Костомаров. // Материалы, технологии, инструменты. – 2011. – Т. 16, №4. –С. 35–40.
11. Lee, T. Hierarchical structure-ferroelectricity relationships of barium titanate particles / T. Lee, I.A. Aksay, //Crystal Growth and Design. – 2001. – V. 1, N 5. – P. 401–419.

12. Shut V.N., Compositionally graded BST ceramics prepared by tape casting / V.N. Shut, S.R. Syrtsov, V.L. Trublovsky, A.D. Poleyko, S.V. Kostomarov, L.P. Mastyko // Ferroelectrics. – 2009. – V. 386, N 1. – P. 125–132.
13. Valdez-Nava, Z. Colossal dielectric permittivity of $BaTiO_3$-based nanocrystalline ceramics sintered by spark plasma sintering / Z. Valdez-Nava, S. Guillemet-Fritsch, C. Tenailleau, T. Lebey, B. Durand, J.-Y. Chane-Ching // J. Electroceram. – 2009. – V. 22, N 1–3. – P. 238–244.

УГЛЕРОДНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ В ПРОИЗВОДСТВЕ АЛМАЗНЫХ РЕЖУЩИХ ДИСКОВ

Гайдук И.Л.[1], Васильев В.Л.[1], Цыбульская Л.С.[2], Пуровская О.Г.[2], Гаевская Т.В.[2]

[1] ГНПО «Планар» УП «КБТЭМ-СО», г. Минск, Беларусь
[2]НИИ физико-химических проблем Белгосуниверситета, г. Минск, Беларусь

Прогресс современной техники все более зависит от успехов в создании новых материалов. Такими материалами, в первую очередь, являются композиционные электрохимические покрытия (КЭП) с углеродными наноматериалами: ультрадисперсным алмазом (*УДА)*, углеродным нановолокном (*УНВ*), углеродными нанотрубками, фулеренами и др. Электрохимический способ их осаждения является перспективным вследствие простоты состава и стабильности электролитов во времени, высокой скорости осаждения и относительно невысокой стоимости КЭП. Лидирующее место среди большого числа армирующих наполнителей в КЭП занимают высокопрочные и высокожесткие углеродные наноматериалы. Состав КЭП зависит от многих факторов, основными из которых являются состав электролита, размер и природа дисперсной фазы и нанофазы, режимы осаждения и др. Сведения об осаждении КЭП с углеродными наноматериалами ограничены, и пока существенная роль отводится эмпирическому подходу в изучении процессов их получения и физико-механических свойств [1, 2].

Цель работы состояла в разработке технологического процесса электрохимического осаждения композиционного покрытия на основе никеля, синтетического алмазного микропорошка (дисперсность 0,5-40 мкм) и углеродного наноматериала (УНВ или УДА), в изучении физико-механических (микротвердость, износостойкость, коэффициент трения) и эксплуатационных свойств (качество реза, производительность режущих дисков и др.) получаемых КЭП.

Углеродное нановолокно получено методом каталитического пиролиза смеси пропан-бутан на катализаторе NiO/MgO при температуре 600–650 ^{o}C. Углеродное нановолокно представляет собой коаксиально-конические УНВ, которые образовывают плотно переплетенные микрообразования. Диаметр нановолокон составляет 30–40 нм, длина – единицы микрометров, насыпная плотность – 560 кг/м^3, количество структурированного углерода в материале ≥95%, удельная поверхность 120–150 м^2/г. Была разработана методика очистки нановолокон от примесного никеля, аморфного углерода и приготовлена 1,0 % водная суспензия УНВ. Для повышения ее устойчивости использован алкилтриметиламмоний хлорид (АТМ) в концентрации 0,01-0,05 г/л.

Ультрадисперсный алмаз получен методом детонационного превращения взрывчатых веществ. УДА представляет собой ультрамалые частицы алмаза близкие по форме к сферическим (диаметр 3-5 нм), с развитой удельной поверхностью (200÷450 г/м^2). Была приготовлена 0,6 % водная суспензия УДА, для повышения ее устойчивости был использован додецилсульфат натрия в концентрации 0,02-0,1 г/л.

Композиционные покрытия Ni–алмаз-УДА и Ni–алмаз-УНВ осаждали из электролита никелирования состава (г/л): $NiSO_4 \cdot 7H_2O$ – 300; $NiCl_2 \cdot 6H_2O$ – 30; H_3BO_3 – 30; сахарин – 1; синтетический алмазный микропорошок (дисперсность 0,5-40 мкм) – 10÷40; УДА –

0,1÷1,0 или УНВ – 0,01÷0,1. Для поддержания алмаза и углеродного наноматериала (УДА, УНВ) во взвешенном состоянии во время электрохимического осаждения покрытий через электролит пропускали сжатый воздух, детали непрерывно вращали со скоростью 10-20 об/мин.

В качестве подложки (корпус режущего инструмента) использовали алюминий и его сплавы (Д16 и АМГ), которые проходили химическое обезжиривание, щелочное травление, двукратную цинкатную обработку и осветление в растворе азотной кислоты.

Скорость осаждения КЭП оценивали гравиметрическим методом, микротвердость определяли с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке 100 г и выдержке алмазной пирамидки на поверхности покрытии в течение 10 с, износостойкость и коэффициент трения – с помощью автоматизированного трибометра АТВП. Поверхностную концентрацию алмаза определяли с использованием сканирующего электронного микроскопа с приставкой для подсчета количества включенной дисперсной фазы, объемную долю алмаза – методом волюмометрии – по количеству выделившегося углекислого газа после сжигания КЭП в токе кислорода с плавнем V_2O_5.

В результате проведенного исследования установлено, что на поверхностную и объемную концентрацию дисперсной фазы КЭП влияет концентрация синтетического алмазного микропорошка в электролите никелирования, а также концентрация углеродного наноматериала. Установлено, что с ростом концентрации алмазного микропорошка от 10 до 40 г/л наблюдается увеличение его количества в покрытии от 50-60 до 60-75 %, причем предельные значения получены при концентрации алмаза 15-20 г/л (табл. 1). Углеродные наноматериалы необходимо вводить в небольших количествах, так как из-за очень малых размеров они могут встраиваться в кристаллическую решетку никеля при его электрокристаллизации, препятствуя тем самым включению алмаза в никелевое покрытие. Оптимальной концентрацией УДА в электролите никелирования является 0,1÷0,3 г/л, УНВ – 0,031÷0,05 г/л. Введение углеродных наноматериалов приводит к более равномерному распределению алмаза по поверхности покрытия, а также способствует уменьшению конгломерации частиц алмаза (рис.1).

а *б*

Рис. 1. Микрофотографии поверхности КЭП никель-алмаз (*а*), никель-алмаз-УНВ (*б*)

Определены оптимальные технологические режимы электрохимического осаждения КЭП. Ими являются: плотность катодного тока 2,5±0,2 А/дм^2, плотность анодного тока 1,0±0,2 А/дм^2, температура осаждения 45±5 ^{o}С, давление подачи сжатого воздуха 0,2±0,05 МПа, скорость вращения детали 15±5 об/мин. При вышеуказанных режимах скорость осаждения КЭП составляет 0,5÷0,6 мкм/мин. Были получены покрытия различной толщины (20 ÷ 200 мкм) в отсутствие и в присутствии углеродных наноматериалов, и оценены их физико-механические свойства при толщине КЭП 50 мкм, результаты которых представлены в таблице 1. Из данных таблицы видно, что при введении углеродных на-

номатериалов, причем в большей степени для УНВ, чем для УДА, наблюдается увеличение поверхностной и объемной концентрации алмаза в покрытии, а также рост микротвердости, при одновременном уменьшении коэффициента трения и интенсивности весового изнашивания в условиях сухого трения.

Таблица 1. Физико-механические свойства КЭП (толщина 50 мкм) при оптимальных режимах электроосаждения

Свойства КЭП	Ni–C	Ni–C–УДА	Ni–C–УНВ
Поверхностная концентрация алмазного порошка в покрытии, %	60÷75	70÷80	75÷85
Объемная доля алмаза в покрытии, %	24	25	27
Микротвердость, МПа	3700÷4500	4000÷5000	5000÷5700
Интенсивность весового изнашивания, мг/м	0,15÷0,3	0,1÷0,2	0,1÷0,16
Коэффициент трения, от. ед.	0,55÷0,65	0,5÷0,6	0,45÷0,5

В таблице 2 приведены эксплуатационные свойства алмазных режущих дисков. Из данных таблицы 2 видно, что введение УДА, еще в большей степени УНВ, приводит к уменьшению радиального износа лезвия, к снижению ширины реза при разделении подложек из полупроводниковых, сверхтвердых и керамических материалов в изделиях радиоэлектроники и приборостроения, а также к увеличению процента выхода годных изделий.

Таблица 2. Эксплуатационные свойства алмазных режущих дисков и процент выхода годных изделий

Свойства режущих дисков	Ni–C	Ni–C–УДА	Ni–C–УНВ
Износостойкость (радиальный износ лезвия на 100 м реза), мкм	21÷25	19÷22	15÷18
Максимальная ширина реза при разделении материалов при толщине лезвия t, мкм	t+20	t+10	t+8
Выход годных изделий, %	97÷98	98,0÷98,5	98,5÷98,8

Таким образом, в результате проведенного исследования разработан технологический процесс электрохимического осаждения композиционных покрытий никель–алмаз–УДА и никель–алмаз–УНВ на корпусной режущий инструмент для разделения подложек из полупроводниковых, сверхтвердых и керамических материалов. Показано, что введение углеродных наноматериалов – ультрадисперсного алмаза и углеродного нановолокна – приводит к увеличению микротвердости и износостойкости КЭП с одновременным уменьшением коэффициента трения, а также к существенному улучшению эксплуатационных свойств режущего инструмента. Техпроцесс электрохимического осаждения КЭП с углеродным наноматериалом планируется к внедрению в серийное производство в ГНПО «Планар» УП «КБТЭМ-СО» при изготовлении корпусного алмазного режущего инструмента

Список литературы

1. Патент РБ 12211 МПК H 01 L 21/02 B 28 D 5/00 Алмазсодержащее корпусное устройство для резки полупроводниковых пластин / Антипов М.Н., Васильев В.Л., Гаевская Т.В., Гайдук И.Л. и др. Заявл. 2008.01.29. Опубл. 2009.08.30.
2. I. Petrov, P.Detkov, A.Drovosekov // Diamond and related materials. – 2006. – V.15. – P. 2035-2038.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРЕГРАД ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ПРОБИТИИ ИХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМИ УДАРНИКАМИ

Захаров В.М., Хорев И.Е.

Научно-исследовательский институт прикладной математики и механики Томского государственного университета, г. Томск, Россия,
khorev1942@yandex.ru

Титановые сплавы являются широко распространёнными конструкционными материалами, применяемыми в различных областях машиностроения. Высокая прочность сплавов в сочетании с меньшей, чем у сталей, плотностью делает их незаменимыми в условиях интенсивных динамических нагрузок.

Были проведены экспериментальные исследования по взаимодействию высокопрочных стальных ударников с преградами из титанового сплава ВТ-6. Характеристики используемых преград: толщина b =7,6 мм; удельный вес 4,36 сН/см^3; твёрдость по Бринеллю *HB* 302; предел текучести (785 ... 880) МПа. Высокопрочный стальной ударник имел следующие параметры: диаметр 6,1 мм, оживальная головная часть высотой h = 11,2 мм, вес ударника 5,3 сН.

Метание ударников производилось из пороховой баллистической установки калибром 8 мм, скорость метания (соударения) V_0 изменялась от 80 м/с до 800 м/с. Скорость ударников определялась индукционными измерителями. Регистрация процесса взаимодействия ударника с преградой осуществлялась двумя импульсными рентгеноимпульсными аппаратами с задержкой $\Delta\tau$ срабатывания между ними и высокоскоростной киносъёмкой камерой ждущего типа ЖЛВ-2.

На рис.1 представлены результаты рентгеноимпульсной регистрации и киносъёмки процесса взаимодействия ударника с титановой преградой. Эти результаты показали, что разрушение преграды имеет достаточно сложный, многообразный характер: 1) на начальном этапе процесса (5 - 7) мкс имеет место пластическое течение материала преграды при внедрении ударника («прокол»); интенсивного разрушения лицевой и тыльной поверхностей преграды не происходит – позиция 1 на рис. 1; 2) при дальнейшем углублении ударника начинается интенсивное лицевое разрушение преграды («выколы», лицевой откол) и деформирование тыльной поверхности с образованием пластического купола, небольшой «пробки» и откольной тарелки – позиции 3 и 4 на рис. 1; 3) при сквозном разрушении (пробитии) преграды происходит отделение элементов тыльного разрушения преграды (фрагменты откольной тарелки, «пробка», мелкодисперсная фракция осколков) и разлёт элементов лицевого разрушения преграды («выколы», венчик лицевого откола, мелкие осколки) – позиции 5 и 6 на рис. 1.

Эти – лицевой и тыльный (запреградный) потоки осколков – обладают существенной кинетической энергией и могут оказать значительное поражающее воздействие на персонал и системы управления.

С целью наглядного представления деформирования и разрушения преграды была разработана экспериментально-графическая методика оценки стойкости преград в виде обобщённых диаграмм пробития, где наряду с зависимостями глубины проникания ударника в преграду – $L_b(V_0)$ и деформирования (выпучивания) тыльной поверхности – $S_b(V_0)$ даны зависимости запреградной скорости $V_3(V_0)$. Измерение V_3 производилось с помощью рентгеноимпульсной съёмки. Такая диаграмма пробития для титановой преграды приведена на рис. 2.

На диаграмме пробития отмечены следующие характерные координаты: - абсциссы, описывающие состояние тыльной поверхности преграды: НПК – начало образования пластического купола, РПК – разрыв (появление первых трещин) пластического купола, ПТП – предел тыльной прочности (нарушение сплошности преграды), ПСП – предел сквозного

пробития; - ординаты, характеризующие путь ударника в преграде и деформацию её тыльной поверхности: $(S_b)_{max}$ – максимальная деформация тыльной поверхности, $(b + h)$ и $(b + h + S_b)$ – выход ударника из пластического купола. Ордината $(b + h + S_b)$ соответствует моменту ПСП, когда ударник может удерживаться в преграде лишь силами трения по его цилиндрической поверхности и при дальнейшем небольшом повышении скорости встречи ударник пробивает преграду, имея запреградную скорость $V_З$.

Рис. 1. Рентгенограмма и кинограмма процесса взаимодействия высокопрочного ударника с титановой преградой при скорости $V_0 = 793$ м/с
1 – двухэкспозиционная рентгенограмма, $\Delta\tau = 30$ мкс; 2, 3, 4, 5, 6 – кинокадры для моментов времени от начала внедрения: (- 7,0), 18,7, 42,1, 63,2, 79,6 мкс соответственно.

Рис. 2. Диаграмма пробития (сечение преграды и зона «срезания пробки» заштрихованы)

Измерения запреградной скорости ударника показали, что потеря его скорости в процессе пробития преграды составляет $(0{,}15 - 0{,}19)V_0$ для скорости стрелкового диапазона, равной 800 м/с.

