НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ



Актуальные проблемы прочности

Монография

В 2-х томах

Том 1

Под редакцией члена –корреспондента НАН Беларуси В.В.Рубаника

> Витебск Беларусь 2018

УДК 539.4 ББК 22.25 А 43

Рецензенты:

доктор физ.-мат. наук, профессор (Санкт-Петербург, Россия) Бетехтин В.И.; академик НАН Беларуси, доктор технических наук, профессор Клубович В.В.

А 43 Актуальные проблемы прочности : монография. В 2-х т. Т. 1. / Алифанов А. В. [и др.]; под ред. В. В. Рубаника. – Витебск : УО «ВГТУ», 2018. – 423 с. ISBN 978-985-481-558-9

ISBN 978-985-481-559-6 (т. 1)

В монографии опубликованы результаты исследований конструкционных и функциональных материалов. Представлены инновационные разработки по проблемам материаловедения, обработки материалов, создания композиционных материалов. Обсуждены механизмы формирования структуры, результаты исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры материалов, а также воздействия ультразвука, электромагнитного излучения, интенсивной пластической деформации на свойства различных материалов.

Книга предназначена 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.

Авторский коллектив:

Алифанов А.В., Андреев В.А., Антанович А.А., Асланян Н.С., Белоцерковский М.А. Белявин К.Е., Бердник О.Б., Бурнаев А.В., Веремейчик А.И., Викарчук А.А., Викторов С.Д., Волоконский М.В., Гончарова И.В., Грызунова Н.Н., Гусев Д.Е., Жорник В.И., Кийко В.М., Колесников С.А., Коллеров М.Ю., Коржов В.П., Кочанов А.Н., Кривина Л.А., Кузнецов А.В., Кукареко В.А., Куранова Н.Н., Лесота А.В., Люцкевич А.И., Малеронок В.В., Мильман Ю.В., Мишин В.М., Николаев В.И., Николаенко А.А., Папиров И.И., Перкас М.М., Прядко А.И., Пульнев С.А., Пушин А.В., Пушин В.Г.,Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Савенков Г.Г., Саркисян С.О., Сосновский И.А.,Страумал А.Б., Сурсаева В.Г., Филиппов Г.А., Хачатрян М.В., Хвисевич В.М., Худолей А.Л., Царева И.Н., Ционенко Д.А., Чугунова С.И., Шокуров В.С., Щитов Д.В., Юркевич С.Н., Юркевич-Потоцкая К.С., Юсупов В.С.





Co-funded by the Tempus Programme of the European Union



ISBN 978-985-481-558-9 ISBN 978-985-481-559-6(т.1)





© УО «ВГТУ», 2018

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

По рекомендации Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности материалов 14-18 мая 2018 г. в Витебске (Республика Беларусь) прошла юбилейная 60-ая Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности» (АПП).

Это предложение учитывало большой вклад ГНУ «Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси» (ИТА НАН Беларуси) и УО «Витебский государственный технологический университет» (ВГТУ) в проведенные (начиная с 2000 года) конференции АПП.

Исторически Актуальные Проблемы Прочности были организованы по инициативе двух ведомств Советского союза (Академии наук СССР и Министерства Высшей школы СССР) первоначально в форме Всесоюзного семинара. На организационном собрании, которое состоялось 26 марта 1980 года в Ленинграде, присутствовали представители как Высшей школы (Ленинградского Университета – ЛГУ и Ленинградского Политехнического института – ЛПИ), так и Академии наук СССР (Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе – ФТИ). Одним из основных инициаторов и в дальнейшем организатором проведения АПП был Владимир Александрович Лихачев, деятельность которого тесно связана с ЛГУ, ФТИ, ЛПИ.

Всесоюзный семинар АПП задумывался как средство общения не вообще ученых – «прочнистов», а ученых, которые объединяют в себе знания в области физики прочности и в области механики прочности, поэтому главная задача такого семинара заключалась в объединении усилий и знаний физиков и механиков.

Одной из важных особенностей заседаний АПП стала их очень широкая география. Семинары проводились не только в таких ведущих центрах, как в Москве, Ленинграде, но и в разных городах страны, где в ВУЗах и институтах Академии наук работали коллективы сотрудников, связанных с прочнистской тематикой. Для выступления с пленарными (или приглашенными) докладами привлекались ведущие специалисты в области физики и механики прочности. Это обстоятельство и широкая география проведения АПП способствовала сохранению и развитию богатейшего научного потенциала, который создавался на протяжении многих десятилетий на обширной территории бывшего СССР.

Большую роль в «долгожительстве» АПП после прекращения существования СССР и АН СССР сыграло образование в 1992 году Межгосударственного координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов на базе секции «Физика прочности и пластичности», входившей в АН СССР. Председателем МКС (как и секции) был избран профессор В.А. Лихачев, а его заместителями (по регионам) профессора О.М.Ивасишин (Киев), В.И.Бетехтин (С.-Петербург), Э.В.Козлов (Томск). МКС (со штабом-квартирой в С.-Петербурге) был создан как общественная, самостоятельная организация, которая не альтернативна и не подотчетна государственным, министерским и академическим институтам власти и управления стран, входивших ранее в состав СССР.

В 1996 г. после ухода из жизни В.А. Лихачева, председателем МКС избран Владимир Иванович Бетехтин, который со стороны МКС принимал основное участие в организации и проведении АПП. За последние 20 лет (1996 – 2017 гг.) удалось сохранить традиционно высокий научный уровень и ежегодную периодичность этого форума. В 1999 году между председателем МКС В.И. Бетехтиным и заместителем председателя по региону (Беларусь) В.В. Рубаником, директором ИТА НАН Беларуси, была достигнута договоренность о проведении очередной конференции АПП в Витебске на базе ИТА НАН Беларуси и ВГТУ; такая конференция (XXXVI) и состоялась в 2000 году. Значимость этой, проведенной впервые после распада СССР конференции АПП вне России, в том, что на ней присутствовали ведущие специалисты в области прочности материалов из Национальной Академии наук Украины (акад. НАНУ С.А. Фирстов, чл.-корр. НАНУ Ю.В. Мильман).

Впоследствии, там же в Витебске, прошли XLVI (2007), L (2010, также юбилейная!) и LIII (2012) конференции АПП. На всех этих конференциях присутствовало большое количество участников из разных городов и стран, включая дальнее зарубежье; конференции прошли на высоком научном и организационном уровне.

Для успешного проведения АПП очень много сделали ведущие специалисты в области прочности материалов из России: чл.-корр. РАН В.В.Сагарадзе (Екатеринбург, 2013); профессор М.А. Хусаинов (В. Новгород, 1994, 1997); профессор В.А. Федоров (Тамбов, 1998, 2003), профессор А.М. Глезер (Калуга, 2004; Москва, 2015; инициатор проведения АПП в Севастополе, 2016); профессор Р.Р. Мулюков (Уфа, 2012); профессор М.М. Криштал (Тольятти, 2009, 2016); профессор В.Н. Перевезенцев (Н. Новгород, 2008); профессор В.В. Осташев (Псков, 1993, 1999); профессор О.Б. Наймарк, А.Г. Кадомцев (Пермь, 2017), а также представители научных коллективов в тех городах, в которых состоялись АПП. Много сделал для организации конференции по тематике АПП в Санкт-Петербурге чл.-корр. РАН В.В.Рыбин. Большую работу по подготовке тезисов и трудов конференций АПП проводила секретарь МКС – к.т.н. Е.В. Черняева.

Актуальные проблемы прочности стали традиционной международной конференцией, на которой обсуждаются теоретические и практические пути развития науки о прочности материалов. Всего за 38 лет конференция «Актуальные проблемы прочности» прошла в 31 городе трех стран (Россия, Украина, Беларусь), а до распада СССР - в республиках Эстония, Латвия, Таджикистан.

На 60-й Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности» были представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований в области проблем прочности, интерес к которым в последние годы значительно вырос.

Наиболее актуальные доклады оформлены в виде коллективной монографии, в представлены современные достижения в области инновационных которой. технологий по проблемам прочности.



Председатель МКС, профессор, доктор физ.-мат. наук, С.-Петербург, Россия Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

XII В.И. Бетехтин



Заместитель председателя МКС по региону (Беларусь), член-корреспондент НАН Беларуси, доктор технических наук г. Витебск. Беларусь ita@vitebsk.by

, undo В.В. Рубаник

Глава 1 МИКРОМЕХАНИКА И ФИЗИКА ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ

Мишин В.М., Щитов Д.В., Волоконский М.В., Филиппов Г.А.