Таким образом, проведённый анализ разрушения преград из титанового сплава, построение диаграмм их пробития позволяют установить закономерности проникания ударников и сделать количественные оценки, характеризующие особенности разрушения преград. По существу, диаграммы пробития – это экспериментально-графический метод определения ПСП и, в целом, оценка стойкости преград к ударным воздействиям. Установленная на основе систематических экспериментов эта информация является особенно актуальной, так как получена на реальных материалах в практически важном диапазоне скоростей взаимодействия.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11 – 08 – 98062).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ МНОГОЦИКЛОВЫХ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ ТЕРМОСИЛОВЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Горохов В.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А.

НИИМ Нижегородского университета, Нижний Новгород, Россия,
vas-gor@rambler.ru

В докладе обсуждается вариант модели, описывающей процессы многоцикловой усталости конструкционных материалов с использованием соотношений механики поврежденной среды. Рассмотрены основные подходы к созданию моделей для описания процессов многоцикловой усталости конструкционных материалов на основе энергетических критериев разрушения. Предложен вариант модели, учитывающей зависимость долговечности материала от параметров асимметрии цикла, влияние на процесс разрушения развивающейся поврежденности и зависимости параметров разрушения от реализуемого в процессе нагружения вида напряженно-деформированного состояния. Рассмотрены вопросы построения материальных функций модели. Представлены алгоритмы реализации модели в составе программных средств решения нелинейных задач деформирования и разрушения конструкций на основе МКЭ.

Экспериментальные исследования процессов разрушения материалов в условиях многократного воздействия периодически изменяющейся во времени нагрузки позволяют выделить три характерные области разрушения [1, 2].

Первая область характеризуется разрушением, сопровождающимся односторонним накоплением пластических деформаций до величин, близких предельной пластической деформации при монотонном увеличении нагрузки. Такой вид разрушения называется квазистатическим разрушением.

В пределах второй и третьей областей разрушение представляет собой процесс постепенного накопления повреждений под действием переменных нагрузок, приводящих к зарождению и развитию дефектов в материале, приводящих к появлению трещины. При этом, если в пределах второй области предельное число циклов N_f сравнительно невелико и сопровождается значительными знакопеременными пластическими деформациями (малоцикловое разрушение), то на третьей – разрушение происходит без видимых следов пластической деформации после значительного количества циклов ($N_f > 10^4$) (многоцикловое разрушение).

В области многоцикловой усталости уровень действующих напряжений не превышает предела текучести материала, поэтому макроскопические пластические деформации в пределах цикла достаточно малы и ими обычно пренебрегают.

Тем не менее, как показывают исследования, при напряжениях, меньших предела текучести при циклическом деформировании в координатах «напряжение-деформация» наблюдается петля гистерезиса, соответствующая рассеянию энергии, и связанная с микропластическими деформациями в локальных объемах материала. При этом в области многоцикловой усталости форма петли гистерезиса не играет большого значения, важно лишь значение рассеянной энергии, которая связана с энергией формоизменения за цикл нагружения [1, 2].

В основу практически всех энергетических критериев многоцикловой усталости положен выбор вида энергии, которая считается ответственной за разрушение материала.В простейших случаях в качестве такой энергии принимается полная энергия упругой деформации за цикл [1], или энергия формоизменения

При таком определении «опасной» энергии ее критическое значение будет зависеть от параметров процесса циклического нагружения (уровня напряжений, параметра асим-

метрии r). Поэтому в большинстве современных работ предлагается выделить в качестве «опасной энергии», ответственной за разрушение, некоторую долю рассеянной энергии, которая бы в наименьшей степени зависела от параметров циклического нагружения

В настоящем докладе для аналитического описания зависимости суммарной рассеянной энергии от числа циклов предлагается использовать известную зависимость [1], связывающую число циклов N_R и энергию D за цикл нагружения в виде

$$D(N_R)^k = C, \tag{1}$$

где N_R – разрушающее число циклов при данном уровне напряжений, k и C – экспериментально определяемые функции, зависящие от параметра асимметрии цикла r за цикл нагружения:

$$k = k(r), \quad C = C(r). \tag{2}$$

Эти функции могут быть получены на основе экспериментальных кривых многоцикловой усталости для фиксированных значений $r = const$.

Очевидно, что при заданном уровне напряжений, определяющих предельное число циклов N_R и полученных на основе (1) значениях коэффициентов k и C может быть однозначно определена энергия D за цикл нагружения:

$$D = \frac{C}{(N_R)^k} \tag{3}$$

С другой стороны, меняя значения C и k можно получать различные значения энергии D. Поэтому для выбора зависимости D от параметров НДС в цикле можно использовать любое соотношение, однозначно определяющее некоторый конкретный вид энергии за цикл нагружения.

В связи с этим в качестве энергии, определяющей разрушение при многоцикловой усталости, предлагается использовать энергию формоизменения, элементарное изменение которой представляется в виде:

$$\delta D = \sigma'_{ij}\delta e'_{ij} \text{ при } \delta D > 0 \tag{4}$$
$$\delta D = 0 \text{ при } \delta D \le 0$$

В докладе показано, что для определения параметров k и C при фиксированном значении параметра r необходимо иметь две точки на кривой многоцикловой усталости $\sigma \sim N$, соответствующие двум различным уровням напряжений.

Далее для этих уровней напряжений вычисляются энергии за цикл D_1 и D_2, с кривой многоцикловой усталости снимаются значения чисел циклов до разрушения N_R^1 и N_R^2 после чего вычисляются значения коэффициентов k и C.

С целью повышения достоверности полученных значений k и C проверяется выполнение условий (1) для одного или нескольких уровней напряжений и, при необходимости, уточняются значения коэффициентов k и C.

При построении адекватной модели многоцикловой усталости, наряду с полученными соотношениями для определения опасной энергии D за цикл нагружения, должны быть сформулированы кинетические уравнения накопления повреждений и влияния текущей поврежденности на характеристики процесса деформирования.

Для описания развития повреждений в материале при многоцикловом нагружении вводится функция повреждений ψ, представляющая собой нормированный аналог опасной энергии, и скалярная мера поврежденности ω, используемая для описания влияния текущей поврежденности на характеристики процесса деформирования на основе гипотезу о наличии двух фаз накопления повреждений.

В пределах первой фазы происходит зарождение рассеянных по объему материала повреждений в виде микропор и микротрещин, не приводящее к заметному влиянию этих повреждений на физико-механические характеристики материала. Применительно к рас-

смотренной выше модели поврежденного материала для этой фазы можно считать изменение меры поврежденности $\Delta\omega = 0$.

Вторая фаза характеризуется дальнейшим развитием и взаимодействием возникающих дефектов и сопровождается нарастающим влиянием повреждений на физико-механические характеристики материала и дестабилизацию процесса циклического деформирования при циклических нагружениях. Конец фазы соответствует появлению в материале макроскопической трещины.

Учет наличия названных фаз при описании накопления повреждений может быть осуществлен путем введения переменной, определяемой значением завершения первой фазы [3]. В качестве такой переменной в настоящем исследовании используется величина ψ_a ($\psi_a = \psi_a(\sigma_a)$, где σ_a – амплитуда напряжений цикла $\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$), определяемая значением упомянутой выше функции поврежденности, к концу первой фазы. При этом зависимость изменения меры поврежденности $\Delta\omega$ от изменения функции поврежденности за цикл нагружения $\Delta\psi$ принимается в виде [3]:

$$\Delta\omega = p\overline{\omega}^{\frac{p-1}{p}} \Delta\psi^0,$$
$$\Delta\psi^0 = \frac{\Delta\psi}{1-\psi_a} \quad \text{при} \quad \psi > \psi_a, \tag{5}$$
$$\Delta\psi^0 = 0 \quad \text{при} \quad \psi \le \psi_a,$$

где p – функция материала.

В пределах второй фазы вычисления действующих напряжений и деформаций конструкции необходимо осуществлять в рамках соотношений механики поврежденной среды, т.е. с учетом влияния текущей меры поврежденности на характеристики процесса деформирования.

В докладе рассмотрены алгоритмы реализации модели в составе программных средств численного решения нелинейных задач деформирования и разрушения конструкций, основанные на использовании созданных авторами схем моделирования процессов малоцикловой усталости[4, 5].

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 12-08-31050).

Список литературы

1. Трощенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – Киев: Наук. Думка, 1981. – 344с.
2. Голос, Эльин. Теория накопления усталостных повреждений, основанная на критерии удельной энергии полной деформации. Современное машиностроение, сер. Б, 1989, №1. – С. 64-71.
3. Капустин, С.А. Метод конечных элементов в задачах механики деформируемых тел: Учеб. Пособие / С.А. Капустин. - Н. Новгород: Изд-во ННГУ, 2002. – 150 с.
4. Капустин С.А., Чурилов Ю.А., Горохов В.А.Численное моделирование процессов деформирования и разрушения материалов и конструкций в условиях квазистатических термосиловых и терморадиационных воздействий. // Тр. III школы семинара «Современные проблемы ресурса материалов и конструкций». - Москва: МАМИ, 2009. – С. 90-104.
5. Капустин С.А., В.А. Горохов В.А, Чурилов Ю.А.. Алгоритмы прогнозирования малоцикловой прочности конструкций на основе МКЭ // Проблемы прочности и пластичности: Межвузовский сборник / Н. Новгород.-2011. Вып. 73. – С. 13-24.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Тетюева Т.В., Иоффе А.В., Ревякин В.А., Борисенкова Е.А., Денисова Т.В.

ООО «Самарский ИТЦ»,
snegir@eor.samara.ru

Основными причинами разрушения нефтепроводных труб является углекислотная и сероводородная коррозии. Наиболее опасным является воздействие растворенного в транспортируемой среде CO_2, которое инициирует коррозионные процессы: образование язв, питтингов и последующее разрушение труб.

Цель работы получить сравнительные характеристики коррозионной стойкости труб из новых и традиционных сталей в условиях высокой агрессивности добываемой среды и соответственно выбор системы легирования, обеспечивающей необходимые свойства и требуемый срок эксплуатации.

В качестве объектов исследования использовались образцы (катушки), вырезанные из нефтепроводных труб из традиционно применяемых сталей 17Г1С, 09ГСФ и стали 20 и новых перспективных сталей 13ХФА, 13ХФЧА и 08ХМФА. Катушки, последовательно соединенные сваркой, были вмонтированы в линию сборного нефтепровода. Испытанные образцы находились при постоянном воздействии транспортируемой среды высокой агрессивности (H_2S = 65мг/дм^3, CO_2 = 83мг/дм^3, обводненность – 70%). Изучение внутренней поверхности труб, строение и состава продуктов коррозии проводили после 395 и 539 суток эксплуатации.

Наибольшую стойкость углекислотной коррозии имеют стали 20, 13ХФА, 13ХФЧА и 08ХМФА, для которых на рис. 1 приведены результаты статистического анализа язвенной повреждаемости поверхности труб.

Рис. 1. Статистический анализа язвенной повреждаемости поверхности труб.

Основные выводы:

1. Традиционно используемые стали (17Г1С, 09Г2С и 20) не пригодны для эксплуатации на месторождениях, с повышенным содержанием CO_2 и H_2S, в том числе для эксплуатации в Коми. Они образуют рыхлые продукты коррозии, имеющие слабую адгезию с металлом и не замедляют коррозионные процессы, что приводит к смене характера коррозии с равномерной на локальную мейза-коррозию.

2. В хромосодержащих сталях продукты коррозии обогащены хромом и образуют более плотный слой, препятствующий проникновению коррозионно-активных соединений к границе металл - продукты коррозии. По результатам испытаний сталь марки 08ХМФА обладает наиболее высокой коррозионной стойкостью к углекислотной коррозии.

THERMOMAGNETIC MODIFICATION OF PRODUCTS FROM AMORPHOUS OF AN ALLOY

Pudov V.I., Dragoshanskii Yu.N., Sobolev A.S.

Institute of Metal Physics, Ural Division, RAS, Ekaterinburg, Russia.
Pudov@imp.uran.ru

Introduction

The possibility of improvement of magnetic properties of semiproducts made from soft magnetic material and alloys by means of thermomagnetic treatment (TMT) is a subject matter of a good many of publications [1–4]. However, in the case of end items, the above problem is being solved virtually only on steels [5–7]. Yet, upon mechanically manufacturing finished products from soft magnetic materials their starting magnetic properties are subjected to mechanical actions and undergo essential changes, which results in decreasing performance, say, of measuring current or voltage transformer, and as a consequence, the accuracy rating.

The work presented deals with the possibility of improvement of magnetic properties of finished products of amorphous alloy $Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$, whose material has initially been subjected to a standard mode of heat treatment.

Experimental

The pieces under study were products in the form of ring-type transformer magnets made of amorphous alloy $Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$. They have the Curie temperature T_c=160 ºC, ribbon thickness δ = 0.025 mm, ribbon length, 15 mm. The magnetic cores imbued with glue have a rigid structure without a protecting closure. Their ribbon surface is covered with a film of polymer materials 0.4 to 1.2 mm in thickness. It serves as an insulation layer which stands for a voltage no less than 5kV. The magnetic cores are manufactured varying in the unit size with an outer diameter of no more than 40 mm and inner diameter, no less than 10mm; the mean diameter being 26 mm.

The specified products were treated in a dc magnetic field which was aligned with their longitudinal axis and perpendicular to the longitudinal axis of the ribbon proper. The magnetic field strength was changed from 10^3 to 10^4 A/m at T º varying from 100 to 180 ºC and holding time of up to 20 min. The common steps for all the modes of treatment of the products were heating from room temperature with a rate of ~10 ºC/min to a corresponding temperature $h<T_c$, holding at the specified temperature for some time under magnetic field, and subsequent cooling with a rate of ~3 ºC/min to room temperature.

Determination of magnetic permeability μ_{max}, coercivity (H_c), and specific magnetic losses (P_s) prior and after the thermomagnetic treatments was performed via estimation of the hysteresis loops taken at a frequency f=50Hz at maximal amplitudes of magnetic induction (B_m) 0.01, 0.02, 0.05, 0.1, and 0.2 T.

The measurements of hysteresis loops and processing of the experimental results were performed using a highest-accuracy setup UVT-82-A-93 registed in the State List of Measuring Devices of the Russian Federation**.** The error of measuring magnetic characteristics did not exceed 5%. In the setup an induction method was employed. Instant voltage values fixed in the course of measurements in the measuring coil of the sample under study and measuring resistor in the magnetizing circuit are transformed by an analog-digital converter in the digital codes which are recorded in the memory of a PC assisting the setup, which is used to calculate magnetic characteristics of the given sample material.

The results of measurements are shown in Table.1. It follows from the data that, depending on the regime of the thermomagnetic treatment at the magnetic induction values (B_m) from 0.01 to 0.2 T, it is possible to diminish the magnetic losses (P_s) by a factor 1.2–1.9, the coercivity (H_c), 1.4–2 and to increase the magnetic permeability as high as 1.5–2 times after heating

products to 120–125 ºC and holding up to 10 min in a dc magnetic field with a strength H=65–70kA/m. The isolation properties of the coatings are preserved in this range of the TMT temperatures.

Thus, the optimal result of the thermomagnetic treatment of the products in the form of ring transformer magnets made of amorphous alloy GM 501 manifests itself in a narrow temperature range at definite holding times and strengths of the external magnetic field. It depends on the dimensions and shape of the materials and products as well.