Северо-Кавказский федеральный университет, г.Пятигорск, Россия, mishinvm@yandex.ru

Введение

Замедленное хрупкое разрушение (ЗХР) опасный вид хрупкого разрушения, поскольку реализуется при средних напряжениях ниже предела текучести[1-6]. Зарождение и распространение трещины при замедленном разрушении происходит в условиях недостатка упругой энергии и поэтому решающим фактором развития этого вида хрупкости является наличие в структуре стали неоднородных локальных силовых полей и химических неоднородностей, снижающих эффективную поверхностную увеличивающих энергию разрушения И вероятность термофлуктуационного зарождения и распространения хрупкой трещины [7-10]. При этом распространение трещины при замедленном разрушении происходит вдоль границ зерен (интеркристаллитно) и со средней скоростью на несколько порядков ниже, чем скорость звука [11].

ЗХР является результатом достижения локальными напряжениями критического уровня – прочности границы зерна (порогового напряжения) [7,12]. С одной стороны, величины локальных напряжений зависят от уровня внешней нагрузки, способа и скорости нагружения и геометрии концентраторов напряжений [13-16]. С другой стороны, прочность границ зерен определяется структурным состоянием стали и охрупчивающим воздействием ряда внутренних факторов: наличием и распределением в стали остаточных внутренних микронапряжений, примесей и их сегрегаций, водорода и др. [17-24].

Поэтому актуальным является разработка критериев локального замедленного разрушения при длительном нагружении, основанных на характеристиках не зависящих от условий испытаний, применимых для разделения роли структурных факторов: остаточных внутренних микронапряжений, примесей и их сегрегаций и водорода.

1. Методика определения локальных напряжений в месте зарождения трещины на основе метода конечных элементов

С помощью испытательной машины «Instron» проводили испытания на замедленное хрупкое разрушение образцов Шарпи путем нагружения сосредоточенным изгибом до различных уровней нагрузки и выдерживанием до разрушения [25-26]. По сигналу акустической эмиссии регистрировался момент зарождения трещины [12,26]. Значение номинального напряжения (σ) при сосредоточенном изгибе стандартного образца типа Шарпи определяли по формуле (1).

$$\sigma = \frac{3PL}{2bh^2} \tag{1}$$

где *P* – приложенная нагрузка; *L* – расстояние между опорами; *b* – толщины образца (10 мм); *h* – высота образца с учетом надреза (8 мм).

Время до зарождения трещины увеличивалось со снижением приложенного напряжения. Максимальные значения локальных растягивающих напряжений (σ_{11max}) сосредоточены не на поверхности образца, а на границе пластической зоны на некоторой глубине от поверхности надреза [14,27] (рис.1). Предел текучести, показатель и коэффициент упрочнения, необходимые для расчета максимальных локальных растягивающих напряжений (σ_{11max}) методом конечных элементов, были определены в результате испытаний на растяжение гладких образцов МРГ-3 диаметром 4,3 мм, полученных после аналогичной термообработки.

Для хрупкого разрушения ключевым вопросом является вопрос о критерии предельного состояния материала. В отличие от критериев классической механики разрушения, рассматривающих критическое состояние образца или детали с уже имеющейся трещиной, критерий максимального локального растягивающего напряжения (микроскол) $\sigma_{11max} = \sigma_F$ рассматривает критическое состояние материала перед концентратором напряжений без исходной трещины [12]. Зона локального разрушения совпадает с положением локального пика растягивающих напряжений (рис.1).



Рисунок 1 - Схема, зарождения трещины на границе исходного аустенитного зерна в месте локализации максимального локального растягивающего напряжения σ_{11max} в вершине надреза в зоне стеснения деформации.

Была разработана методика, позволяющая получить в месте зарождения трещины условия близкие К возникающим при эксплуатации изделий, в том числе в водородсодержащей среде, и с помощью метода конечных элементов (MKЭ) рассчитать величину $\sigma_{\scriptscriptstyle 11\mathrm{max}}$, соответствующую локальному напряжению в месте И в момент зарождения

микротрещины [14,26]. На рис.2 в качестве примера представлены модели метода конечных элементов: а) сетка конечных элементов, моделирующая образец; б) поле деформаций в вершине надреза.



Рисунок 2 - Моделирование МКЭ изгибного образца Шарпи: а) поле деформаций в вершине надреза; б) сетка конечных элементов.

Проводили испытания на замедленное разрушение по методике [14,26] образцов с различными надрезами из мартенситной стали 18Х2Н4ВА, 40Х после закалки и отдыха и метастабильной аустенитной стали 50Н20.

На рис.3 представлено полученное распределение напряжений σ_{11} от расстояния до вершины надреза для шагового изменения (шаг 200 кг) приложенной нагрузки для стандартного образца Шарпи (сталь 18Х2Н4ВА). По этим данным можно определять максимальное локальное растягивающее напряжение (σ_{11max}) в месте пика напряжений перед надрезом для любой приложенной нагрузки к образцу при изгибе стандартного образца Шарпи. Аналогичным образом можно определять σ_{11max} для любых концентраторов напряжений и способов приложения нагрузки [14,15,27].



Рисунок 3 - Зависимости растягивающего напряжения σ_{11} от расстояния до вершины надреза стандартного образца Шарпи (сталь 18Х2Н4ВА) определенные методом конечных элементов. Шаг нагрузки 200 кг.

Испытания на замедленное хрупкое разрушение проводили путем нагружения образцов типа Шарпи с концентраторами напряжений сосредоточенным изгибом до заданной нагрузки и дальнейшей выдержке до разрушения. Момент зарождения микротрещины (*т*) регистрировали с помощью метода акустической эмиссии [3,12,26].

С помощью компьютерного метода конечных элементов (МКЭ) определяли напряженно-деформированное состояние

перед концентраторами напряжений для дискретных нагрузок до и после появления пластической зоны вплоть до состояния общей текучести образцов во всех узлах сетки квадратичных элементов и далее – максимальное локальное растягивающее напряжение перед надрезом – σ_{11max} [11,14,27].

Характер изломов образцов изучали стандартными методами фрактографии с использованием электронного сканирующего микроскопа фирмы «Jeol». Атомную концентрацию примесей на поверхности изломов определяли методом ОЖЕспектрометрии.

Изучали процесс стадийности замедленного разрушения на мартенситных (18Х2Н4ВА, 40Х) и метастабильных аустенитных (50Н20, 30Х9Н8М2ГС2) сталях после термообработок усиливающих их склонность к замедленному разрушению. Процесс замедленного хрупкого разрушения протекает в три стадии: зарождение, медленный и быстрый (катастрофический) рост трещины [11]. На рис.4 представлено развитие сети микротрещин перед надрезом образца Шарпи после выдержки под нагрузкой (при 0,8 предела текучести) через 5 мин в стали 30Х9Н8М2ГС2.



характер, а на стадии (рис.5).

Рисунок 4 - Развитие сети микротрещин перед надрезом образца Шарпи после выдержки под нагрузкой (при 0,8 предела текучести) через 5 мин; x50 [13].

Реализация замедленного разрушения приводила к интеркристаллитному характеру зарождения и развития микротрещины. Было подтверждено, что при реализации замедленного разрушения зоне зарождения в роста микротрещины и на стадии ее стабильного поверхность разрушения имеет интеркристаллитный характер, а на стадии быстрого распространения трещины транскристаллитный



Рисунок 5 - Поверхность разрушения стали 18Х2Н4ВА: а) по границам зерен в месте зарождения и на стадии стабильного роста трещины; б) по телу зерен на стадии быстрого распространения.

2. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению

Критерий замедленного разрушения сталей вызванного остаточными внутренними микронапряжениями

На основе полученных данных строили кривые замедленного разрушения в координатах: номинальное напряжение – время до зарождения трещины (рис.6, кривые 1-3). Использование методики определения напряженного состояния перед надрезом методом конечных элементов дало возможность определить максимальные локальные растягивающие напряжения ($\sigma_{11\text{max}}$), вызванные приложением нагрузки извне и действием концентратора напряжений, и построить зависимости: время до зарождения трещины (τ) – локальное напряжение в зоне зарождения трещины ($\sigma_{11\text{max}}$). Для мартенситной стали 18Х2Н4ВА был установлен факт совпадения кривых зависимостей времени до зарождения трещины от $\sigma_{11\text{max}}$ и локальных пороговых напряжений, соответствующих испытаниям образцов с различными концентраторами напряжений (рис.6) [14,15,27]. Таким образом, критерием замедленного разрушения является максимальное локальное растягивающее напряжение $\sigma_{11\text{max}}$.