Table 1. Results of measurements of the specific magnetic permeability (μ_{max}), coercivity (H_c), magnetic losses (P_s) at the frequency 50 Hz upon magnetization reversal of ring-type transformer magnetic core.

Amplitude of magnetic induction B_m,T	$\mu_{max} \cdot 10^{-3}$		$H_c \cdot 10^2$, A/м		$P_s \cdot 10^{-5}$ (W/kg)	
	prior TMT	after TMT	prior TMT	after TMT	prior TMT	after TMT
0,01	**80**	**130**	2	1,2	**0,2**	**0,05**
0,02	110	150	**4**	**2**	1	0,5
0,05	160	210	8	6	8	5
0,1	250	320	16	12	40	20
0,2	340	430	27	21	100	80

Upon a standard heat treatment of the samples, an initial state of the amorphous ribbon is formed when longitudinal, transverse, perpendicular 180º and closure 90º domains are present (Fig. 1). In this case a spontaneous emergence of the longitudinal (1) and transverse (2) 180º domains with alternating polarity is conditioned by the penetration of gaseous bubbles into the space between the surface of contact of the ribbon under production and the formative disk. In this region the resistance of the contacting surface sharply increases and there arises a transverse contraction of the ribbon bulk, and magnetization becomes oriented perpendicular to the ribbon surface.

Fig. 1. Fragment of local distribution of the longitudinal (1), transverse (2), perpendicular (3) 180º and closure (4) 90º domains over the amorphous ribbon after the standard heat treatment.
← - orientation of magnetization in the domains.

Fig. 2. Fragment of local distribution of the transverse180º (1) and closure 90º domains (2) over the amorphous ribbon after TMT.
← - orientation of magnetization in the domains.

In the case of the thermomagnetic treatment of the above products in the longitudinal magnetic field, the improvement of their magnetic properties is related to a significant decrease in the fraction of the 180º magnetic domains, magnetized upon the standard heat treatment perpendicular to the ribbon surface (3), which took almost 30% of the volume.

When the domains magnetized perpendicularly and longitudinally disappear, the magnetic field of TMT gives rise to an anisotropic structure consisting of 180ºdomains with the magnetization aligned with the applied field (Fig. 2). At the sides of this ribbon there are formed 90º domains which provide the closure of the magnetic flux and decrease of the magnetostatic energy of the ribbon.

In the next stage, upon measuring magnetic characteristics of the products, the magnetizing force field of the transformer coil is directed (just as in the case of application of measuring current transformers) along the ribbon surface, that is, along its long axis (Fig. 1). The 90ºclosure domains formed upon TMT (Fig. 2) become nuclei of the magnetization reversal in the direction of the applied ac field, which serves to lower its strength and diminish the energy spent on the switching of the ring magnets. Such a decrease is traceable to the fact that the magnetization reversal proceeds by the low-energy mechanism of the domain wall displacement rather than by the energy-taking mechanism of magnetization rotation.

Conclusion

An optimal regime of thermomagnetic treatment of products made of amorphous alloy $Fe_5Co_{70}Si_{15}B_{10}$ in the form of ring-type transformer magnetic core is found which provides a reduction of magnetic losses (P_s) up to by a factor of 1.9, decrease in coercivity (H_c) as large as by a factor of 2, and up to twofold increase in magnetic permeability.

Thus, the studies performed serve to develop new ideas about the possibilities of the thermomagnetic treatment, allow an effective realization of the reserves for the long-term operation of the products made from soft magnetic materials widely employed, say, in the magnetic cores of electrical machines and transformers.

The study was partially financed under the programs RFBR project No.11-02-00931, and Ural Branch RAS project No. 12-U-2-1018.

References

1. Haga K. On the magnetic field annealing effect on commercial silicon steel sheets. //Tran section Japanese Institute Metals. 1968. V.9. №2. P.88-92.
2. Roth S., Habiger D.-U. Anisotropy of losses in amorphous ribbons. // J. Magn. Magn. Mater. 1986. V. 61. P. 359–362.
3. Zusman A.I., Artsishevskii M.A. Thermomagnetic treatment of iron-nickel alloys.– Moscow: Metallurgiya, 1986. 93pp.
4. Zaikova V.A., Startseva I.E., Filippov B.N. Domain structure and magnetic properties of electrical steel.– Moscow: Nauka, 1992. 271pp.
5. Bernshtain M.L., Pustovoit V.N. Heat treatment of steel articles in magnetic field. –Moscow: Mashinostroenie, 1987. 256pp.
6. Pudov V.I., Sobolev A.C. Optimization of physic-mechanical properties of polycrystalline manycomponent ferromagnetic materials by thermomagnetic treatment. Part. 2 Thermomagnetic treatment of alloyed steels.// Physics and chemistry of material treatment, 2004, №5, pp.94–97.
7. Pudov V.I., Sobolev A.C., Dragoshanskii Yu.N. Modifying high-speed steel by thermomagnetic treatment. // Strengthening technologies and coatings, 2006, №6, pp.28–30.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С.

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

Введение

Получение высокопрочных, устойчивых к эксплуатационным воздействиям изделий из инструментальных сталей, широко используемых в промышленности, является одной из важнейших задач металловедения. Для решения этих задач ранее был разработан ряд металлургических способов совершенствования физико-механических свойств сталей. Однако к настоящему времени эти способы практически исчерпаны, поэтому требуются новые подходы для совершенствования структуры сталей. Одно из направлений решения данных задач связано с их термомагнитной обработкой [1].

Влиянию термомагнитной обработки (ТМО) на физико-механические свойства легированных сталей, посвящено значительное количество публикаций [1–4]. Из них следует, что применение такого вида обработки не достаточно воспроизводимо и не всегда обеспечивает получение значимых для практики результатов.

Целью работы является выяснение условий повышения эффективности ТМО.

Материалы и методика эксперимента

В данной работе рассматривались изделия, изготавливаемые из быстрорежущей стали марки Р6М5. Их термомагнитную обработку осуществляли в рабочем объеме установки, обеспечивающей получение постоянных магнитных полей до 180 кА/м и температур до 1000–1200°С.

Исследования проводились в диапазоне температур, не превышающих температуру Кюри быстрорежущей стали марки Р6М5 и обеспечивающих протекание развитых диффузионных процессов и исключения процессов обезуглероживания образцов при их выдержке в условиях постоянной температуры.

В качестве исследуемых образцов были использованы: – сверла диаметром 5 мм. Данные образцы прошли стандартную термообработку при закалке 1210–1230° С с 2–5 минутной выдержкой и охлаждением в масле, отпуск 3-х кратный при температуре 540–560° С с выдержкой 1ч [5]. Их твердость по HRC не менее 63.

Образцы (сверла в комплекте из трех штук) помещались в рабочий объём соленоида установки с ориентацией их продольных осей по направлению продольной компоненты магнитного поля намагничивающей системы. Параметры режимов ТМО варьировались по температуре выдержки в диапазоне от 500 до 700° С, по времени выдержки – от 15 минут до 4-х часов. Общим в этих режимах был нагрев со скоростью 5–10° С/мин в приложенном, постоянном магнитном поле напряженностью Н~65 кА/м, выдержка в этом поле в течение определенного времени и медленное со скоростью 3–5° С/мин охлаждение в поле до температур ~150° С, отключение поля и последующее охлаждение образца до комнатной температуры в установке.

Результативность обработки образцов из стали Р6М5 оценивалась в производственных условиях разных предприятий по изменению величины относительной износостойкости материала, которая для установленной нормы принимается за единицу.

Для всех образцов выполнялись контрольные эксперименты – дополнительная термообработка без воздействия магнитного поля при температуре и времени выдержки для найденного оптимального режима термомагнитной обработки изделий.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

В представленной таблице приведены полученные результаты термомагнитной обработки образцов из быстрорежущей стали марки Р5М5. Из их анализа следует, что оптимизация параметров износостойкости для данных метчиков обеспечивается в узком диапазоне температур $t_в$ = 540–560° С и в достаточно ограниченном интервале времени выдержки $\tau_в$, соответствующем 30–45 минут. При найденном режиме ТМО происходит повышение износостойкости данных изделий в 1,7 раза без изменения их твердости, приобретённой при стандартной термической обработке.

Таблица 1. Зависимость относительной износостойкости (условные единицы) от режима обработки в постоянном магнитном поле Н~65 кА/м сверл ∅ 5 мм из стали марки Р6М5.

Температура выдержки $t_в$,°С	Время выдержки $\tau_в$,				
	0,2 ч.	0,5 ч.	1 ч.	2 ч.	4 ч.
500	1,3	1,5	1,4	1,3	1,0
560*	1,4	1,7*	1,5	1,4	1,1
600	1,2	1,3	1,1	1,0	0,5
700	1,0	1,1	0,5	-	-
560**	-	1,1	-	-	-

* – оптимальный режим; ** – контрольный эксперимент в отсутствии воздействующего магнитного поля.

Как показывают контрольные результаты (см. таблицу), дополнительная термообработка метчиков в отсутствии воздействующего на них магнитного поля, не приводит к повышению относительной износостойкости изделий.

Общее количество обработанных сверл, подвергнутых эксплуатационным испытаниям, составило ~ 20 штук, в том числе по оптимальному режиму ~ 10 штук. Эксплуатационная износостойкость контрольных образцов, соответствующая установленной норме ГОСТа, определяемой количеством обработанных в одном режиме деталей (3000 шт), принималась за единицу.

Сравнение результатов, полученных при ТМО сверл ∅ 5 мм, с ранее полученными результатами при ТМО метчиков М5 (∅ 5мм) из стали Р6М5, показывает, что время выдержки дополнительно зависит от формы образцов, оказывающих влияние на определение оптимального режима термомагнитной обработки изделий.

В работах [2, 4] приведены результаты термомагнитной обработки образцов – сверл диаметром 6 мм, изготовленных из быстрорежущей стали марки Р5М5. Их термомагнитная обработка осуществлялась после стандартной закалки при отпуске в режиме, определяемом параметрами $t_в$ = 560°С, $\tau_в$ = 1 ч и в постоянном магнитном поле напряженностью H ~ 1440 кА/м. Повышение относительной износостойкости сверл в 1,5 раза получено при их испытании в условиях сквозного сверления на станке (модель 2А135) планок из стали 12ХН3А толщиной 30 мм.

Сравнение этих результатов с полученными при обработке сверл показывает, что применение термомагнитной обработки после полного цикла стандартной термообработки изделий, дает более высокий результат повышения их относительной износостойкости при применении относительно малого магнитного поле (H ~ 65 – 70 кА/м), нежели при закалке или отпуске изделий.

На наш взгляд, механизм повышение износостойкости изделий из быстрорежущей стали связан с магнитострикцией и процессами: диффузионного перераспределения термодинамически активного углерода и примесей P, S (см. рис. 1.) замещения в направлении приложенного магнитного поля; выделением из мартенсита и остаточного аустенита мелкодисперсных вторичных карбидов, которые, преимущественно располагаясь по границам

зерен, снижают активность дислокаций, препятствуя их перемещению, а также с появлением игольчатого мартенсита наряду с пластинчатым.

t < 500 °C *t* = 540–560 °C *t* > 600 °C

а) *в*) *г*)

Рис. 1. Схема распределения примеси фосфора по зерну легированной стали: *а* – при ТМО в условиях диффузии по границам субзерен; *в* – по приграничному слою; *г* – в условиях перехода пограничной диффузии в объемную; 1– граница субзерна; 2– приграничный слой зерна; 3– фосфор.

Заключение

Представленные результаты исследования термомагнитной обработки образцов, изготовленных из инструментальной стали марки Р6М5, показывают особенность эффекта обработки, связанную с различной степенью его проявления. Максимальный результат эффекта, изменяющего структуру материала, проявляется в узком диапазоне температуры, при определенной величине времени выдержки и магнитного поля, и зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых изделий.

Получение оптимальных режимов ТМО обеспечивает заметное улучшение физико-механических свойств, например, износостойкости в 1,7 раза сверл диаметром 5 мм, изготовленных из быстрорежущей стали марки Р6М5..

Данные результаты дают новые представления о возможностях ТМО, открывают перспективу существенного улучшения физико-механичнских свойств изделий из легированных сталей без изменения их химического состава, и тем самым позволяют эффективно реализовать резервы для долговременной эксплуатации изделий.

Работа частично поддержана проектом РФФИ № 11-02-00931 и инициативным проектом УрО РАН №12–У–2–1018.

Список литературы

1. Галей М.Т., Ашехин В.Г. Изучение влияния магнитного поля на стойкость быстрорежущего инструмента.// Станки и инструменты, 1981, №6, с. 31–34.
2. Пустовойт В.Н., Блиновский В.А. Термическая обработка в магнитном поле стали Р6М5. // Металловедение и термообработка, 1983, №11, с. 52–54.
3. Малыгин Б.В. Магнитное упрочение инструментов и деталей машин. – М.: Машиностроение, 1989.– 40 с.
4. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 256с.
5. Марочник сталей и сплавов. Под. ред. Сорокина В.Г. – М.: Машиностроение, 1989. – 640с.

ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Соболев А.С.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Росси.
pudov@imp.uran.ru

Введение

Конструкционные стали широко используются в промышленности (ГОСТ 2590–88, 8479–70). Изучение их структуры является необходимым этапом для перспективного повышения их физико-механических свойств.

Ранее разработанные металлургические способы совершенствования свойств данных сталей – выбор основного химического состава, оптимального размера кристаллического зерна, удаление вредных примесей и т.д., к настоящему времени практически исчерпали себя, поэтому требуются новые подходы для решения задач, совершенствования их структуры и физико-механических свойств. Одно из этих направлений связано с термомагнитной обработкой (ТМО) изделий, изготовляемых из этих сталей.

Материалы и методика эксперимента

В качестве образцов рассматривались изделия, изготавливаемые из конструкционной стали марки 40Х.

Термомагнитную обработку изделий осуществляли в рабочем объеме установки, обеспечивающей получение соответствующих результатов при независимом регулировании постоянных магнитных полей до 20 кА/м и температур до 1000–1200°С. Напряженность магнитного поля определялась из соотношения

$$H = K_c \cdot I_c ,$$

где K_c – постоянная соленоида (1/м); I_c – величина постоянного тока, протекающего через витки соленоида.

Постоянную соленоида K_c=66 1/м определяли магнитометром Ш1-8 с погрешностью не более 5 %. Величину постоянного тока соленоида на уровне 1000 А измеряли шунтом 75ШСММ3–1500–0,5 класса точности 0,5. Температуру в рабочем объеме определяли хромель-алюмелевой термопарой с погрешностью не более 5 %.

Исследовалась образцы в виде стяжных шпилек марки М10 (ГОСТ 22042–76), полученные, в частности, при закалке 860° С в масле, отпуск 2-х кратный 500° С, 1ч [1].

Образцы в количестве трех штук помещались в рабочий объём соленоида установки с ориентацией их продольных осей по направлению аксиальной (продольной) компоненты магнитного поля намагничивающей системы.

Параметры режимов ТМО варьировались по температуре выдержки в диапазоне от 500 до 700° С, время выдержки – от 15 минут до 3-х часов. Общим в этих режимах был нагрев со скоростью 5–10° С/мин при постоянном магнитном поле напряженностью Н~65 кА/м, разной временной выдержке в этом поле и медленное со скоростью 3–5° С/мин охлаждение в поле до температур ~150° С, отключение поля и последующее охлаждение образца до комнатной температуры в установке.

Полученные результаты для образцов из стали 40Х, оценивали по изменению ударной вязкости стандартным методом при помощи маятникового копра [2].

Для всех образцов выполнялись контрольные эксперименты – дополнительная термообработка без воздействия магнитного поля при температуре и времени выдержки для найденного оптимального режима термомагнитной обработки изделий.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Из анализа представленных в таблице результатов ТМО образцов из конструкционной стали марки 40Х следует, что оптимизация параметров ударной вязкости для данных размеров стяжных шпилек обеспечивается в узком диапазоне температур $t_в$=540–560° С и в достаточно ограниченном интервале времени выдержки $\tau_в$, соответствующем 1,5 часам. При найденном режиме ТМО происходит в 2,8 раза увеличение ударной вязкости материала образцов (относительно принятой нормы КСИ) без изменения их твердости, приобретённой при стандартной термической обработке.

При внешнем осмотре поломанных при испытании образцов наблюдался матовый вид излома, поверхность разрушения содержала уступы – волокна, что характерно для вязкого разрушения [2].

Известно, что легированные хромистые стали склонны, при медленном охлаждении в диапазоне температур 450–600°С, к обратимой отпускной хрупкости. Возникновение этой хрупкости связано с диффузией вредных примесей (серы, мышьяка и, в особенности, фосфора [2, 3]) к границам зерна без выделения мелкодисперсных фаз (карбидов, фосфатов и других соединений). При этом легирующие элементы, например, хром и марганец, входящие в состав стали марки 40Х, дополнительно способствуют обогащению пограничных зон фосфором и серой, что увеличивает вероятность хрупкого разрушения [4].

Наблюдаемое повышение ударной вязкости (при сохранении твердости образца) в области температур возникновения обратимой отпускной хрупкости, можно объяснить несколькими механизмами, один из которых обусловлен перераспределением примесей по границам зерен легированного мартенсита в условиях восходящей диффузии, вызванной магнитным полем.

Таблица 1. Зависимость ударной вязкости КСИ (мДж/м^2) от режима ТМО в продольном магнитном поле $H \cong 65$ кА/м образцов, вырезанных из стяжных шпилек М10 (сталь 40Х, исходные КСИ ≅ 0,6 МДж/м^2 и твердость ~290 НВ при t = 500°С).

Температура выдержки, $t_в$°С	Время выдержки $\tau_в$		
	1 ч	1,5 ч	3 ч
500	1	1,3	1,4***
550*	1,4	1,7*	1,5***
700	2,0***	–	–
550**	–	0,6**	–

*– оптимальный режим; **– контрольная ТО в отсутствии воздействия магнитного поля; ***– снижение твердости до 200 НВ.

Перераспределение примесей происходит следующим образом. В условиях восходящей диффузии примеси будут концентрироваться по приграничным слоям зерен, параллельным оси образца, вдоль которой приложено магнитное поле. В результате происходит очищение от примесей приграничных слоев зерен в плоскостях, перпендикулярных оси образцов, что приводит к подтверждаемому экспериментом повышению сопротивления материала к поперечным сдвиговым деформациям, создаваемым в условиях эксплуатации изделий.

Очевидно, что данное перераспределение примесей и создание определенной концентрации в направлении воздействующего магнитного поля, формирует уже другой механизм сопротивления материала к поперечным сдвиговым деформациям, обусловленный снижением подвижности границ зерен в этом направлении.

Как показывают полученные при контрольных экспериментах результаты (см. таблицу), дополнительная термообработка образцов в отсутствии воздействующего на них магнитного поля, не приводит к повышению их ударной вязкости.

Общее количество обработанных стяжных шпилек, подвергнутых испытанию, составило ~ 30 штук, в том числе по оптимальному режиму ~ 10 штук. Ударная вязкость КСИ (мДж/м^2) контрольных образцов, соответствующая установленной норме ГОСТа, определяемой величиной КСИ ≅ 0,6 МДж/м^2, принималась за единицу.

Сравнение результатов ТМО стяжных шпилек М10 с ранее полученными результатами при ТМО М16, показывают их различие в режимах обработки. То есть нахождение эффективного режима обработки зависит от установления соответствующего режима обработки для каждого размера образца.

В работе [3] приведены результаты ТМО закаливаемых образцов диаметром 5 мм из конструкционной стали марки 40Х в условиях приложенного постоянного магнитного поля напряженностью Н=0,8 МА/м и циклической обработки по сложному режиму с возможностью перехода температуры обработки через точку Кюри в область температуры аустенизации 860° С. Эффект составил ~15 %.. Сравнение этих результатов с полученными при обработке стяжных шпилек показывает, что применение термомагнитной обработки после полного цикла стандартной термообработки изделий, дает более высокий результат при применении относительно малой величины магнитного поля (Н~65 – 70 кА/м), нежели при закалке или отпуске изделий.

Заключение

Установлено в результате исследования влияния ТМО на свойства изделий в виде стяжных шпилек М10, изготовленных из конструкционной стали 40Х, что под воздействием магнитного поля формируется в ортогональных плоскостях многофазных сплавов разная структура, изменяющая физико-механические свойства образцов. Данный эффект проявляется в узком диапазоне температур при определенных величинах времени выдержки и напряженности воздействующего магнитного поля. Он также зависит от размеров и конфигурации обрабатываемых материалов и изделий.

Использование оптимальных режимов термомагнитной обработки на практике обеспечивает заметное улучшение физико-механических свойств изделий из легированной стали, в частности, без изменения твердости, приобретённой при стандартной термической обработке изделий из стали 40Х, повышена их ударная вязкость в 2,8 раза.

Хотя эффект термомагнитной обработки обусловлен многообразием механизмов, требующих дальнейших их исследований, однако полученные в работе результаты дают новые представления о возможностях ТМО, позволяют эффективно реализовать резервы для долговременной эксплуатации изделий из легированных сталей.

Работа частично поддержана проектом РФФИ № 11-02-00931 и инициативным проектом УрО РАН №12–У–2–1018.

Список литературы

1. Марочник сталей и сплавов. Под. ред. Сорокина В.Г. – М.: Машиностроение, 1989. – 640с.
2. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. – 328 с.
3. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 256с.

ЛАЗЕРНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ И ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Росси.
pudov@imp.uran.ru

Введение

В современных анизотропных электротехнических сталях (АЭС) создание острой кристаллографической и магнитной текстуры обеспечивает повышение магнитной индукции. Для этого использованы обычные металлургические методы прокатки и рекристаллизационных отжигов, создающие ребровую (110)[001] кристаллографическую текстуру при оптимальных химическом составе, пластичности, толщине ленты, наименьшем содержании вредных примесей и неоднородных напряжений. Это соответствует минимуму магнитных потерь при перемагничивании. Однако при этом формируются крупные кристаллиты (до 50 мм), широкие полосовые магнитные домены, проходящие из зерна в зерно и, как следствие этого, при перемагничивании возрастают скорости движения доменных границ и вихретоковые ($P_в$) магнитные потери (до 85% от полных). Для решения этой проблемы требуется оптимизация магнитной доменной структуры, путем изменения соотношения объемов магнитных фаз, ориентации и размеров доменов, создания дополнительных зародышей перемагничивания и увеличения активности движения доменных границ [1,2].

Целью данной работы является дальнейшие исследования физических механизмов влияния деформационно-текстурующих воздействий на атомную и магнитную структуру АЭС и магнитомягких сплавов для разработки перспективных методов максимального снижения их магнитных потерь за счет активных поверхностных воздействий – локальной лазерной и термомагнитной обработок (ЛЛО и ТМО).

Материалы и методика эксперимента

Исследования проводили на анизотропных электротехнических сталях Fe–3 мас. % Si, с ребровой кристаллографической текстурой (110)[001]) различных марок 3406–3410 (ГОСТ 21427.1–83.). Размеры образцов составляли 280x30x0,08–0,35.мм. Аморфные ленты $Fe_{78}Ni_1Si_9B_{12}$ (2HCP), $Fe_{81}Si_7B_{12}$ и $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$ имели ширину 5 мм и толщину 0,02 мм. Магнитные потери $P_{B/f}$ – при индукции B (Тл) и частоте перемагничивания f (Гц) и индукции B_{100} и B_{800} (при поле H = 100 и 800 А/м) измеряли на магнитоизмерительной установке МК-4Э. Относительная погрешность измерений для доверительной вероятности 0,95 не превышала для индукции ±2%, для магнитных потерь ±4%.

Локальное лазерное облучение участков поверхности стали и аморфных лент с одноосной магнитной анизотропией, проводили импульсно-периодическим CO_2-лазером (λ= 0,6 мкм), в виде зон шириной 0,2 мм поперёк оси текстуры с промежутками между зонами, меньшими размера зерен.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Одно из перспективных направлений обработки анизотропной электротехнической стали связано с ЛЛО, т.е. с формированием поперечно ориентированных магнитных барьеров (узких зон), отличающихся по структуре от основного материала, и даёт результат, аналогичный получаемому при растяжении. Такие барьеры могут создаваться скрайбированием, локальным изгибом и локальной лазерной обработкой. ЛЛО изменяет исходное распределение намагниченности. На барьерах сосредоточиваются магнитные заряды, приводящие к ограничению размеров полосовых (т. е. основных) 180 – градусных доменов, уменьшению объёма поперечных 90– градусных замыкающих областей и к появлению клиновидных 180– градусных замыкающих областей – динамических зародышей перемагничивания [3]. Для получения максимального эффекта снижения магнитных потерь

исследовали влияние изменения интервала между зонами лазерного воздействия. Было установлено, что при снижении расстояния между зонами ЛЛО от 10 до оптимального 5 мм, возрастал уровень напряжений от 0,05-0,10 кг/мм^2 до 0,20-0,25 кг/мм^2 и в 2–3 раза уменьшалась ширина полосовых доменов. Это снижало магнитные потери за счет их вихретоковой составляющей.

Дальнейшее уменьшение промежутка приводило к росту потерь. В оптимальном режиме (плотность энергии воздействия U=2 Дж/см^2, ширина зоны облучения т 0,2 мм, межзонные промежутки 5 мм, толщина ленты 0,3 мм) при скорости движения ленты 0,5 м/с получено снижение магнитных потерь по характеристике $P_{1,7/50}$ до 25% (на сталях высших марок без покрытия, с индукцией B_{800} не менее 1,94 Тл). Однако, при изменении толщины ленты стали, размера зёрен, напряжённого состояния атомной структуры, характеристик покрытия и коэффициента поглощения излучения обрабатываемой поверхностью требуется уже другой подбор оптимальных параметров ЛЛО, в частности, наиболее важных – межзонного интервала, мощности излучения, кроме того, приходится искать пути снижения влияния деформационного изгиба ленты.

Другой вид воздействия связан с влиянием на структуру магнитомягких материалов и сплавов термомагнитной обработки [4, 5]. В этом случае при постоянном магнитном поле индуцируется магнитная одноосность в текстурованной стали и снижаются магнитные потери только до 9 – 10% вдоль оси текстуры, начальная и максимальная магнитная проницаемости увеличиваются в 1,4 раза.

Однако для повышения эффективности ТМО требуется нахождение более перспективного варианта обработки. Как показали дальнейшие исследования, таким вариантом является ТМО в переменном магнитном поле (частота 50 Гц и выше), обеспечивающая за счет дестабилизации доменных границ существенное снижение магнитных потерь по всем направлениям в плоскости ленты. Учет влияния деформационного старения материалов, протекающего при обработке, формирует уже новую концепцию ТМО и позволяет на более высоком уровне прогнозировать её эффективность [6, 7]. В таблице 1 показано снижение магнитных потерь после эффективных обработок, включая комплексную (~ТМО+ЛЛО).

Таблица 1. Полные магнитные потери $P_{1,5/50}$, их гистерезисные $P_г$ и вихретоковые $P_в$ (Вт/кг) составляющие при индукции 1,5 Тл и частоте 50 Гц в стали Fe–3%Si, после различных обработок.

Магнитные потери Вт/кг	Обработки				
	Исх	~ТМО	ЛЛО	~ТМО+ЛЛО	ΔP/P %
$P_{1,5/50}$	0,68	0,58	0,54	0,50	-26
$P_г$	0,24	0,21	0,26	0,25	+4
$P_в$	0,44	0,37	0,28	0,25	-43

Приведенные в таблице абсолютные величины магнитных потерь показывают, что применения комплексной ТМО + ЛЛО обработок на вышеуказанных образцах обеспечивает получение наиболее высоких результатов, в частности, вдоль оси текстуры стали (оси легкого намагничивания), вдоль которой в основном используется её перемагничивание в магнитопроводах, снижение потерь $P_{1,5/50}$ достигает 22–27% (в исходном состоянии образцы имели характеристику B_{2500} равную 1,92–1,94 Тл). В этом случае, эффект снижения магнитных потерь обеспечивается исключительно за счет уменьшения вихретоковой составляющей ($P_в$) на 43%. Причем некоторый рост $P_г$ (на 4 %) связан с искажениями идеальной кристаллической решетки в узких зонах лазерного воздействия. Эффект от применения самой ЛЛО составляет 8–15%.

В образцах аморфной ленты был получен более высокий результат снижения магнитных потерь, составляющий 30–35% (таблица 1), по сравнению со стальными образцами, что обусловлено меньшей толщиной ленты и большей шириной её доменов в исходном состоянии.

Таблица 2. Магнитные свойства сплава $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$ после различных обработок

Обработки	μ_0	$\mu_{мах}$	H_c, А/м	B_r, Тл	$P_{1,0/400}$, Вт/кг
Отжиг без *H*	3500	65000	5	0,77	2,1
ТМО в *H* =	4600 (30%)	150000 (130%)	4(-20%)	0,91 (18%)	1,7(-17%)
ТМО в *H* ~	6000 (70%)	280000 (330%)	2 (-60%)	0,85(10%)	1,5(-29%)
ТМО + ЛЛО	4800 (37%)	180000 (177%)	3 (-40%)	0,56 (-17%)	1,35(-36%)

В скобках показаны изменения магнитных свойств материала от их исходных величин.

Таким образом, экспериментально обнаружен эффект значительного снижения магнитных потерь при комплексной обработке (~ТМО+ЛЛО) сплава Fe-3%Si и аморфных материалов в переменном магнитном поле. Эффект связан с наведением одноосной магнитной анизотропии ближнего порядка, увеличивающей объём магнитных доменов, а также со снижением их ширины и с дестабилизацией их границ.

Заключение

В результате исследования влияния комплексной термомагнитной и локальной лазерной обработок на электротехнические Fe-Si стали и аморфные ленты, изготавливаемые из сплавов $Fe_{81}Si_7B_{12}$, $Fe_{81}Si_4B_{13}C_2$, развиты представления о процессах их перемагничивания, механизмах изменения доменной структуры и магнитных свойств.