Рисунок 6 - Зависимости времени до зарождения трещины от величины номинального напряжения и

максимального локального растягивающего

напряжения $\sigma_{\scriptscriptstyle 11\mathrm{max}}$ образцов с различными

концентраторами напряжений. Мартенситная сталь 18Х2Н4ВА (закалка с 950°С, выдержка 24 ч., надрезы: 1 – 45°, r = 0,25 мм; 2 – 60°, r = 0,30 мм; 3 – 90°, r = 0,39 мм).

Совпадение пороговых локальных напряжений для кривых, соответствующих образцам с различными концентраторами напряжений указывает на то, что локальное напряжение пороговое характеризует сопротивление непосредственно стали замедленному разрушению и не зависит от геометрии концентратора напряжений. Ниже порогового локального напряжения замедленное разрушение стали, содержащей

мартенсит не происходит.

В метастабильной аустенитной стали 50Н20 в процессе пластической деформации мартенситное превращение развивалось при комнатной температуре

[13]. ЗХР метастабильных аустенитных сталей связывают с образованием мартенсита, имеющего высокий уровень остаточных внутренних микронапряжений в результате γ→α превращения при пластической деформации аустенита [13].

Положение кривых замедленного разрушения метастабильной аустенитной стали в координатах: время до разрушения – номинальное напряжение, также зависит от геометрии концентратора напряжений (рис.7, кривые 1-3).



Рисунок 7 - Зависимости времени до зарождения трещины от величины номинального напряжения (б) и максимального локального растягивающего

напряжения $\sigma_{11\text{max}}$ (а) образцов с различными концентраторами напряжений. Метастабильная аустенитная сталь 50H20 (охлаждение от 1100°С в масле, надрезы: 1 – 45°, r = 0,25 мм; 2 – 45°, r = 0,15 мм; 3 – 90°, r = 0,25 мм).

Зарождение трещины при замедленном разрушении метастабильных аустенитных сталей обусловлено образованием мартенситной зоны (перед концентратором напряжений) с высоким уровнем остаточных внутренних микронапряжений и достижением в ней уровня максимального локального растягиваюшего напряжения выше Подробно, порогового. механизм замедленного разрушения метастабильных аустенитных сталей рассмотрен в [11,13].

Было установлено, что, несмотря на значительную пластичность метастабильных аустенитных сталей, процесс замедленного разрушения в них контролируется силовым критерием – максимальным локальным растягивающим напряжением (σ_{11max}), которое достигается перед концентратором напряжений в образовавшейся зоне с мартенситной структурой в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [11].

Локальное пороговое напряжение, как установлено, не зависит от геометрии надрезов и характеризует сопротивление непосредственно метастабильной аустенитной стали замедленному разрушению.

Таким образом, установлена физико-механическая характеристика сопротивления замедленному хрупкому разрушению собственно стали (а не образца с его геометрией), вызванному остаточными внутренними микронапряжениями – пороговое локальное растягивающее напряжение, ниже уровня которого замедленное разрушение не происходит. Эта характеристика стали дает возможность по результатам испытаний стандартных образцов с одной геометрией концентраторов напряжений прогнозировать, с помощью расчета методом конечных элементов (МКЭ), пороговые нагрузки для образцов (деталей) с концентраторами напряжений других типов, в таких же структурных состояниях.

Критерий замедленного разрушения вызванного воздействием водорода из внешней среды

Необходимым условием протекания замедленного разрушения по механизму водородного охрупчивания является комбинация критических концентраций водорода и напряжений в зоне локального разрушения. Время достижения критической комбинации соответствует времени до зарождения трещины. Вызванное водородом локальное разрушение происходит в первую очередь перед концентраторами напряжений, где растягивающие напряжения максимальны и наблюдается концентрация водорода в областях гидростатических растягивающих напряжений перпендикулярных плоскости разрушения [11,23]. различными концентраторами напряжений (надрезами) до заданного уровня нагрузки

Испытания на замедленное разрушение заключались в нагружении образцов с



при одновременном насыщении их водородом и определении времени до зарождения Строили трещины [26]. кривые замедленного разрушения в координатах: до зарождения время трещины номинальное напряжение (рис.8).

> Рисунок 8 - Кривые замедленного разрушения образцов с различными концентраторами напряжений в условиях наводороживания. Сталь 40Х, надрезы: 45°; 0°, r = 0,22 мм.

Из рисунка видно, что положение кривых значительно зависит от геометрии концентратора напряжений. Построение кривых замедленного разрушения (C помощью расчета $\sigma_{11\mathrm{max}}$ методом конечных элементов) координатах: R время до разрушения (т) – локальное напряжение (позволило установить, $\sigma_{11\mathrm{max}}$), что пороговые локальные напряжения для кривых, соответствующих различным концентраторам напряжений, совпадают (рис.8).

Изучение влияния концентрации водорода в зоне локального разрушения показало, что повышение концентрации водорода в зоне зарождения трещины приводит к снижению уровня порогового локального напряжения (рис.9, кривые 3,4 по сравнению с 1,2) [22,28].

При изучении условий локального разрушения стальных образцов с надрезом (40Х, 18Х2Н4ВА), охрупченных путем наводороживания и испытывающих действие было установлено, что в условиях плоской деформации, статической нагрузки, равновесия и постоянства внешних условий (температуры испытаний и активности водорода) возможность реализации хрупкого разрушения определяется только максимальным локальным растягивающим напряжением (σ_{11max}) действующим (рис.8,9) [22,28].



Рисунок 9 - Кривые замедленного разрушения образцов с различными концентраторами напряжений в условиях наводороживания в координатах: $\sigma_{
m 11max}$ – время до зарождения трещины. Сталь 18Х2Н4ВА (зак.950°, 30 мин.-масло + отпуск 300°, 3 ч.), надрезы: 1,3 -60°; 2,4 - 45°; условия наводороживания: 1,2 – Д_к =2 ма/ см 2 ; 3,4 – Д_к =5 ма/ см 2 .

Таким образом, установлено, что в случае замедленного разрушения вызванного воздействием водорода из внешней среды, локальное пороговое напряжение является физико-механической характеристикой сопротивления стали замедленному разрушению и не зависит от геометрии концентратора напряжений.

3. Кинетика локального замедленного разрушения стали

При замедленном разрушении стали зарождение и развитие трещины являются термически активированными процессами [28]. Сталь, в которой присутствуют остаточные внутренние микронапряжения, например, обладает запасом неравномерно распределенной по объему упругой энергии с ними связанной, даже без приложения внешней нагрузки [7,11]. Считали, что остаточные микронапряжения в локальных областях перед вершинами кристаллов мартенсита могут понижать энергию, необходимую для достижения энергетического барьера разрыва атомных связей [7,11,21].

Целью раздела главы являлась разработка кинетической модели прочности, описывающей переход от микромеханизма замедленного разрушения к микромеханизму скола мартенситной стали, учитывающей уровень остаточных микронапряжений, скорость нагружения и температуру испытаний.

Термофлуктуационное замедленное разрушение закаленной стали

Основная формула (2) кинетической теории [28]:

$$\tau = \tau_o \cdot \exp \frac{Q}{KT} \tag{2}$$

устанавливает связь времени до разрушения *г* с энергией активации Q, где *г*_о – предэкспоненциальный множитель, зависящий от частоты попыток преодоления потенциального барьера, количества мест активации и их характеристик, *К* – постоянная Больцмана, *Т* – температура. Разрушение связывают с накоплением разрывов атомных связей в результате термофлуктуационных колебаний атомов [28].

Согласно кинетической теории прочности материалов [28] время до разрушения при действии напряжения определяется формулой (3):

$$\tau = \tau_o \cdot \exp \frac{U_0 - \gamma \sigma}{KT} \,, \tag{3}$$

где *U*_o – энергетический барьер; γ – активационный объем; *σ* – напряжение в зоне разрушения.