Предложена новая концепция термомагнитной обработки, включающая процессы деформационного старения, протекающие при обработке, и позволяющая прогнозировать её эффективность. Определены оптимальные режимы комплексной обработки магнитомягких материалов ТМО~ и ЛЛО. Они обеспечивают оптимизацию магнитной доменной структуры, 2–3 разовое повышение магнитной проницаемости, существенное снижение магнитных потерь (25–30%) и коэрцитивной силы (30–40%) магнитомягких анизотропных материалов.

Работа поддержана проектом РФФИ № 11-02-00931 и УрО РАН №12–У–2–1018.

Список литературы

1. Драгошанский Ю.Н. Физические механизмы динамического измельчения доменной структуры электротехнических материалов. // ФММ. 1994. Т. 77. №1. С. 95-113.
2. Nozawa T., Mizogami M., Mogi H., MatsuoY. Magnetic properties and dynamic domain behavior in grain-oriented 3% Si-Fe. // IEEE Trans. Magn. 1996. V. 32. No 2. P.572–589.
3. Соколов Б.К., Драгошанский Ю.Н. Структурные барьеры и снижение магнитных потерь в анизотропных электротехнических сталях. // ФММ. 1991. №1. С. 92-102.
4. Зусман А.И., Арцишевский М.А. Термомагнитная обработка железоникелевых сплавов. – М.: Металлургия. 1984. 93с.
5. Драгошанский Ю.Н., Потапов А.П., Пудов В.И., Шулика В.В. Аморфные покрытия электротехнических материалов. // Материалы 46 междунар. конф. «Актуальные проблемы прочности». Витебск. 2007. 2 ч. С. 236–239.
6. Драгошанский Ю.Н., Пудов В.И., Губернаторов В.В. Комплексные термомагнитная и лазерная обработки магнитных материалов. // ФММ, 2011, Т.111. № 5. С. 486-492.
7. Gubernatorov V.V., Dragoshanskii Yu.N., Sycheva T.S. et al. Formation of structure and properties during thermomagnetic and ion-beam treatments of soft magnetic materials. // Solid State Phenomena. 2011. V.168-169. No 4. P. 223–226.
8. УДК 669.1.782:537.623

EFFECT OF LASER TREATMENT STRESS ON THE MAGNETIC PROPERTIES OF GRAIN–ORIENTED ELECTRICAL STEEL

Dragoshanskii Yu.N., Karenina L.S., Pudov V.I.

Institute of Metal Physics, Ural Division, RAS, Ekaterinburg, Russia.
Drago@imp.uran.ru

Introduction

In modern grain-oriented electrical steels with optimal or perfect (110)[001] crystallographic texture is coarse crystals dimensions and the domains magnetization vector oriented so that it induces no magnetic fields over the ribbon surface. This causes the growth of 180 º strip magnetic domain dimensions, velocity their of boundary and eddy current losses [1, 2]. The reducing of magnetic losses can be achieve by applied of cover stress [3, 4] and local laser treatment. Local laser treatment of surface of the steel related to the formation of transversely oriented magnetostructural barriers in the form of narrow zones differing in structure from the main material [5, 6]. Applied to the steel ribbons of local laser treatment to lead to lower (in 2 – 3 time) domain width (Fig. 1) and magnetic losses by means reducing of their eddy current component [7]. Simultaneously with decrease of magnetic domain width and domain walls spacing velocity, laser treatment causes both formation of additional nucleation centers of magnetization and heterogeneous strain induction near these zones [8].

Fig.1. Domain structure of steel before (left) and after (right) of a laser treatment. 2x

Experimental

As the samples for the investigation, we used steel strips (Fe–3%Si alloy) with dimensions of 280x30x0.23–0.30 mm.

The magnetic loss $P_{1.7/50}$ (at an induction of 1.7 T and a frequency of magnetization reversal of 50 Hz) and magnetic induction B_{800} (at field 800 A/m) of electrical steel were measured by apparatus MK-4A. The error of measurements of the magnetic induction was ±1%; that of magnetic losses, ±2%.

The use of an controlled pulse-periodic CO_2– laser with a permanent regeneration of the gas and a simultaneous formation of a continuous region of the laser action over the entire width of the steel ribbon in the optimum regime (specific density of the irradiation energy U = 2.0 J/cm^2; the width of the heat affected zone, 0.2 mm; interzone spacings, 5 mm; the ribbon thickness, 0.30 mm) and the velocity of the ribbon motion equal to 0.5 m/s.

Another treatment of the ribbon steel related to the formation of a magnetically active (tensile) electrical insulating coatings (EICs) Ti–N or modification B–Mg–P coating ~2 μm thick with a temperature expansion coefficient equal to $6 \cdot 10^{-6}$ K^{-1}, which is less than that of steel $13 \cdot 10^{-6}$ K^{-1} [9].

Results and their analysis

For reveal of condition optimum of local laser treatment, magnetic losses alteration as the result of repealed (multiple) local laser treatments of grain-oriented steel has been investigated in present work. It was shown that consecutive multiple laser treatment stages carried out by several passes through laser plant result in deterioration of magnetic properties of steel. After grooving the sample bends and the surface subjected to laser irradiation is concave. The magnitudes of tension induced in metal after each stage of treatment were calculated using bend size. The measurements showed that tension level after single laser irradiation is within 0,15 – 0,25 kg/mm^2 and grows up to 0,7–1,0 kg/mm^2 with increasing of number of passes from one to ten. At the same time the diminution of influence of laser treatment on tensile stress in steel occurs.

The influence of tensile stress imparted by insulating coating on laser treatment effect has been studied (Table 1). The influence of local laser treatments on electrical insulating coating effect has been studied (Table 2).

Table 1. Effect of the state of the sample surface on the efficiency of laser treatment

Party	B_{800}, T	$\Delta P_{1.7/50}$, %	
		EIC	Without EIC
1	1.850	10.3	12.0
2	1.855	8.9	17.0
3	1.865	13.3	22.1
4	1.870	13.7	18.9
5	1.885	14.5	23.3
6	1.905	17.4	27.1

Table 2. Effect of laser treatment on the change in $P_{1.7/50}$ upon the removal of the electrical insulating coating from the sample surface

Party	$\Delta P_{1.7/50}$, %		B_{800}, T
	without laser treatment	after laser treatment	
1	13.6	3.8	1.880
2	14.4	0.5	1.900
3	7.9	3.3	1.874
4	9.8	1.0	1.870

The optimal operation factors of laser treatment providing highest possible magnetic losses decrease in grain-oriented steel ribbons having different surface condition and magnetization regimes have been determined.

A low-temperature short-term annealing (5 min) at 550 ºC was reducing of magnetic losses, but 850 ºC in push-type furnace restores the magnetic properties to their initial state.

The lowest level of magnetic losses under the effect of tensile coating and laser treatment is achieved in samples whose crystallographic texture is close to the ideal and optimal cube-on-edge texture (110)[001] .

Conclusions

The results of this work showed that both on individual samples and on parties of commercial metal the application of an electrical insulating coating reduces the efficiency of laser treatment. The smaller the values of tensile stresses created by the coating, the more pronounced the effect of laser treatment; i.e., it partly compensates the difference in the so called "magnetic activity" of coatings. The greatest effect of the above actions is achieved in samples with greater degree of perfection of the crystallographic texture.

Acknowledgments

This work was supported in part by the Russian Foundation for Basic Research, project no. 11-02-00931, and Ural Branch, Russian Academy of Sciences, project no. 12-U-2-1018.

References

1. Dragoshanskii Yu.N., Khan E.B., Veksler A.Z., and. Zaikova V.A. Effect of the surface crystallographic orientation of Fe-3%Si monocrystals alloys on their electromagnetic losses. // Fiz. Met.Metalloved. 1972. V. 34. № 5. P. 987–994.
2. Dragoshanskii Yu.N., Esina N.K., and Zaikova V.A. Effect of the sharpness of (110)[001] crystallographic texture on the electromagnetic losses in transformer steel.// Fiz. Met. Metalloved. 1978. V. 45. № 4. P. 723–728.
3. Dragoshanskii Yu.N., Zaikova V.A., Khan E.B. Effect of crystallographic orientation and elastic deformation on the magnetic losses of Fe-3%Si monocrystals. – Proceedings intern. conf. on magnetism (ICM-73). Moscow: Science. 1974. V. 4. P. 518–522.
4. Shimanaka H., Matoba I., Ichida T. et al. Development of a grain-oriented silicon steel with low magnetostriction. – Proceedings of European conf. on soft magnetic materials (SMM-2), Cardiff, 1975. P. 269–274.
5. Sokolov B.K., Gubernatorov V.V., Noskov M.M. et al. Thermotreatment of electric steel // Patent RU № 652230. 1979. Bull. № 10.
6. Nozawa T., Matsuo Y., Kobayashi H. et al. Magnetic properties and domain structures in domain refined grain-oriented silicon steel (invited). // J. Appl. Phys. 1988. V. 63. № 8. P.2966–2970.
7. Sokolov B.K. and Dragoshanskii Yu.N. Structural barriers and reduction of magnetic losses in grain-oriented steels.// Fiz. Met. Metalloved. 1991. № 1. P. 92–102.
8. Dragoshanskii Yu.N., Karenina L.S., Solovei V.D. et al. Development of stresses in grainoriented steel during laser treatment.//Fiz. Met. Metalloved. 2011. V.112. RU № 2. P.140–145.
9. Khanzina T.A., Bamburov V.G., Dragoshanskii Yu.N. A magnetically active coating on the steel. // Patent RU № 1608243. 1990. Bull. № 43.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕХМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В ОСНОВНОМ СОСТОЯНИИ И С МОДИФИЦИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

Зиновьева О.С.[1,2], Романова В.А.[1], Емельянова Т.В.[2]

[1] *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия,* emelyanova@ispms.tsc.ru

Целью настоящей работы является численное исследование влияния модифицированного слоя на развитие шероховатости поверхности модельных поликристаллов в условиях одноосного растяжения. Численное моделирование проводилось на образцах, соответствующих по механическим характеристикам стали ЭК-181 (16Х12В2ФТаР) [1] в основном состоянии и с модифицированным поверхностным слоем.

Механизмы возникновения и развития шероховатости поверхности образцов поликристаллической стали ЭК-181 экспериментально исследованы в [1]. В качестве характеристик модельного поликристалла в основном состоянии были приняты характеристики стали после закалки и старения, для модельного образца с модифицированным поверхностным слоем – характеристики стали после закалки, старения и ультразвуковой обработки [1]. В связи с существенной (на 2 порядка) разницей в размерах зерна в основном материале и модифицированном слое зеренная структура поверхности в явном виде не вводилась.

Для моделирования процессов деформации мезомасштабного уровня применен подход механики сред со структурой. Математическая постановка трехмерной динамической задачи подробно приведена в [2]. Генерация поликристаллических структур осуществлялась при помощи метода пошагового заполнения [3]. С целью задания периодических граничных условий базовый алгоритм метода пошагового заполнения [3] был модифицирован для генерации периодической структуры (рис. 1).

Рис. 1. Модельный поликристалл с периодической структурой, сгенерированный на сетке 200×63×200, стрелками указано направление растяжения

Кристаллографическая разориентация зерен учитывалась через разброс упругих и пластических свойств в пределах 10 %. Функция деформационного упрочнения получена путем аппроксимации экспериментальных данных [1]:

$$\sigma_y^i = \sigma_0^i + 529 - 539 \cdot \exp\left(-\varepsilon_{eq}^p \big/ 0.015854 \right) \textbf{[МПа]},$$

где σ_0^i – начальный предел текучести i-го зерна, ε_{eq}^p – интенсивность накопленной пластической деформации. В случае образца с модифицированным поверхностным слоем за-

давалось линейное изменение механических характеристик от максимальных на поверхности до соответствующих основному материалу. Толщина модифицированного поверхностного слоя варьировалась от 5 до 15 мкм. Трехмерные расчеты проводились методом конечных разностей [2].

Расчеты показали, что на начальной стадии пластического течения на свободной поверхности формируется деформационный рельеф в виде периодических спиралевидных складок шириной в несколько размеров зерна и высотой до 150 нм (рис. 2). На начальной стадии пластического течения основного материала, деформация на поверхности протекает практически однородно, поскольку модифицированный слой остается упругим. Пластическое деформирование поверхностного слоя обуславливает формирование складчатых структур спиралевидной формы, ориентированных перпендикулярно к направлению растяжения. Показано, что рельеф образца с модифицированным поверхностным слоем более сглажен: чем толще слой, тем меньше в структуре крупных складок проявляются мелкие, связанные с совместным движением зерен друг относительно друга (рис. 3).

Рис. 2. Деформационный рельеф на поверхности модельного поликристалла высокопрочной стали в основном состоянии (*а*) и с модифицированным поверхностным слоем толщиной 10 мкм (*б*), ε =2.4 %

Рис. 3. Профили поверхности вдоль средней линии образца в основном состоянии (*а*) и с модифицированным поверхностным слоем толщиной 5 (*б*), 10 (*в*) и 15 мкм (*г*) при различных степенях деформации ε (цифры в порядке возрастания соответствуют ε = 0.5; 1; 1.5; 2; 2.4)

Ширина крупных складок практически не изменяется по сравнению с образцом в основном состоянии. Продемонстрировано, что параметр шероховатости R_a поверхности модельного поликристалла растет по линейному закону с увеличением степени полной деформации. Параметр шероховатости рассчитывался по следующей формуле:

$$R_a = \frac{S_r}{S_f} - 1,$$

где S_r и S_f – площадь шероховатой и плоской поверхностей. Полученная картина отлично согласуется с результатами вышеописанного эксперимента, а также с результатами других экспериментов (см., например, монографию [4]).

Рис. 4. Зависимости среднего значения шероховатости R_a модельного образца в основном состоянии и с модифицированным поверхностным слоем толщиной 5, 10 и 15 мкм от степени полной деформации ε

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 10-08-00084-а, № 12-01-00436-а).

Список литературы

1. Формирование мезоскопических складчатых структур на поверхности поликристаллов стали ЭК-181 в условиях одноосного растяжения / А.В. Панин [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 4. – С. 57–67.
2. Wilkins M. Computer simulation of dynamic phenomena. – Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1999. – 265 p.
3. Simulation of elasto-plastic behavior of an artificial 3D-structure under dynamic loading / V. Romanova [et al] // Comp. Mat. Sci. – 2003. – V. 28. – P. 518–528.
4. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Р.Р. Балохонов [и др.]; под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. – 520 с. – (Интеграционные проекты СО РАН; вып. 8).

СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АРМИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОРАЗМЕРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ СИЛУМИНОВ

Комаров А.И., Комарова В.И., Шипко А.А.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси. г.Минск, Беларусь
komarova@inmash.bas-net.by.

Введение

Одной из важнейших задач современного материаловедения является разработка композиционных материалов триботехнического назначения с высокими антифрикционными свойствами и износостойкостью. Предпосылкой решения этой задачи является формирование дисперсной структуры с равномерным распределением фаз. Особенно это актуально для сплавов с резко гетерогенной структурой, яркими представителями которых являются силумины, полученные литьем из вторичных материалов. Одним из перспективных направлений достижения дисперсной структуры литых изделий является модифицирование сплавов реакционно активными к алюминиевой матрице порошковыми тугоплавкими керамическими соединениями, инициирующими кристаллизацию расплавов [1, 2]. Значительный интерес в этом направлении представляет применение в качестве армирующих добавок соединений с размером частиц, отвечающим наноуровню. В [3, 4] разработаны подход и процесс самопроизвольного синтеза непосредственно в исходной шихте наноструктурированных композиционных тугоплавких керамических наполнителей (НКТКН). Нанонаполнители образуются на поверхности микро- и ультрадисперсных порошков шихты вследствие окислительно-восстановительных реакций между ее компонентами. Разработанные модификаторы являются полифункциональными, поскольку выполняют, с одной стороны, функцию доноров для протекания на их поверхности реакций, приводящих к образованию активных к алюминиевой матрице наноразмерных соединений и элементов, с другой – носителей этих нанокомпонентов в расплавы, обеспечивая при этом равномерное распределение наночастиц в алюминиевой матрице.