Эта модель предполагает аддитивность напряжений разной природы в материале не зависимо от причин их вызвавших. Для случая неравномерного распределения локальных напряжений в образце с надрезом [29,30] в выражение (3) необходимо подставить значение максимального локального растягивающего напряжения σ_{11max} (4):

$$\tau = \tau_o \cdot \exp \frac{U_0 - \gamma \cdot \sigma_{11\max}}{KT} \tag{4}$$

Энергия активации в случае отсутствия остаточных внутренних микронапряжений (5) зависит от величины напряжений, вызванных приложением нагрузки извне:

$$Q = U_0 - \gamma \cdot \sigma_{11\text{max}} \tag{5}$$

Однако наличие в мартенситной стали локальных остаточных внутренних микронапряжений приводит к появлению локальных областей в вершинах мартенситных кристаллов с повышенной потенциальной энергией [7,11,21]. В этом случае, энергия активации равна разности энергии барьера и потенциальной энергии активационного объема (6):

$$Q = U_0 - \gamma \cdot (\sigma_{11\max} + \sigma_{\theta H}) \tag{6}$$

Время до зарождения трещины в закаленной стали при одновременном воздействии остаточных внутренних микронапряжений $\sigma_{\text{ви}}$ и действии $\sigma_{11\text{max}}$ соответственно равно (7):

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp \frac{U_o - \gamma(\sigma_{11\max} + \sigma_{_{GH}})}{KT}$$
(7)

Энергия барьера U_o может быть оценена как (8):

$$U_0 = \gamma \cdot \sigma_F \tag{8}$$

Тогда, время до зарождения трещины в стали с остаточными микронапряжениями может быть определено с учетом параметров кинетической теории прочности (*K*, *T*, τ_0 , γ) и силовыми параметрами микромеханики разрушения (σ_F , σ_{11max}):

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp \frac{\gamma \cdot \sigma_F - \gamma (\sigma_{11\max} + \sigma_{_{\theta H}})}{KT}$$
(9)

или

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp \frac{\gamma \cdot (\sigma_F - \sigma_{11\max} - \sigma_{_{GH}})}{KT}$$
(10)

Был рассмотрен и другой (энергетический) подход к описанию кинетики замедленного разрушения закаленной стали. Полагали, что остаточные внутренние микронапряжения в вершинах кристаллов мартенсита участвуют в процессе локального разрушения не аддитивно по отношению к локальным растягивающим напряжениям, вызванным внешними нагрузками и концентрацией напряжений. То есть, они участвуют в разных микромеханизмах и на разных этапах зарождения трещины. Энергия активации Q в формуле (1) может быть представлена как разность энергии барьера U_o и потенциальной энергии от напряжений (11,12), вызванных внешней нагрузкой $U(\sigma_{11max})$ и остаточными внутренними микронапряжениями $U(\sigma_{ex})$:

$$Q = U_0 - U(\sigma_{_{\theta H}}) - U(\sigma_{_{1\,1\,\text{max}}})$$
⁽¹¹⁾

или

$$\tau = \tau_o \cdot \exp \frac{U_0 - U(\sigma_{_{\mathcal{G}H}}) - U(\sigma_{_{11\text{max}}})}{KT}$$
(12)

Рассмотрим гипотетический случай силового разрушения при действии напряжения от внешней нагрузки в течение времени $r = r_o$, тогда энергия активации равна нулю Q = 0:

$$U_{0} - U(\sigma_{\rm sH}) - U(\sigma_{11\rm max}) = 0$$
(13)

Тогда, с учетом предположения, что $U(\sigma_{11\text{max}}) = \gamma \cdot \sigma_{11\text{max}}^0$ получим (13):

$$U(\sigma_{_{GH}}) = U_0 - \gamma \cdot \sigma_{11\max}^0$$
(14)

где $\sigma_{11\text{max}}^{o}$ – соответствует величине $\sigma_{11\text{max}}$, при которой действует только силовой механизм разрушения ($\tau = \tau_0$).

Подставив в (11) выражение (14), определили (15) энергию активации в виде: $Q = U_0 - (U_0 - \gamma \cdot \sigma_{11\text{max}}^0) - \gamma \cdot \sigma_{11\text{max}} = U_0 - U_0 + \gamma \cdot \sigma_{11\text{max}}^0 - \gamma \cdot \sigma_{11\text{max}}) = \gamma \cdot (\sigma_{11\text{max}}^0 - \sigma_{11\text{max}})$ (15) Тогда время до зарождения трещины можно представить в виде (16):

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp \frac{\gamma \cdot (\sigma_{11\max}^o - \sigma_{11\max})}{KT}$$
(16)

Полагали, что значение $\sigma_{11\text{max}}$ по физическому смыслу и по величине соответствует характеристике сопротивления материала локальному разрушению σ_F – критическому локальному напряжению (напряжению скола) (17):

$$\tau = \tau_0 \cdot \exp \frac{\gamma(\sigma_{_{\mathcal{B}H}}) \cdot (\sigma_F - \sigma_{_{1\,\mathrm{Imax}}})}{KT}$$
(17)

Таким образом, с точки зрения кинетической теории прочности в зависимости от исходных предпосылок были получены две гипотезы: одна (силовая) – формула (10) – рассматривает роль остаточных микронапряжений и локальных напряжений от внешней нагрузки в механизме локального разрушения как аддитивную, другая (энергетическая) – формула (17), как не аддитивную.

Для проверки первой и второй гипотез были проведены экспериментальные исследования. Строили кривые замедленного хрупкого разрушения в координатах: логарифм времени до зарождения трещины – максимальное локальное растягивающее напряжение (σ_{11max}) (рис.10).



Рисунок 10 - Кривые замедленного хрупкого разрушения стали 18Х2Н4ВА в закаленном состоянии после различного времени отдыха: 1 – 15; 2 – 2700; 3 – 4600; 4 – 8700 мин; 5 – отпуск 100 °С, 2 ч.

Зависимости разрушающих максимальных локальных растягивающих напряжений σ_{11max} от скорости нагружения и температуры испытаний (77–293 К) стали с различными уровнями остаточных внутренних микронапряжений представлены на рис. 11 и 12.

В том случае, если справедлива первая гипотеза модели замедленного разрушения (10), то при $\tau = \tau_0$, т.е. при силовом механизме локального разрушения должно выполняться условие (18,19):



Рисунок 11 - Влияние скорости нагружения на локальное напряжение в месте зарождения трещины в свежезакаленной стали 18Х2Н4ВА: 1 – 283 К; 2 – 170 К; 3 – 77 К; О – отдых 30 мин; ■ – отпуск 100 °С, 2 ч.



Рисунок 12 - Влияние температуры на напряжение зарождения трещины в свежезакаленной (отдых 30 мин) 1 – 3 и низкоотпущенной (■ – отпуск 100 °С, 2 ч) – 4 стали 18Х2Н4ВА при различных скоростях нагружения: 1 – 0,01; 2 – 0,5; 3 – 10 см/мин.

 $a_{ax} - \sigma_{_{\theta H}} = 0 \tag{18}$

$$\sigma_F = \sigma_{11\max} + \sigma_{eH} \tag{19}$$

Это означает, что при $\tau = \tau_0$ для разных кривых замедленного разрушения ($\tau = f(\sigma_{11\text{max}}, \sigma_{\text{en}})$, соответствующим различным уровням остаточных микронапряжений σ_{en} , пересечения кривых в одной точке, т.е. точки «полюса» быть не может. Поэтому, следует заключение, что первая гипотеза (10) не подходит для кинетической теории замедленного разрушения стали. Вторая гипотеза (17), напротив, хорошо подтверждается экспериментом. Полученные экспериментальные зависимости: $\ln \tau = f(\sigma_{11\text{max}})$ для замедленного разрушения стали с различными уровнями остаточных внутренних микронапряжений хорошо описываются выражением (17).

Таким образом, эксперименты подтвердили, что для описания кинетики замедленного разрушения справедлива вторая гипотеза. Было установлено (рис.12), что ниже 77 К разрушающее $\sigma_{11\text{max}}$ стали с высоким уровнем остаточных внутренних микронапряжений не зависит от скорости нагружения для разных уровней остаточных внутренних внутренних микронапряжений, т.е. остаточные внутренние микронапряжения не дают вклада в напряжение зарождения трещины. В предельном случае, при достаточно низкой температуре образование зародышевой трещины происходит по достижении локальным напряжением $\sigma_{11\text{max}}$ критического значения σ_F по силовому безактивационному механизму.