Цель данной работы – исследование влияния концентрации НКТКН на основе УДП диоксида кремния и типа керамических наночастиц на структурообразование и триботехнические свойства создаваемых алюмоматричных композитов

Методика исследования

Основой разрабатываемых композитов служили эвтектический силумин АК12М2МгН и доэвтектический АК5М7. Для армирования этих сплавов применяли НКТКН, полученные на основе ультрадисперсного порошка SiO_2 с размером частиц $\leq 0,5$ мкм и микродисперсного порошка гексагонального нитрида бора BN с размером частиц 5–20 мкм. Для достижения более высокой дисперсности порошков их подвергали механоактивации. НКТКН получали модифицированием поверхности SiO_2 титаном, бором ($SiO_{2(B,Ti)}$), алюминием ($SiO_{2(Al)}$), алюминием и титаном ($SiO_{2(Al,Ti)}$), а нитрида бора – алюминием и титаном $BN_{Al,Ti}$. Процесс модифицирования порошков проводили CVD-методом под плавким затвором. При изготовлении композитов концентрацию вводимых в расплавы нанонаполнителей изменяли от 0,5 до 5,0 мас.%. Фазовый состав НКТКН и структуру КМ изучали методами рентгеноструктурного, металлографического анализов и сканирующей электронной микроскопии

Триботехнические испытания выполняли в режиме граничного трения в среде масла И-40А по схеме возвратно-поступательного скольжения контртела относительно неподвижного образца на трибометре МТВП-2, обеспечивающим определение коэффициента трения. Скорость скольжения составляла 0,1 м/с, номинальное давление p в процессе испытаний пошагово возрастало в диапазоне 20 МПа→30→45→60 МПа. Путь трения L на каждой из ступеней составлял 1200–2760 м. В процессе фрикционных испытаний реги-

стрировали коэффициент трения f, массовый износ Δm, определяемый по потере массы взвешиванием образцов на аналитических весах ВЛР–200, и интенсивность изнашивания I ($I=\Delta m/L$).

Результаты исследования и их обсуждение

Фазовый состав НКТКН. Полученные результаты показали, что разработанный способ самопроизвольного синтеза нанонаполнителей [3] позволяет управлять составом и соотношением компонентов НКТКН путем изменения типа и соотношения элементов, добавляемых в основу шихты. Как показал рентгенофазовый анализ, CVD-обработка шихты на основе SiO_2 с добавками бора и титана приводит к образованию в ней боридов титана TIB, TiB_2, непрореагировавших B и Ti и рутила TiO_2. Появление последнего следует связывать с наличием кислорода в шихте. При добавке в УДП-порошок SiO_2 алюминия образуется оксид алюминия в модификации корунд, а также Si в высокодисперсном состоянии, что повышает его реакционную активность в расплаве. Дополнительная добавка титана приводит к образованию наночастиц Ti, TiO_2, $AlTi_2$.

Широкий спектр наносоединений отмечается в модификаторе на основе гексагонального BN после его модифицирования алюминием и титаном. В этом случае образуются дисперсные частицы нитридов алюминия α-AlN, борида AlB_2, оксидов α-, γ-Al_2O_3, B, Ti, TiB, TiB_2.

Структура и свойства композитов на основе сплава АК12М2МгН. В исходном состоянии сплав состоит из α-фазы, эвтектики и ряда фаз (рис. 1, *а*), к числу основных из которых относятся AlMnSiFe, Al_7Cu_4Ni, $CuAl_2$, Mg_2Si. Видно, что структура грубодисперсна с крупными (50–500 мкм) дендритами, микротвердость которых составляет 770 МПа, а эвтектики –1110 МПа.

а *б* *в*

Рис. 1. Микроструктура сплава АК12М2МгН (*а*) и композитов КМ-1 (*б*), КМ-2 (*в*)

Структура отливки композита КМ-1 (рис. 1,*б*), полученная путем армирования модификатором $SiO_{2(B,Ti)}$, введенным в расплав в количестве 1%, и фтористого активатора характеризуется диспергированием всех структурных составляющих, отсутствием крупных железосодержащих фаз. Их измельченные фрагменты разориентированы и выделяются в эвтектике (рис. 1,*б*; рис. 2,*а*).

Характерной особенностью структурообразования этого композита является разбиение зерен дендритов тонкими игольчатыми частицами фазы AlMnFeSi, сформированных из крупных скелетообразных фаз под воздействием НКТКН. В структуре образца этого композита отмечается значительное диспергирование на мелкие, размером до 10 мкм, фрагменты неправильной формы медьсодержащих фаз Al_2Cu, Al_7Cu_4Ni, которые образуют своеобразный армирующий каркас (рис. 2, *а*). Формирование подобной структуры характерно и для композита КМ-2, концентрация $SiO_{2(B,Ti)}$ в котором составляет 3% (рис. 2, *б, в*). При увеличении концентрации в сплаве до 5% (КМ-3) формируется структура, характерная для заэвтектических силуминов [4]. Существенное модифицирующее воздействие на структуру сплава АК12М2МгН оказывает его армирование нанонаполнителем $SiO_{2(Al)}$ (рис. 1,*в*).

а *б* *в*

Рис. 2. СЭМ-изображение структуры отливок композитов АК12–13 (*а*), АК12-18 (*б, в*)

Подобный модифицирующий эффект структуры достигнут при армировании доэвтектического силумина АК5М7 наполнителями $SiO_{2(Al)}$ (КМ-4), $BN_{Al,Ti}$ (КМ-5).

Диспергирование структуры силуминов, а также образование своеобразного каркаса из медьсодержащих фаз способствует повышенным триботехническим свойствам разработанных композитов (табл.).

Таблица. Результаты испытания триботехнических свойств сплава АК12М2МгН и композитов на его основе при различных удельных нагрузках *p*

p, МПа	Коэффициент трения *f*				Интенсивность изнашивания *I*, 10^{-5} мг/м			
	исх. сплав	КМ-1	КМ-2	КМ-3	исх. сплав	КМ-1	КМ-2	КМ-3
20	0,024	0,009-0,01	0,007-0,009	0,008-0,01	29,2	1,81	1,2	10,3
30	0,14-0,16	0,007-0,011	0,003-0,005	0,013-0,015	126,8	0	1,5	5,5
45	-	0,022-0,025	0,008-0,01	0,017-0,022	-	0	3,3	0
60	-	0,022-0,033	0,013-0,017	0,016-0,020	-	5,7	0	3,4

Полученные данные показали, что при армировании сплава АК12М2МгН наноструктурированными наполнителями достигается снижение коэффициента трения в 3,5 раза при *p* = 20 МПа и в 10–46 раз при 30 МПа. Одновременно с этим износостойкость повышается в ~ 23–85 раз.

Список литературы

1. Михеев Р.С., Калашников И.Е., Кобелева Л.И., Чернышева Т.А. Разработка композиционных материалов системы Al-Ti-TiC // ФХОМ. –2009. –№3, с. 85–90.
2. Седельников В.В. Структурообразование кристаллизующихся систем при модифицировании их ультрадисперсными порошками // Литейное производство. – 2005, № 1, с. 2-5.
3. Витязь П.А., Комаров А.И., Комарова В.И., Шипко А.А., Сенють В.Т. Создание наноструктурированных композиционных модификаторов для сплавов алюминия // Докл. НАН Беларуси. – 2011, т. 55, № 5, с. 91–96.
4. Волочко А.Т., Комаров А.И., Комарова В.И., Изобелло А.Ю. Модифицирующее воздействие субмикронного диоксида кремния, структурированного наночастицами бора и титана, на процесс формирования микроструктуры и свойств поршневого сплава // Весці НАН Беларусі, серыя фізіка-тэхнічных навук. –2010, №2, с. 11–19.

ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНА, СФОРМИРОВАННОЙ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Иванов М.Б., Манохин С.С., Колобов Ю.Р., Морозова А.И., Ткачев Е.С., Нечаенко Д.А.

Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный национальный исследовательский университет, г. Белгород, Россия
Ivanov.Maxim@bsu.edu.ru

Хорошо известно, что наноструктурный субмикрокристаллический технически чистый титан обладает достаточно высокой термостабильностью, превышающей таковую для металлов с близкой температурой плавления, например, никеля. Однако в литературе на сегодняшний день нет данных по исследованию собирательной рекристаллизации в наноструктурированных материалах в интервале температур 273-623 К. Широкое применение наноструктурированного титана в медицине рассчитано на сохранение его структуры в течении десятков лет при температурах ~ 310К, однако достоверных данных об этом не существует, это является причиной того, что изучение механизмов термостабильности наноструктурированного титана в наше время является актуальным.

Объектом исследования является технически чистый титан марки ВТ1-0 (хим. состав(мас. %): Al – 0,010; C – 0,004; N – 0,003 Fe – 0,120; Si – 0,002; H2 – 0,0008; O – 0,143; Ti – основа).

Исходный наноструктурированный материал (после поперечно-винтовой прокатки) был подвергнут отжигам в печи в интервале температур 273-623К, а затем был исследован методами электронной микроскопии.

На рис.1 приведены примеры микроструктуры, а на рис. 2 – гистограмма распределения зерен по размерам титана ВТ1-0 в исходном НС состоянии и после отжига 743 К.

Рис. 1. Микроструктура титана ВТ1-0: *а*) в исходном наноструктурном состоянии; *б*) 623 К (субмикрокристаллическое состояние, собирательная рекристаллизация), 92 ч.; *в*) после отжига 743 К, 1 ч. (субмикрокристаллическое состояние, вторичная рекристаллизация). Просвечивающая растровая электронная микроскопия в режиме сканирования

В случае нормального закона роста зерен при 623 К кинетика описывается линейной зависимостью с коэффициентом детерминации равным 3. (рис. 3*а*). Рассчитаны коэффициенты детерминации при линейной интерполяции (рис. 3*б*).

Рис. 2. Гистограммы распределения зерен по размеру: *а*) в исходном наноструктурном состоянии; *б*) после отжига 623 К, 92 ч. (нормальное распределение); *в*) после отжига 743 К, 1 ч. (бимодальное распределение)

Рис. 3. *а*) Кинетика роста зерен при 623 К при n = 3. Линейная интерполяция. *б*) Зависимость коэффициента детерминации от степенных показателей в случае линейной интерполяции роста зерен

Оценки рациональности выбора степенного показателя кинетической зависимости указывают на то, что степенной показатель n близок к 3. Максимальный коэффициент детерминации свидетельствует о минимальном разбросе измеряемой величины от среднего значения (Рисунок 3б). Температурная зависимость кинетического параметра C из уравнения $R^3 - R_0^3 = ct$ со степенным показателем n, равным 3, приведена на рис. 4.

Рис. 4. Температурная зависимость скорости роста зерен в наноструктурном титане марки ВТ1-0 при величине степенного показателя n=3.

В случае кубического закона роста зерен на температурной зависимости можно выделить три участка, с условными названиями «низкотемпературных», «повышенных» и «высоких» температур. При «высоких» температурах (выше 723 К), по данным электронно-микроскопического анализа наблюдается вторичная рекристаллизация, которая сопровождается аномальным ростом зерен. При «повышенных» температурах (ниже 723 К, но выше 623 К) рост зерен можно считать нормальным, при этом определяемая из эксперимента энергия активации составляет 153±13 кДж/моль (9%). Низкотемпературная ветвь роста зерен ха-

рактеризуется величиной энергии активации 51±4 кДж/моль (8%).

Согласно данным литературы [1, 2, 3] при «повышенных» температурах (ниже 723 К, но выше 623 К) энергия активации близка к энергии активации объемной диффузии углерода и титана. При температурах ниже 623°С энергия активации собирательной рекристаллизации НС титана близка к энергии активации самодиффузии по границам зерен, а также зернограничной диффузии углерода в титане (измеренной для СМК и НС состояния). Общеизвестно, что диффузия во многом контролирует процесс рекристаллизации. Таким образом, вероятно, в интервале температур 603-643 К излом обусловлен сменой механизма диффузии в результате перехода материала из неравновесного состояния в равновесное. Кроме этого, излом, обусловленный вторичной рекристаллизацией в сторону увеличения энергии активации процесса при увеличении температуры, может быть связан с условной активацией миграции границ за счет их отрыва от включений или сегрегаций. Таким образом, увеличение температуры отжига выше 723 К, вероятно, приводит к отрыву границы от тормозящих ее частиц или сегрегаций, что эффективно повышает энергию активации процесса, а также приводит к аномальному росту отдельных зерен. Включениями, тормозящими границы, могут оказаться карбиды, которые должны обнаруживаться в материале в виду малой растворимости углерода в ГПУ титане при низких температурах.

Рис. 5. Изображение частиц карбида титана в НС титане после отжига 623 К.

Действительно, высокодисперсные карбиды титана пластинчатой морфологии наблюдались в серии экспериментов по росту зерен в настоящей работе. Так, после отжига при 623 К в течение 8 ч. объем зерен НС титана заполнен частично когерентными включениями (Рисунок 5). В литературе процесс стабилизации границ зерен в НС титане связывается с зернограничными сегрегациями углерода. Таки образом, свыше 623 К может происходить отрыв границ от сегрегаций углерода с образованием карбидов в объеме зерен.

Известные экспериментальные данные указывают на значение энергии активации объемной диффузии углерода в ГПУ-титане в диапазоне от 128 до 188 кДж/моль. К сожалению, данные по зернограничной диффузии углерода в титане практически отсутствуют. Но, имеющиеся значения находятся в интервале 98-108 кДж/моль. Значения энергии активации зернограничной диффузии углерода в титане ниже соответствующего для объемной диффузии. Таким образом, контролировать температурную зависимость роста зерен в НС титане может как зернограничная диффузия (до температур 623 К), так и объемная диффузия углерода и титана (в интервале температур 623-723 К).

Список литературы

1. Herzig Chr., Wilger T., Przeorski T., Hisker F., Divinski S. Titanium tracer diffusion in grain boundaries of a-Ti, a2-Ti3Al, and g-TiAl and in a2/g interphase boundaries // Intermetallics. - 2001. - 19. - P. 431-442.
2. Dudarev E. F., Pochivalova G. P., Kolobov Yu. R., at el. Diffusion-controlled true grainboundary sliding in nanostructured metals and alloys // Russian Physics Journal. - 2004. - Vol. 503. - P. 58-61
3. Dyment F. Labinati C.M. Self-Diffusion of Ti, Zr, and Hf in their HCP Phases, and Diffusion of Nb in HCP Zr //Journal of materials science. - 3. - 1968. - C. 349-359.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ ТГС С ПЕРИОДИЧЕСКИМ ПОСЛОЙНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПРИМЕСИ

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

Институт технической акустики НАН Беларуси,
**ВГУ им. П.М. Машерова, г. Витебск, Беларусь*

В области получения и изучения сегнетоэлектрических материалов фундаментальный интерес представляют исследования, связанные с выяснением закономерностей формирования доменной структуры, с поиском надежных способов управления ее параметрами («доменная инженерия»). Большие успехи здесь достигнуты в получении кристаллов-сегнетоэлектриков с периодической доменной структурой (ПДС). Сегнетоэлектрик со специально созданной ПДС представляет собой структуру, состоящую из чередующихся областей с противоположным направлением спонтанной поляризации. Современные технологии позволяют получать сегнетоэлектрические кристаллы с ПДС как в процессе роста кристалла, так и в процессе постростовой обработки – переполяризацией высоким напряжением, сканированием по поверхности электронным лучом, электрооптическим и электротермическим методами и так далее. Однако какой бы метод не использовался, невозможно создать идеально регулярную доменную структуру. Всегда существует некая погрешность расположения доменных стенок. Необходимо отметить, что для структур, полученных методами постобработки, характерна более легкая «стираемость» (самопроизвольное обратное переключение). Ростовые методы позволяют создавать более стабильные и воспроизводимые ПДС. В качестве примера создания и использования сегнетоэлектрических кристаллов с ПДС можно привести широко исследуемые кристаллы группы ниобата и танталата лития, выращиваемые из раствора, содержащего примесь [1, 2]. Ростовая регулярная доменная структура в этих кристаллах есть результат периодического вхождения примеси, создаваемого специальными условиями роста. Однако формирование ПДС в таких материалах происходит не по всему объему кристалла, а лишь на отдельных участках определенных пирамид роста.

В настоящей работе на примере кристаллов триглицинсульфата (ТГС) со специально создаваемыми периодическими примесными слоями изучалось формирование доменной структуры в зависимости от пирамиды роста.

Выращивание закономерно-неоднородных кристаллов триглицинсульфата, которые состоят из регулярных слоев с различной концентрацией примеси ионов хрома (ТГС:Cr), проводилось из двух кристаллизуемых растворов, один из которых был чистый (без примеси), а другой содержал примесь ионов хрома, путем последовательного периодического доращивания кристалла в каждом из растворов. Кристаллы выращивались в сегнетоэлектрической температурной области при 32 ºС (Tc = 49,1ºС).

Период кристаллических структур можно изменять, меняя температуру насыщения исходных растворов или время наращивания слоев. Кроме того, формирование периодической примесной структуры зависит от пирамиды роста (поскольку различные грани имеют разную скорость роста). Дополнительно, зависимость характера распределения примеси от пирамиды роста связана со следующим обстоятельством. В процессе роста кристалла в сегнетофазе формирование дефектной (примесной) структуры определяется влиянием вектора спонтанной поляризации P_s. Например, периодическая примесная структура всегда выявлялась в пирамиде роста (110) и не наблюдалась на гранях (001). Направление нормального роста (110) и эквивалентных граней образуют угол близкий к 90° с Ps. В тоже время грани (001) и (001) растут в направлении перпендикулярном к P_s (рис.1).

Рис. 1. Фрагмент полярного скола кристалла ТГС:Cr (грани (001) – вверзу, (110) – внизу)

Исследование статической доменной структуры кристаллов ТГС:Cr проводилось с помощью нематических жидких кристаллов (НЖК) [3, 4]. В процессе исследования кристаллы ТГС:Cr раскалывались по плоскости спайности (010), перпендикулярно вектору спонтанной поляризации. На свежий скол наносилась пленка НЖК ($\Delta\varepsilon < 0$). В поляризационном микроскопе наблюдалось контрастное изображение доменов в проходящем свете.

Было установлено, что конфигурация доменов зависит от многих факторов – режим выращивания, период примесной структуры, индекс пирамиды роста, расстояния скола от затравки. Однако общие закономерности были следующими. Вблизи затравки расположение доменов носило секториальный характер и было подобно однородным кристаллам. Можно утверждать, что в средней части кристалла и особенно вдали от затравки формирование доменной структуры определялось взаимной ориентацией векторов спонтанной поляризации и направления роста граней. Например, в пирамидах роста (101), наблюдалась равновесная доменная структура, на которую не влиял слоистый рост кристалла (рис. 2).

Рис. 2. Доменная структура полярного скола кристалла ТГС:Cr (грань (101))

Рис. 3. Доменная структура полярного скола кристалла ТГС:Cr (грань (110))

В пирамиде роста (110) с периодической примесной структурой в ряде случаев домены вторичной компоненты не выявлялись (рис.1), т.е. эти области была полностью монодоменными. В некоторых кристаллах доменная структура представляла собой большие доменные области одного знака, на фоне которых наблюдались небольшие остаточные домены противоположного знака, сосредоточенные у границ примесных слоев (рис. 3). Периодическая промодулированная примесными слоями роста доменная структура, подобная структуре высокотемпературных кристаллов, не была обнаружена.

Анализ полученных данных не позволяет на данном этапе до конца выявить закономерности формирования одной или другой картины доменов. Однако проведенные исследования показали, что существует определенная корреляция доменной и дефектной структур для сегнетоэлектрических кристаллов, выращиваемых из растворов.

Список литературы

1. Евланова Е.Ф., Наумова И.И., Чаплина Т.О., Лаврищев С.В., Блохин С.А. // Физика твердого тела.- 2000. -Т.42. – В.9. С.1678 – 1681.
2. Ya-lin Lu, Yan – ging Lu, Xiang-fei Cheng and Nai-ben Ming. // Appl. Phys. Lett.,- 1996.- V.68, 6 May.- P. 2642 – 2644.
3. Тихомирова Н.А., Донцова Л.И., Пикин С.А. // Кристаллография.- 1978.- Т.23, Вып. 8.- С. 1239 - 1246.
4. Duka S.N., Klubovich V.V., Tolochko N.K. Materials of 3rd European conference on crystal growth. Budapest. May 5-11, 1991.- P. 277-278.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Аббасова С.И. 189
Акчурин М.Ш. 24
Амосова О.В. 9
Архипов И.В. 200
Аршинов К.И. 159
Астапова Н.С. 150
Атрошенко С.А. 93
Афанасьева А.А. 140
Бармин А.Е. 138
Барсуков В.Г. 47
Башмаков В.И. 183
Беленко В.А. 117
Белый А.В. 6
Беляева И.В. 150, 153
Бетехтин В.И. 9, 10
Бледнова Ж.М. 54
Блохин Д.И. 143
Блохина Т.В. 143
Бойко Ю.И. 129
Борисенкова Е.А. 26, 218
Боровик Д.И. 22
Борозна В.Д. 87
Браиловский В. 51
Брановицкий А.М. 23
Будовских Е.А. 75, 90
Бузанов О.А. 78
Бурнышев И.Н. 99, 102, 104
Васильев В.Л. 209
Видюшенков С.А. 108
Викарчук А.А. 39, 41
Власов В.В. 140
Внуков В.И. 13
Волосюк М.А. 129
Волочко А.Т. 57
Выбойщик М.А. 26, 27
Гаевская Т.В. 209
Гайдук И.Л. 209
Гальцев А.В. 117
Ганавати Б. 176
Гастрок Й. 78
Гетманова М.Е. 63
Гладков Л.Л. 114
Горбань В.Ф. 3
Горбунов А.А. 80
Горохов В.А. 215
Грибанов Д.А. 93
Громов В.Е. 75, 90
Гувалов А.А. 189, 195, 197
Гунько А.Д. 153
Дамаскинская Е.Е. 180
Девойно О.Г. 28, 30, 36
Девятериков Д.М. 80
Дементьев В.А. 23
Денисова Т.В. 26, 218
Державинская Л.Ф. 80
Дмитриев А.П. 87
Дорогов М.В. 39
Драгошанский Ю.Н. 219,222, 225, 228, 231
Дубинский С.М. 51
Дувалов П.Ю. 203
Дурыхин М.И. 117
Егоров В.Н. 78
Емельянова Т.В. 234
Журавлева М.А. 111
Закалюкин Р.М. 24
Захаров В.М. 212
Зиновьева О.С. 234
Зозуля Э.В. 140
Зубков А.И. 140
Зубцов В.И. 125
Зырянов А.О. 27
Иванов Б.С. 69
Иванов М.Б. 240
Иванов Ю.Ф. 75, 90
Ильичев М.В. 66
Ильюшенко В.М. 203
Ильющенко Д.А. 206
Инаекян К.И. 51
Ионина А.В. 75
Иоффе А.В. 26, 27, 218
Исакаев Э.Х. 66
Кавальчук О.В. 33
Кадомцев А.Г. 9, 180
Калюжный Д.Г. 99
Камышанченко Н.В. 117
Капустин С.А. 215
Кардаполова М.А. 28, 33, 36
Кардашев Б.К . 10
Карев Д.Б. 47
Каренина Л.С. 231
Карпов М.И. 13
Карпович А.Н. 6
Карпухин М.В. 147
Кашевич И.Ф. 243
Кийко В.М. 13
Князькин С.А. 27
Ковальчук А.В. 155
Коджаспиров Г.Е. 74
Колобов Ю.Р. 240
Комар О.В. 183
Комаров А.И. 237
Комарова В.И. 237
Комиссаров А.А. 143
Комков Н.А. 63
Кононенко В.Г. 129
Константинов В.М. 155
Коржов В.П. 13
Корзников А.В. 150
Крапивка Н.А. 3
Кугаенко О.М. 78

Кудина Е.Ф. 186
Кузнецов П.В. 150, 153
Кукареко В.А. 6, 176
Кукин С.Ф. 192
Курек Е.И. 146
Лалетин В.М. 84
Лапковский А.С. 28, 30
Ливанова Н.О. 71
Ливанова О.В. 60
Лидер А.М. 150
Лосев А.Ю. 162
Луцко В.Ф. 159
Луцко Н.И. 28, 30
Лыс В.Ф. 99
Любимов А.В. 114
Мамедова А.А. 195
Манохин С.С. 240
Манухина Д.В. 162
Марков Г.В. 57
Марукович Е.И. 23, 203
Мильман Ю.В. 19
Мисуно П.Н. 57
Мишетьян А.Р. 171
Могучева А.А. 111
Мозжаров С.Е. 243
Мордель Л.В. 19
Морозов Ю.Д. 171
Морозова А.И. 240
Мулюков Р.Р. 16
Мухаметрахимов М.Х. 165, 168
Мышевский И.С. 54
Нагорных И.Л. 104
Назаров А.А. 16
Назарова А.А. 16
Нарыкова М.В. 10
Олейнич-Лысюк А.В. 146
Ощепкова Т.Е. 80
Пантелеенко Ф.И. 22
Перевозников С.С. 176
Петраков В.С. 78
Печерина О.А. 117
Печковский Э.П. 3
Поздняков М.Л. 78
Потапов А.Е. 162
Прокошкин С.Д. 51
Пронина Ю.Г. 132, 135
Прохоров Д.В. 13
Проценко Н.А. 54
Пудов В.И. 219, 222, 225, 228, 231
Пуровская О.Г. 209
Райков С.В. 75, 90
Раранский Н.Д. 146
Растегаева И.И. 41
Рахматулина Т.В. 150
Ревякин В.А. 218
Родкина Ю.Е. 140
Романова В.А. 234
Рубаник В.В. 16
Рудак Д.П. 125
Рыклина Е.П. 174
Сарасеко М.Н. 84
Саркисян С.О. 126
Сахаров С.А. 78
Семериков К.А. 69
Синиченко Т.Н. 192
Ситников П.А. 80
Смирнов В.М. 123
Соболев А.С. 219, 222, 225
Соловьев Д.М. 60
Соскова Н.А. 75, 90
Супрун И.В. 162
Сыпченко В.С. 150
Сырцов С.Р. 206
Сычёв И.Ю. 114
Таран И.И. 6
Терентьев М.И. 74
Тетюева Т.В. 27, 218
Тиунова Т.Г. 80
Ткачев Е.С. 240
Ткаченко Г.А. 155
Трифонова Е.А. 27
Трубловский В.Л. 206
Тюрин Ю.И. 150
Тюфтяев А.С. 66
Уварова С.С. 78
Федосеев М.С. 80
Филиппов В.Г. 71
Филиппов Г.А. 60, 63, 66, 69, 171
Филонов М.Р. 51
Фирстов С.А. 3
Хаймович П.А. 44
Хакназарова Л.А. 132
Хамчуков Ю.Д. 114
Ховатов П.А. 183
Холодарь Б.Г. 96
Хорев И.Е. 212
Царенко Ю.В. 16
Цыбульская Л.С. 176, 209
Чевская О.Н. 171
Черневич К.В. 125
Чикова Т.С. 183
Чурилов Ю.А. 215
Шабалов И.П. 60, 69, 71
Шалунов Е.П. 120, 123, 200
Шейнин В.И. 143
Шереметьев В.А. 51
Шипко А.А. 237
Шут В.Н. 206, 243
Юркевич С.Н. 159
Яцкевич О.К. 36

СОДЕРЖАНИЕ

Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОГО КЛАССА ТЕРМОСТАБИЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ – МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ.	3–5
Белый А.В., Кукареко В.А., Таран И.И., Карпович А.Н. ИОННО-ЛУЧЕВАЯ ОБРАБОТКА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 12Х18Н10Т, 10Х17Н13М2Т, 50Х21Г9Н4	6–9
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Амосова О.В. ВЛИЯНИЯЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И НАНОПОРИСТОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	9–10
Бетехтин В.И., Кардашев Б.К ., Нарыкова М.В. УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	10–12
Карпов М.И., Коржов В.П., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Внуков В.И. СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Nb-Si ЗОННОЙ ПЛАВКИ	13–15
Царенко Ю.В., Рубаник В.В., Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Назаров А.А. УЛЬТРАЗВУКОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИКЕЛЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	16–18
Мильман Ю.В., Мордель Л.В. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ПО МАРТЕЛЮ ПРИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОМ ИНДЕНТИРОВАНИИ – ЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ ТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ	19–21
Боровик Д.И., Пантелеенко Ф.И. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ПОКРЫТИЯ НА ЖЕЛЕЗНОЙ ОСНОВЕ С ВКЛЮЧЕНИЯМИ ГЕКСАГОНАЛЬНОГО НИТРИДА БОРА	22
Марукович Е.И., Брановицкий А.М., Дементьев В.А. ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ЗАЩИТЫ МЕТАЛЛОПРОДУКЦИИ ОТ АТМОСФЕРНОЙ КОРРОЗИИ	23–24
Акчурин М.Ш.,Закалюкин Р.М. МЕХАНОСИНТЕЗ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ. НОВЫЕ МЕХАНИЗМЫ	24–25
Иоффе А.В., Выбойщик М.А., Борисенкова Е.А., Денисова Т.В. КОРРОЗИОННАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ НЕФТЕПРОВОДНЫХ ТРУБ ИЗ ХРОМ-МОЛИБДЕН СОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОЙ АГРЕССИВНОСТИ ДОБЫВАЕМОЙ СРЕДЫ	26
Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Выбойщик М.А., Князькин С.А., Трифонова Е.А., Зырянов А.О. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Х5МФБЧ	27
Луцко Н.И., Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Лапковский А.С. ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВАЛИКОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ	28–30