Переход от термофлуктуационного замедленного разрушения к хрупкому разрушению сколом

Преобразуем уравнение (17), выразив напряжение сопротивления сколу σ_F в явном виде:

$$\frac{KT}{\gamma}\ln\frac{\tau}{\tau_0} + \sigma_{11\max} = \sigma_F \tag{20}$$

Полученное выражение (20) представляет критериальное условие зарождения трещины. Уравнение (21) показывает, что для достижения критериального значения прочности материала – σ_F , необходимо сочетание термоактивационной компоненты $KT = \tau$

 $rac{KI}{\gamma} \ln rac{ au}{ au_0}$ и локального напряжения $\sigma_{11 ext{max}}$. При замедленном термоактивированном

разрушении преобладает термоактивационная компонента, а силовая компонента $\sigma_{11\max}$ недостаточна для разрушения сколом $\sigma_{11\max} < \sigma_F$. В результате, реализуется механизм замедленного разрушения, зависящий от температуры и реализуемый за

время τ . В том случае, когда локальное напряжение $\sigma_{11\text{max}}$ приближается к значению σ_F роль термоактивационной компоненты в зарождение трещины уменьшается и происходит переход к силовому механизму хрупкого разрушения – сколу. При увеличении скорости нагружения (малых τ) (рис.11) и понижении температуры испытаний (рис.12) $\sigma_{11\text{max}}$ приближается и достигает σ_F , в этом случае происходит разрушение силовым микромеханизмом (микроскол).

Обобщенный микромеханизм локального замедленного разрушения мартенситосодержащих сталей

Границы зерен стали с мартенситной структурой обнаруживают меньшую прочность по сравнению с телом зерен за счёт того, что: 1) они представлены в виде неправильной кристаллической решетки и являются местом стыковки различно ориентированных кристаллических решеток; 2) в местах выхода крупных кристаллов мартенсита на границы исходных аустенитных зерен образуются области объемного растяжения (ООР) [7,21]; 3) в условиях наводороживания в ООР возникает избыточное давление водорода [22,23]; 4) представляют собой места сосредоточения сегрегаций охрупчивающих примесей серы, фосфора, сурьмы [18-21]. Поэтому при замедленном разрушении в мартенситносодержащих сталях зарождение трещины реализуется на границе исходного аустенитного зерна [7].

Выразим временное сопротивление микросколу границы зерна σ_{F}^{cpah} в явном виде:

$$\frac{KT}{\gamma(\sigma_{_{GH}},\sigma_{_H})}\ln\frac{\tau}{\tau_0} + \sigma_{_{11\mathrm{max}}} + \Delta\sigma_{_{GH}} + \Delta\sigma_{_{H}} + \Delta\sigma_{_{cerp}} = \sigma_{_F}^{^{2pan}}$$
(21)

где правая часть σ_F^{cpan} характеризует сопротивление неохрупченной границы зерна микросколу; левая часть критериального условия (21) состоит из термоактивационной компоненты (характеризующей температурно-временное условие флуктуационного разрыва атомных связей железа ослабленных остаточными микронапряжениями σ_{en} и/или водородом σ_H) и силовых компонент: σ_{11max} – максимальное локальное растягивающее напряжение, вызванное внешней нагрузкой и эффектом концентрации напряжений перед концентратором напряжений; снижение локальной прочности границы зерна в ООР за счёт $\Delta \sigma_{en}$ – остаточных внутренних микронапряжений, $\Delta \sigma_H$ – газообразного водорода и $\Delta \sigma_{ceep}$ – зернограничной сегрегации охрупчивающих примесей. Термически активированный объём $\gamma(\sigma_{en}, \sigma_H)$, зависящий от ослабления силы атомных связей железа за счёт остаточных микронапряжений и атомарного водорода, определяет наклон кривых замедленного разрушения в координатах

 $\ln \tau - \sigma_{11 \text{max}}$ (рис.10) [11,29,31].

Таким образом, условия перехода от термически активированного механизма при замедленном разрушении к силовому для локального разрушения закаленной стали могут быть описаны критериальным выражением, состоящим из суммы активационной и силовой компонент равных характеристике сопротивления стали локальному разрушению (микросколу) σ_F^{zpan} . Условия этого перехода зависят от уровня остаточных микронапряжений, времени (скорости) нагружения и температуры испытаний.

4. Влияние сегрегации охрупчивающих примесей (фосфора, олова, сурьмы) на локальную прочность границ зерен мартенситных сталей

Одной из ключевых проблем, решаемых современной физикой прочности, является определение влияния структурных факторов на процесс хрупкого разрушения стали. Известно, что прочность границ зерен стали может существенно зависеть от содержания охрупчивающих примесей (например, серы, сурьмы, фосфора, олова и других) [18-20]. В этой связи, актуальной представляется проблема количественной оценки прочности границ зерен стали в зависимости от структурного состояния, включая влияние охрупчивающих примесей.

Особенности неравновесной структуры закаленного мартенсита обусловливают склонность стали, прошедшей закалку, к замедленному хрупкому разрушению [7]. В случае замедленного хрупкого разрушения (ЗХР) зарождение и развитие трещины носит интеркристаллитный характер и происходит по границам исходных аустенитных зёрен. Это позволяет использовать процесс замедленного разрушения для вскрытия границ исходных аустенитных зерен мартенситосодержащих сталей. Интеркристаллитный характер распространения трещины обусловливается образованием на границах зёрен областей объемного растяжения [21] и тонких молекулярных слоёв примесей – сегрегаций [18-20]. Это подтверждается результатами Оже-спектроскопии зернограничных изломов [8,11].

Существующие методы определения вклада примесей в хрупкое разрушение основываются на использовании параметров разрушения, усредненных по объему образцов номинальных (усреднённых) напряжений. Стадия зарождения микротрещины, а также процесс её развития до размеров, сопоставимых с размером зерна, называемая процессом локального разрушения, является ключевой стадией локального замедленного разрушения. Использование образцов с концентраторами напряжений, далее расчета значений напряжений σ_{11max} в области локального разрушения дает возможность установления истинных значений локальных напряжений, при достижении которых начинается процесс локального замедленного разрушения [11,14,15]. Было установлено, что при замедленном хрупком разрушении процессы зарождения микротрещины и её дальнейшего развития реализуются в зоне локального разрушения (на границах зерен) (рис.13). Именно локальная прочность границ исходных аустенитных зерен мартенситной стали определяет величины пороговых локальных напряжений при замедленном разрушении [7].



Рисунок 13 - Схема зарождения и последующего слияния микротрещин при замедленном разрушении на границе исходного аустенитного зерна в местах выхода наиболее крупных кристаллов мартенсита.

Основываясь на испытаниях на замедленное разрушение с целью вскрытия границ зерен и путём изменения вида термообработки стали управляли изменением прочности границ зерен стали.

Цель раздела главы заключается в определении вклада охрупчивающих примесей фосфора, олова и сурьмы в процесс хрупкого разрушения стали, характеризуемого прочностью границ исходных аустенитных зёрен мартенситных сталей прошедших закалку. Исследовали сталь 18Х2Н4ВА 1) с различным содержанием фосфора (0,003% до 0,040%); 2) с добавками сурьмы – 0,0005% и 0,007%; 3) с содержанием 0,012% Sn. Применяли различные режимы закалки и изотермической выдержки [18-20].

Влияние сегрегации фосфора на локальную прочность границ исходных аустенитных зерен и сопротивление замедленному разрушению

Увеличение доли примесей фосфора в стали влечет за собой понижение порогового напряжения, т.е. номинального напряжения, при значениях ниже которого замедленное разрушение не реализуется [18]. На рис.14а представлены зависимости времени до момента зарождения трещины от номинального значения напряжения для стали с различным атомным содержанием фосфора 0,003%; 0,016% и 0,026%, прошедшей закалку от 1000 °С и закалку с изотермической выдержкой при 860 °С. Видно, что с увеличением уровня приложенного напряжения время до зарождения трещины уменьшается.



Рисунок 14 - Влияние а) номинального (среднего) σ и б) локального растягивающего напряжения σ₁₁ на время до разрушения закаленной стали τ *p* 18Х2Н4ВА с различным содержанием фосфора: 1 – 0,003 %; 2, 4 – 0,016 %; 3,5 – 0,026 %; 1, 2, 3 – закалка от 1000 °C; 4, 5 – закалка после нагрева до 1000 °C и изотермической выдержки при 860 °C.

Время до разрушения при постоянном напряжении также уменьшается при большем содержании фосфора. Согласно данным фрактографического анализа изломов разрушенных образцов развитие трещины в случае замедленного хрупкого разрушения исследуемых сталей происходит преимущественно по границам исходных аустенитных зёрен. Стадия быстрого распространения трещины в сталях с 0,003% и 0,016% реализуется по телу зёрен. В случае стали с 0,026% фосфора, так называемый, "долом" происходит частично по границам исходных аустенитных зёрен.