Девойно О.Г., Луцко Н.И., Лапковский А.С. ЛАЗЕРНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА	30–33
Кардаполова М.А., Кавальчук О.В. ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО НАГРЕВА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛЕКТРОИСКРОВЫХ ПОКРЫТИЙ	33–35
Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Яцкевич О.К. ПОВЫШЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ.	36–38
Викарчук А.А., Дорогов М.В. СТРУКТУРА И МЕХАНИЗМЫ РОСТА ВИСКЕРОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ИХ ОТЖИГА	39–41
Викарчук А.А., Растегаева И.И. КОМБИНИРОВАННАЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ВЯЗКОПЛАСТИЧНЫХ ЖИДКОСТЕЙ	41–44
Хаймович П.А. ОБЩИЙ СЛУЧАЙ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ	44–47
Барсуков В.Г., Карев Д.Б. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ БИОМЕХАНИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СХЕМ ФИКСАЦИИ ПРИ ПЕРЕЛОМАХ ШЕЙКИ БЕДРА	47–50
Шереметьев В.А., Дубинский С.М., Инаекян К.И, Браиловский В., Прокошкин С.Д., Филонов М.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ПАРАМЕТРОВ СВЕРХУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВОВ Ti–Nb–(Ta, Zr) ПРИ МНОГОЦИКЛОВЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ	51–53
Бледнова Ж.М., Проценко Н.А., Мышевский И.С. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВРЕМЕННЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СИЛОВОГО ЭЛЕМЕНТА БАЙПАСНОГО УСТРОЙСТВА ЛИАБ КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭПФ	54–57
Волочко А.Т., Марков Г.В, Мисуно П.Н. УПРОЧНЯЮЩИЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti-Al-Si-N	57–59
Ливанова О.В., Соловьев Д.М., Филиппов Г.А., Шабалов И.П. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ И СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ В УСЛОВИЯХ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ	60–62
Гетманова М.Е., Комков Н.А., Филиппов Г.А. ПРОЧНОСТЬ И ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ СОРБИТА ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА	63–65
Тюфтяев А.С., Исакаев Э.Х., Филиппов Г.А., Ильичев М.В. ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССА УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ И ОСВОЕНИЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	66–68
Иванов Б.С., Семериков К.А., Шабалов И.П., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ РАСКИСЛЕНИЯ СТАЛИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	69–71

Ливанова Н.О., Филиппов В.Г., Шабалов И.П. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ ЖЕЛЕЗА И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	71–73
Коджаспиров Г.Е., Терентьев М.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА	74
Соскова Н.А., Райков С.В., Ионина А.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА ВТ6 ПОСЛЕ ДВУХКОМПОНЕНТНОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	75–77
Кугаенко О.М., Уварова С.С., Петраков В.С., Бузанов О.А., Егоров В.Н., Сахаров С.А., Поздняков М.Л., Гастрок Й. ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	78–80
Федосеев М.С., Ситников П.А., Державинская Л.Ф., Ощепкова Т.Е., Тиунова Т.Г., Девятериков Д.М., Горбунов А.А. НОВЫЕ ТЕПЛО-, ТЕРМОСТОЙКИЕ ЭПОКСИДНЫЕ ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ВЫСОКИМИ ПРОЧНОСТНЫМИ И ДЕФОРМАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ	80–83
Лалетин В.М., Сарасеко М.Н. СОПРОТИВЛЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ В СТРУКТУРАХ $Ni–Al_2O_3$, $Co–Al_2O_3$, $Cu–Al_2O_3$	84–86
Дмитриев А.П., Борозна В.Д. ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ИСКУССТВЕННЫХ КОЖ ПРИ ИХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	87–89
Соскова Н.А., Будовских Е.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Райков С.В. ФОРМИРОВАНИЕ БЕЗДИСЛОКАЦИОННЫХ НАНОСУБСТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ	90–92
Атрошенко С.А., Грибанов Д.А. КВАЛИМЕТРИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ О ПРОЧНОСТИ ДИНАМИЧЕСКИ НАГРУЖЕННЫХ КОЛЬЦЕВЫХ ОБРАЗЦОВ	93–95
Холодарь Б.Г. ПОВЕРХНОСТЬ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ И ПЕРЕМЕННЫХ НАГРУЗКАХ	96–98
Бурнышев И.Н., Калюжный Д.Г., Лыс В.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОГО ПОТОКА ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ СТАЛЬНЫЕ МЕМБРАНЫ	99–101
Бурнышев И.Н. СТРУКТУРА, СОСТАВ И СВОЙСТВА СИЛИЦИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ	102–104
Нагорных И.Л., Бурнышев И.Н. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ПРЕДЕЛЫ ПРОЧНОСТИ КРИСТАЛЛОВ Al, Fe, Ni И Pd	104–107
Видюшенков С.А ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА СОСТАВНЫХ ПЛАСТИН С РАЗРЫВНЫМИ ПАРА-	108–110

МЕТРАМИ МЕТОДОМ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ ЧАСТНЫХ РЕШЕНИЙ	
Могучева А.А., Журавлева М.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Al–14%Cu–7O.	111–113
Хамчуков Ю.Д., Гладков Л.Л., Сычёв И.Ю., Любимов А.В. ВОЗБУЖДЁННЫЕ КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ И ВИБРОННЫЕ УРОВНИ И СТРУКТУРА ФОТОХРОМНОГО МАТЕРИАЛА	114–116
Камышанченко Н.В., Беленко В.А., Гальцев А.В., Дурыхин М.И., Печерина О.А. КИНЕТИКА ПОВЕДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ИЗОХРОНАЛЬНОГО ОТЖИГА В МЕТАЛЛАХ С ГЦК-СТРУКТУРОЙ, ОБРАЗОВАННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕРМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ.	117–119
Шалунов Е.П. ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧАЕМЫХ РЕАКЦИОННЫМ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ	120–122
Смирнов В.М., Шалунов Е.П. ЖАРОПРОЧНЫЕ МЕДНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ МЕТОДОМ РЕАКЦИОННОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ	123–124
Зубцов В.И., Черневич К.В., Рудак Д.П. ИНЖЕНЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ И ТЕХНОЛОГИИ РАЗРАБОТКИ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ АЛЬТЕРНАТИВНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ НА ОСНОВЕ АКТИВНЫХ СЕГНЕТОПЬЕЗОЭЛЕКТРИКОВ	125
Саркисян С.О. СТАТИЧЕСКАЯ И ДИНАМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ МИКРОПОЛЯРНЫХ УПРУГИХ ТОНКИХ СТЕРЖНЕЙ	126–128
Бойко Ю.И., Волосюк М.А., Кононенко В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ СВЕТОРАССЕЯНИЯ МЕХАНИЗМОВ ОБРАЗОВАНИЯ И ГЕОМЕТРИИ АНСАМБЛЯ ТРЕЩИН В МОНОКРИСТАЛЛАХ ТИПА NaCl ПРИ ОДНООСНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ СЖАТИИ	129–131
Хакназарова Л.А., Пронина Ю.Г. РАСЧЕТ НА ПРОЧНОСТЬ СФЕРИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ РАВНОМЕРНОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ ИЗНОСЕ.	132–134
Пронина Ю.Г. О ВЫБОРЕ РАСЧЕТНОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ, НАХОДЯЩИХСЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ ХИМИЧЕСКИ АКТИВНЫХ СРЕД.	135–137
Бармин А.Е. ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА ЭНЕРГИЮ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ЖЕЛЕЗА	138–140
Зубков А.И., Зозуля Э.В., Афанасьева А.А., Власов В.В., Родкина Ю.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ ПСЕВДОСПЛАВОВ Cu-W	140–142
Блохин Д.И., Шейнин В.И., Комиссаров А.А., Блохина Т.В. ОСОБЕННОСТИ КОМПЛЕКСНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АКУСТОЭМИССИОННЫХ И ТЕРМОРАДИАЦИОННЫХ ИЗМЕРЕНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕОМАТЕРИАЛОВ	143–145
Курек Е. И., Олейнич-Лысюк А. В., Раранский Н. Д.	146

УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА МАГНИЙТЕРМИЧЕСКОГО БЕРИЛЛИЕВОГО КОНДЕНСАТА В СЛАБОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	
Карпухин М.В. РАЗРАБОТКА СКЛЕРОМЕТРИЧЕСКОГО СПОСОБА ОЦЕНКИ КИНЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТЕЙ, ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТРЕНИЕМ	147–149
Кузнецов П.В., Беляева И.В., Рахматулина Т.В., Корзников А.В., Тюрин Ю.И., Лидер А.М., Сыпченко В.С., Астапова Н.С. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПОДВЕРГНУТОГО НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОТЖИГУ	150–152
Кузнецов П.В., Беляева И.В., Гунько А.Д. НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ГРИНФЕЛЬДА КАК МЕХАНИЗМ РЕЛАКСАЦИИ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ ФОЛЬГ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ (100)[001] ПРИ НЕСВОБОДНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ	153–155
Константинов В.М., Ткаченко Г.А., Ковальчук А.В. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОДЛОЖКИ НА СВОЙСТВА ТОПОКОМПОЗИТА	155–158
Луцко В.Ф., Аршинов К.И., Юркевич С.Н. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ УПРОЧНЯЮЩЕ-ЧИСТОВАЯ ОБРАБОТКА ВАЛА С ПОПЕРЕЧНЫМИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ОТВЕРСТИЯМИ	159–161
Манухина Д.В., Потапов А.Е., Лосев А.Ю., Супрун И.В. ПОДХОДЫ К МОДЕЛИРОВАНИЮ ДИНАМИКИ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ.	162–164
Мухаметрахимов М.Х. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	165–167
Мухаметрахимов М.Х. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ОБЪЕМНОГО НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В СОСТОЯНИИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	168–170
Мишетьян А.Р., Морозов Ю.Д., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ	171–173
Рыклина Е.П. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ НАВЕДЕНИЯ ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ИХ РЕАЛИЗАЦИЮ (ОБЗОР)	174–176
Перевозников С.С., Кукареко В.А., Цыбульская Л.С. Ганавати Б. СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ КОБАЛЬТ-ФОСФОР	176–179
Кадомцев А.Г., Дамаскинская Е.Е. РАСПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ, ВЫДЕЛЯЮЩЕЙСЯ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ	180–182
Башмаков В.И., Чикова Т.С., Ховатов П.А., Комар О.В. НАНОРЕЛЬЕФ, СОЗДАВАЕМЫЙ ДЕФОРМАЦИОННЫМИ МИКРОДВОЙНИКАМИ НА ПЛОСКОСТИ СПАЙНОСТИ МОНОКРИСТАЛЛА ЦИНКА	183–185

Кудина Е.Ф. ВЛИЯНИЕ ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ СИЛИКАТОВ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОПЛАСТОВ	186–188
Гувалов А.А., Аббасова С.И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ С МОДИФИКАТОРАМИ	189–191
Кукин С.Ф., Синиченко Т.Н. АНАЛИЗ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ СОВМЕСТНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ УЛЬТРАЗВУКА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.	192–194
Гувалов А.А. Мамедова А.А. ПРИМЕНЕНИЕ КАРБОНАТНОГО ШЛАМА В СОСТАВЕ ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫХ МОДИФИКАТОРОВ БЕТОНА	195–197
Гувалов А.А., ОРГАНОМИНЕРАЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЦЕМЕНТ-НЫХ КОМПОЗИЦИЙ	197–199
Архипов И.В., Шалунов Е.П. ЖАРОПРОЧНЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ С НИЗКИМ ТЕМПЕРА-ТУРНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ	200–202
Марукович Е.И., Ильюшенко В.М., Дувалов П.Ю. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СПОСОБА ЛИТЬЯ НА ПРОЧНОСТЬ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ	203–205
Шут В.Н., Сырцов С.Р., Трубловский В.Л., Ильющенко Д.А. ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИКИ Ba1-xLaxTiO3 С СУБ-МИКРОННЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА	206–209
Гайдук И.Л., Васильев В.Л., Цыбульская Л.С., Пуровская О.Г., Гаевская Т.В. УГЛЕРОДНЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ В ПРОИЗВОДСТВЕ АЛМАЗНЫХ РЕЖУЩИХ ДИСКОВ	209–211
Захаров В.М., Хорев И.Е. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРЕГРАД ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ПРО-БИТИИ ИХ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМИ УДАРНИКАМИ	212–214
Горохов В.А., Капустин С.А., Чурилов Ю.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ МНОГО-ЦИКЛОВЫХ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ ТЕРМОСИЛОВЫХ НАГРУЖЕНИЯХ	215–217
Тетюева Т.В., Иоффе А.В., Ревякин В.А., Борисенкова Е.А., Денисова Т.В. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ	218
Pudov V.I., Dragoshanskii Yu.N., Sobolev A.S. THERMOMAGNETIC MODIFICATION OF PRODUCTS FROM AMORPHOUS OF AN ALLOY	219–221
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н., Соболев А.С. ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ	222–224
Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. Соболев А.С. ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА ИЗДЕЛИЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	225–227

Пудов В.И., Драгошанский Ю.Н. ЛАЗЕРНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ И ТЕРМОМАГНИТНАЯ ОБРАБОТКА МАГНИТОМЯГКИХ СПЛАВОВ	228–230
Dragoshanskii Yu.N., Karenina L.S., Pudov V.I. EFFECT OF LASER TREATMENT STRESS ON THE MAGNETIC PROPERTIES OF GRAIN–ORIENTED ELECTRICAL STEEL	231–233
Зиновьева О.С., Романова В.А., Емельянова Т.В. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕХМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В ОСНОВНОМ СОСТОЯНИИ И С МОДИФИЦИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ	234–236
Комаров А.И., Комарова В.И., Шипко А.А. СТРУКТУРА И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АРМИРОВАННЫХ ТУГОПЛАВКИМИ НАНОРАЗМЕРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ СИЛУМИНОВ	237–239
Иванов М.Б., Манохин С.С., Колобов Ю.Р., Морозова А.И., Ткачев Е.С. ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНА, СФОРМИРОВАННОЙ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	240–242
Шут В.Н., Мозжаров С.Е., Кашевич И.Ф. ИССЛЕДОВАНИЕ ДОМЕННОЙ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ ТГС С ПЕРИОДИЧЕСКИМ ПОСЛОЙНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПРИМЕСИ	243-245
Именной указатель	246–247
Содержание	248-254

ДЛЯ ЗАМЕТОК

Научное издание

53 Международная научная конференция

«Актуальные
проблемы прочности»

Материалы конференции, часть 1,

2–5 октября 2012 года
Витебск, Беларусь

Все работы публикуются в авторской редакции.

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е.В.

Подписано в печать 10.09.2012. Печать ризографическая. Гарнитура Times New Roman.

Усл. печ. листов 32.5. Уч.-изд. листов 25.7. Формат60х90 1/16. Тираж150 экз.

Заказ № 3777

Выпущено издательским отделом ЦИТ ВГТУ
УО «Витебский государственный технологический университет»
210035, Республика Беларусь, г. Витебск, Московский пр-т, 72
Лицензия № 02330/0494384 от 16.03.2009 г.