С помощью метода конечных элементов был произведен пересчёт кривых замедленного разрушения (рис.14а) в координаты: время до зарождения трещины – максимальные локальные растягивающие напряжения (σ_{11max}) (рис.14б). Локальная прочность границ зёрен при замедленном разрушении определяется значениями пороговых максимальных локальных растягивающих напряжений. Таким образом, установлено количественное влияние охрупчивающих примесей на локальную прочность границ зёрен. Так, прочность границы зерна стали, прошедшей закалку от 1000 °C с 2400 до 1700 МН/м² снижается при повышении содержания фосфора с 0,003% до 0,026% (рис.14б, кривые 1–3).

В результате формирования структуры мартенсита повышается упругая энергия границ исходных аустенитных зёрен, что и предопределяет интеркристаллитный характер разрушения при замедленном разрушении закалённой стали [18]. Увеличение доли фосфора в стали приводит к снижению локальной прочности границ зёрен [18]. Понижение локальной прочности границ зерен вызвано более высокой концентрацией фосфора на границах зёрен аустенита. Вследствие резкой закалки при высокой температуре происходит "фиксация" состояния границ зёрен аустенита с повышенным содержанием фосфора. При этом наличие фосфора способствует уменьшению поверхностной энергии железа. Поэтому образование сегрегаций фосфора на границах исходных зёрен аустенита в закаленной стали приводит к снижению величины эффективной поверхностной энергии разрушения в случае зернограничного распространения трещины и, соответственно, снижает локальную прочность границ зёрен.

В процессе закалки с изотермической выдержкой (860 С°) происходит снижение локальной прочности границ зёрен в случае кратковременного испытания по сравнению с закалкой (при 1000

°C с 2650 °C) до 2180 МН/м². Вместе с тем, значения порогового локального напряжения, характеризующие локальную прочность границ зёрен в случае замедленного разрушения, снижаются с 1700 МН/м² до 700 МН/м². Испытания стали с содержанием фосфора 0,016% показали аналогичные результаты (рис.136). Основываясь на том, что склонность замедленному хрупкому разрушению чистой стали (с содержанием фосфора 0,003 %) прошедшей закалку в результате изотермической выдержки при 860 С° практически не изменилась по сравнению со сталью после закалки с изотермической выдержкой при 1000 С° можно заключить, что прочность границ зерен также осталась неизменной. В случае закалки с изотермической выдержкой при более низкой температуре в аустенитной области наблюдается уменьшение локальной прочности границ зёрен стали, содержащей фосфор, что приводит к снижению сопротивлению зарождению и развития трещины вдоль границ исходных аустенитных зёрен [18]. При увеличении температуры аустенизации, напротив, происходит повышение локальной прочности границ зёрен, что в свою очередь, способствует повышению сопротивления зернограничному разрушению.

Таким образом, повышение концентрации фосфора на границах исходных аустенитных зёрен приводит к снижению их локальной прочности. Особенности структуры стали, полученной при выдержке в более низкой температуре в аустенитной области, связанные с образованием сегрегаций фосфора на границах зёрен, способствуют снижению эффективной поверхностной энергии разрушения при распространении трещины по границам зёрен. Уменьшение концентрации фосфора на границах зёрен и увеличение их локальной прочности обеспечивается повышением температуры аустенизации [18].

Увеличение доли фосфора, а также изотермическая выдержка при более низкой температуре в аустенитной области приводит к снижению локальной прочности зерен стали. Это выражается в увеличении склонности стали к замедленному разрушению в закаленном состоянии, что обуславливается адсорбционным обогащением фосфором границ зёрен в аустените, приводящего к ослаблению межзёренного сцепления по границам исходных аустенитных зёрен.

Проведение рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии изломов образцов после замедленного разрушения качественно подтверждает результаты проведенного анализа. Так, в изломе образца стали, полученного в результате закалки при 1000 °С и с содержанием фосфора 0,016% отсутствовали сегрегации фосфора, что можно объяснить преобладанием зернограничной составляющей в изломе. Однако, в результате закалки с изотермической выдержкой при 860 °С концентрация фосфора увеличилась почти в 70 раз, и в случае стали с содержанием 0,026% Р в 100 раз больше, чем в объеме [11,18].

Таким образом, увеличение концентрации фосфора на границах зёрен закаленной стали приводит к снижению локальной прочности границ, характеризуемой величиной пороговых максимальных растягивающих напряжений.

Влияние сегрегации сурьмы на локальную прочность границ исходных аустенитных зерен и сопротивление замедленному разрушению

Авторы [19] исследовали сталь 18Х2Н4ВА, полученную выплавлением из чистых шихтовых материалов, содержащую 0,0005% и 0,007% сурьмы. Проводились испытания на

замедленное разрушение, в результате которых были получены кривые замедленного разрушения в координатах время до зарождения трещины – номинальное напряжение (рис.15а).

Изучение поверхности изпомов сталей, разрушенных в состоянии отпускной хрупкости, выявило повышенную концентрацию атомов сурьмы. Разрушение сталей в таком состоянии реализуется преимущественно интеркристаллитно, т.е. по границам исходных аустенитных зёрен [19]. Считали, что в результате обогащения сурьмой границ зёрен приводит к снижению прочности границ исходных аустенитных зёрен как в случае отпуска закалённого мартенсита, так и в аустенитной фазе перед закалкой.

С помощью метода конечных элементов производился пересчет этих кривых в координаты время до зарождения трещины - значения максимальных локальных растягивающих напряжений ($\sigma_{11\max}$) (рис. 15б).

Увеличение содержания сурьмы с 0,0005% до 0,007% в закаленной от 1000 °С стали приводит к снижению сопротивления сколу. При этом значение порогового напряжения, характеризующее локальную прочность границы зерна, снижается с 2380 до 1500 МН/м² (рис.15б).



Рисунок 15 - Зависимость времени до разрушения τ *p* от а) номинального (среднего) напряжения, б) локального растягивающего напряжения σ_{11max} для закаленной стали 18Х2Н4ВА с 0,0005% Sb (1) и 0,007% Sb (2, 3); 1, 2 – зак. 1000 °C;

3 – зак. после нагрева до 1000 °С и изотермической выдержки при 860 °С.

Для стали с содержанием 0,007% сурьмы после изотермической выдержки при 860 °С склонность к замедленному разрушению увеличивается и практически не меняется для более чистой стали, прошедшей аналогичную термообработку. Изотермическая выдержка стали с содержанием 0,007% сурьмы приводит к снижению сопротивления сколу с 3050 до 2500 МН/м² и снижению порогового напряжения, характеризующего локальную прочность границы зерна, с 1500 до 800 МН/м² (рис.15б).

Можно полагать, что ослабление локальной прочности границ зёрен по мере увеличения концентрации сурьмы и снижения температуры изотермической выдержки в аустените обуславливается адсорбционным обогащением границ зёрен аустенита атомами сурьмы, приводящим к снижению сопротивления замедленному разрушению. В ходе испытаний на замедленное разрушение установлено, что концентрация атомов сурьмы на границах зёрен увеличивается с 0,1 до 0,5 ат. % при понижении температуры изотермической выдержки с 1000 °С до 860 °С. Это объясняется известными представлениями об образовании равновесной сегрегации примесей на границах зёрен [19].

Образование сегрегаций сурьмы, фиксируемое при резкой закалке, сохраняется при дальнейшем отпуске стали. После закалки при 860 °С на границах зёрен аустенита обнаруживается концентрации атомов сурьмы в 160 раз более высокая чем в объеме, и после закалки от 100 °С – в 40 раз [8,10]. Проведение Оже-спектроскопии поверхности интеркристаллитных изломов хромоникелевой стали, закалённой при 860 °С и отпущенной при 480 °С в течении 24 ч, подтвердило, что концентрация сурьмы на границах зерен в 300 раз больше объемной концентрации [19].

Установлено, что снижение локальной прочности границ зёрен хромоникелевой стали обусловлено склонностью примеси сурьмы к образованию сегрегации на границах исходных аустенитных зерен в γ – фазе. Увеличение содержания атомов сурьмы на границах зёрен связано с понижением температуры нагрева аустенита. Таким образом, сопротивление замедленному разрушению (зарождению микротрещины и ее интеркристаллитному распространению) снижается за счет понижения локальной прочности границ зёрен, вызванному сегрегаций атомов сурьмы на границах исходных аустенитных зёрен.

Влияние сегрегации олова на локальную прочность границ исходных аустенитных зерен и сопротивление замедленному разрушению

В [20] исследовали сталь 18Х2Н4ВА, выплавленную на чистых шихтовых материалах с добавкой 0,012% Sn. Применяли два режима термообработки: закалка от 1000 °С и закалка с изотермической выдержкой при 860 °С. В ходе испытаний на замедленное разрушение были построены кривые замедленного разрушения в координатах: время до зарождения трещины – номинальное напряжение (рис.16а). С помощью метода конечных элементов произвели пересчет кривых в координаты: время до зарождения трещины – максимальное локальное растягивающее напряжение (*о*.166).

Склонность стали к замедленному разрушению в свежезакаленном состоянии повышается в случае изотермической выдержки при 860 °С по сравнению с закалкой от 1000 °С (рис.16а) [18]. Также, в случае стали после изотермической выдержки при 860 °С отмечается уменьшение продолжительности инкубационного периода зарождения трещины при замедленном разрушение и снижение значения порогового напряжения (рис.16а) [20].

Повышение концентрации олова на границах исходных аустенитных зёрен в результате образования равновесных сегрегаций связано со снижением температуры в аустенитной области при изотермической выдержке при более низкой температуре [20]. Количественно установлено, что локальная прочность границ зёрен, оцениваемая величиной порогового локального напряжения, снижатся с 1700 до 1150 МН/м² в результате их ослабления сегрегацией примеси олова.



Рисунок 16 - Зависимость времени до разрушения τp от а) номинального (среднего) напряжения, б) локального растягивающего напряжения σ_{11max} для закаленной стали 18Х2Н4ВА с 0,012 % Sn после закалки от 1000 °C (1) и от 1000 °C с изотермической выдержкой при 860 °C (2).

Таким образом, сегрегации олова, наряду с сегрегациями фосфора и сурьмы, способствуют снижению сопротивления зарождению и распространению трещины при замедленном разрушении закалённой стали и, соответственно, снижению локальной прочности границ исходных аустенитных зёрен.

Методика, основанная на применении метода конечных элементов для расчета значений пороговых максимальных растягивающих напряжений в локальной области перед надрезом образца Шарпи при испытаниях на замедленное разрушение позволяет количественно определять локальную прочность границ зёрен закаленной стали. При этом локальная прочность границы зерна оценивается величиной порогового локального напряжения.

Увеличение склонности закалённой стали к замедленному разрушению связано со снижением межзёренного сцепления по границам исходных аустенитных зёрен в результате адсорбционного обогащения оловом границ зёрен в аустените.

Образование сегрегаций примеси олова на границах зёрен в виде γ – фазы приводит к снижению локальной прочности границ зёрен закаленной стали. Наибольшее влияние на снижение локальной прочности границ зёрен оказывает фосфор, благодаря образованию сегрегаций на границах исходных аустенитных зёрен. В меньшей мере снижают прочность границ зёрен за счет образования сегрегаций – олово и сурьма.

6. Разделение вклада сегрегации примеси фосфора и остаточных микронапряжений в снижение локальной прочности границ зерен мартенситной стали

При закалке в стали в результате фазового превращения аустенита в мартенсит образуются ослабленные структурные зоны – границы исходных аустенитных зерен [7,9] (для сокращения далее по тексту «границы зерен»). На них выходят кристаллы образовавшегося мартенсита, перед вершинами которых образуются области объемного растяжения – источники остаточных внутренних микронапряжений (рис.13) [7,9,11]. Кроме того, происходит образование зернограничных сегрегаций охрупчивающих примесей (фосфора, сурьмы и олова) [18-20]. Это приводит к реализации интеркристаллитного разрушения. В литературных источниках отсутствуют количественные данные (в размерности напряжений) об аддитивном (и раздельном) влиянии указанных факторов на снижение локальной прочности границ зерен [4-6]. В связи с этим, актуально изучение аддитивного (и раздельного) влияния перечисленных микроструктурных факторов на локальную прочность границ зерен. Под «локальной прочностью» границ зерен при замедленном интеркристаллитном разрушении принимали пороговое значение локального растягивающего напряжения $\sigma_{_{11nopo2}}$ [32].

Целью исследования являлось установление закономерностей влияния микроструктурных факторов, а также разделение их вкладов в снижение локальной прочности границ исходных аустенитных зерен закаленных сталей. Цель достигалась решением задач: 1) разделением влияния остаточных микронапряжений и сегрегации фосфора и 2) анализ влияния содержания углерода и сегрегации фосфора на снижение локальной прочности границ исходных зерен аустенита мартенситных сталей.

Изучали влияние микроструктурных факторов (примеси фосфора и остаточных внутренних микронапряжений) на локальную прочность границ зерен на стали 18Х2Н4ВА с различным содержанием фосфора. Концентрацию примеси фосфора на границах зерен изменяли, применяя изотермическую выдержку сталей при различных температурах. Образцы подвергали закалке в воду с последующей изотермической выдержкой в *γ* – области. После термообработки образцы держали на воздухе (отдых) 30 мин, 50 ч и 100 ч, после чего для сохранения структурного состояния (уровня остаточных микронапряжений) образцы содержали в жидком азоте вплоть до испытаний. Таким образом, получали образцы с различными уровнями остаточных микронапряжений.

Содержание примеси фосфора на поверхности излома в зоне зарождения трещины определяли методом ОЖЕ-спектрометрии. С помощью электронного

спектрометра был проведён элементный анализ приповерхностного слоя с разрешением по глубине 0,5–1,0 нм и чувствительностью 0,2%.

В результате экспериментов были определены концентрации фосфора в приповерхностном слое излома стали 18Х2Н4ВА с массовыми концентрациями фосфора (0,005%; 0,010%; 0,012%; 0,028%; 0,040%), а также соответствующие им атомные зернограничные концентрации фосфора. По результатам расчета МКЭ построены кривые замедленного разрушения в координатах: локальное растягивающее напряжение (σ_{11max}) – время до регистрации момента зарождения трещины (r) (рис.17).



Рисунок 17 - Кривые замедленного разрушения стали 18Х2Н4ВА при различном количестве примеси фосфора: + – 0,005; ● – 0.010; ○ – 0.012; Δ – 0.028; ▲ – 0.040 мас.% Р после отдыха: а) 30 мин; б) 50 ч; в) 100 ч.

Использование порогового локального растягивающего напряжения $\sigma_{11\text{max}}$ – характеристики сопротивления стали замедленному разрушению, не зависящей от геометрии образца и концентратора напряжений [14], дает возможность оценить хрупкую прочность исходных границ зерен аустенита. Уровень порогового локального растягивающего напряжения $\sigma_{11\text{max}}$ (ниже которого разрушение не происходило) для каждой кривой ЗХР соответствует локальной прочности границы зерна [14].

Разделение влияния остаточных внутренних микронапряжений и сегрегации фосфора на прочность границ зерен мартенситной стали

Влияние остаточных внутренних микронапряжений и сегрегации примеси фосфора на процесс локального охрупчивания границ зерен изучали на конструкционной легированной стали 18Х2Н4ВА.

В результате испытаний сосредоточенным изгибом образцов типа Шарпи на замедленное разрушение по выше изложенной методике [14] были определены пороговые значения $\sigma_{1 lnopoe}$ после различного времени отдыха для сталей с различным содержанием фосфора в стали (рис.18).

Пороговые значения $\sigma_{1 lnopor}$ соответствуют локальной прочности границы зерна. Интеркристаллитный характер поверхности разрушения стали 18Х2Н4ВА в зоне зарождения трещины и на стадии ее стабильного роста по границам зерен показан на рис.5а. Увеличение содержания примеси фосфора (Р,%) и уменьшение времени отдыха после закалки снижают величину порогового локального напряжения стали 18Х2Н4ВА (рис.18).



Рисунок 19 Разделение влияния атомного содержания примеси фосфора (Р,%) в стали и времени отдыха после закалки на величину порогового локального напряжения стали 18Х2Н4ВА.

Полученная поверхность пороговых локальных напряжений мартенситной стали после закалки позволяет разделить вклады отдыха стали после закалки и массового содержания фосфора. Причиной охрупчивания границ зерен мартенситной стали помимо остаточных внутренних микронапряжений являются сегрегации охрупчивающих примесей на

границах зерен. Поэтому, являлось важным определить содержание фосфора непосредственно на границах зерен, что было реализовано с помощью метода ОЖЕспектрометрии. Уровни остаточных внутренних микронапряжений в зоне зарождения микротрещины определяли с помощью метода [17], разработанного в ЦНИИчермет. Согласно этому методу остаточное внутреннее микронапряжение в зоне зарождения микротрещины можно оценить при активном нагружении как разность сопротивления зернограничному сколу при пренебрежимо низком уровне остаточных микронапряжений (отпуск 100 °C, 2 ч) и после соответствующего отдыха (30 мин, 50 ч, 100 ч). Это позволило построить трехмерную зависимость локальной прочности границ зерен от концентрации примеси фосфора на границах зерен и уровня остаточных микронапряжений в зоне локального разрушения (рис.20).

В результате обработки результатов эксперимента следует, что увеличение концентрации фосфора на границах зерен в виде его сегрегации, приводит к снижению



локальной прочности границ исходных зерен аустенита в мартенситной стали и общему снижению локальной прочности границ при увеличении уровня остаточных микронапряжений в результате сокращении времени отдыха стали после закалки.

Рисунок 20- Зависимости локальной прочности границ зёрен от атомной концентрация фосфора и уровня остаточных микронапряжений на границе зерна стали 18Х2Н4ВА. Таким образом, разделено влияние зернограничной сегрегации фосфора и остаточных микронапряжений на локальную прочность границ исходных аустенитных зерен мартенситной стали 18Х2Н4ВА после закалки (рис.20). Для сравнения, путем активного разрушения определили локальную прочность тела зерен стали 18Х2Н4ВА при пренебрежимо низком уровне остаточных микронапряжений (отпуск, 100°С, 2 ч) и чистой по примеси фосфора, которая составила σ_{E} = 3520 МПа.

Мартенситные стали показывают меньшую прочность границ зерен по сравнению с телом зерен. Это обусловлено образованием областей объемного растяжения (ООР) в местах выхода крупных кристаллов мартенсита на границы исходных аустенитных зерен и сосредоточением сегрегаций (плоских скоплений) примесей серы, фосфора, сурьмы, охрупчивающих границы [18-20]. Эти факторы способствуют тому, что в мартенситных сталях зарождение микротрещины и медленный ее рост реализуются на границе исходного аустенитного зерна, а последующее быстрое распространение по телу зерен. Показано, что локальная прочность границ зерен в мартенситной стали (18Х2Н4ВА) (оцениваемая величиной порогового локального напряжения при испытаниях на ЗХР) зависит от их микроструктурного состояния. В наибольшей степени локальную прочность границ зерен снижают остаточные внутренние микронапряжения в вершинах мартенситных кристаллов, выходящих на границы исходных аустенитных зерен и сегрегации фосфора.

Разделение влияния углерода и фосфора на сопротивление замедленному разрушению

В результате испытаний на замедленное разрушение были построены 12 кривых замедленного разрушения для всех сочетаний объемного содержания углерода в стали (0,007%; 0,03%; 0,06%; 0,16%) и атомной концентрация фосфора на границах исходных аустенитных зерен (три режима термообработки). Затем методом конечных элементов пороговые нагрузки были пересчитаны в значения пороговых локальных напряжений ($\sigma_{11nopoe}$). Для результирующего анализа были построены 3D зависимости локальной прочности границ зёрен от атомной концентрация фосфора на границах исходных аустенитных зерен и концентрации углерода для четырех исследуемых низколегированных сталей (рис.21).



Рисунок 21 - Зависимости локальной прочности границ зёрен от атомной концентрация фосфора на границах исходных аустенитных зерен (C_p^{bond}) и концентрации углерода (C) в низколегированных сталях.

Из рис.21 следует, что по мере повышения концентрации углерода в стали происходит снижение локальной прочности границ исходных аустенитных зерен. В частности, заметно увеличивается травимость границ зерен аустенита, что свидетельствует 0 повышении концентрации фосфора на границах. Углерод и фосфор различным образом влияют на локальную прочность

границ зерен. По общему мнению, углерод повышает когезивную прочность границ, а фосфор снижает [20]. Оценивали локальную прочность границ исходных зерен аустенита в результате одновременного воздействия зернограничного фосфора и углерода.

Изучение одновременного воздействия углерода и фосфора на хрупкую прочность границ исходных зерен аустенита, оцениваемую уровнем пороговых локальных растягивающих напряжений стали в закаленном состоянии показало, что зависимость хрупкой прочности границ зерен от объемного содержания углерода и концентрации зернограничного фосфора немонотонна. При объемном содержании углерода 0,007% концентрация зернограничного фосфора практически не зависит от режимов аустенизации и равна объемной. С повышением объемного содержания углерода от 0,007% до 0,03% увеличивается хрупкая прочность границ, несмотря на одновременный рост при этом атомной концентрации зернограничного фосфора. Дальнейшее повышение концентрации углерода до 0,06% (размер зерен не изменяется) приводит к росту концентрации зернограничного фосфора при хрупкой прочности границ зерен. одновременном снижении Дальнейшее повышение концентрации углерода в исследованном диапазоне от 0,06% до 0,16% приводит к дальнейшему снижению локальной прочности исходных аустенитных зерен. Даже при росте концентрации фосфора на границах, происходит рост хрупкой прочности границ зерен. При больших концентрациях (более 0,04%) углерод теряет нейтрализирующее действие на фосфор. Несмотря на увеличение концентрации углерода на границах исходных аустенитных зерен локальная прочность границ уменьшается.

Заключение

1. Величина порогового локального напряжения является физико-механической характеристикой сопротивления стали замедленному хрупкому разрушению и определяется уровнем локальной прочности границ исходных аустенитных зерен, зависит от структурного состояния, а в случае водородного охрупчивания и от концентрации водорода в зоне зарождения трещины. Критерий зарождения трещины при замедленном хрупком разрушении высокопрочной стали, когда весь процесс разрушения контролируется стадией зарождения трещины, одновременно является критерием замедленного хрупкого разрушения в целом.

2. Условия перехода от термически активированного механизма при замедленном разрушении к силовому для локального разрушения закаленной стали могут быть описаны критериальным выражением, состоящим из суммы активационной и силовой компоненты (сопротивление микросколу). Условия этого перехода зависят от внутренних факторов: вклада в снижение прочности границы зерна остаточными микронапряжениями, сегрегациями охрупчивающих примесей и концентрации водорода и внешних факторов: скорости (времени) нагружения и температуры испытаний.

3. Показано, что образование сегрегаций примесями фосфора, сурьмы и олова на границах зёрен в виде ү – фазы приводит к снижению локальной прочности границ зёрен закаленной стали и соответственно понижению сопротивления стали замедленному разрушению. Наибольшее влияние на снижение локальной прочности границ зёрен оказывает фосфор, благодаря образованию сегрегаций на границах исходных аустенитных зёрен. В меньшей мере снижают прочность границ зёрен за счет образования сегрегаций – олово и сурьма.

4. Количественно оценено совместное влияние и разделены вклады таких микроструктурных факторов как остаточные микронапряжения, сегрегация фосфора на границах зерен и содержание углерода на снижение сопротивления замедленному разрушению (локальной прочности границ исходных аустенитных зерен) мартенситных сталей.

5. По уровню локальной прочности границ исходных аустенитных зерен оценено снижение сопротивления замедленному разрушению мартенситной стали остаточными микронапряжениями и примесью фосфора. Установлена зависимость локальной прочности границы зерна от соотношения различных уровней остаточных микронапряжений и атомной концентрации примеси фосфора на границе зерна в местах его сегрегации. Количественно показано, что адсорбционное обогащение фосфором границ зёрен в аустените, приводит к ослаблению межзёренного сцепления

и облегчению зарождения и развития трещины по границам исходных аустенитных зёрен. Установлено, в какой мере, снижение прочности границ исходных аустенитных зёрен приводит к увеличению склонности стали к замедленному разрушению в закаленном состоянии.

6. Количественная зависимость между содержанием углерода в стали и хрупкой прочностью границ зерен осуществляется через воздействие углерода на зернограничный фосфор. В узком диапазоне концентраций углерода, он влияет на образование сегрегаций фосфора на границах зерен. Воздействие углерода позитивно при концентрациях (до 0,04%), он снижает охрупчивание границ сегрегациями фосфора. При концентрациях более 0,04% углерод теряет нейтрализирующее действие на сегрегирование фосфора, концентрация фосфора на границах возрастает и в результате локальная прочность границ резко снижается, что приводит к понижению сопротивления замедленному разрушению.

Список литературы

1. Y. Komatsuzaki, H. Joo, and K. Yamada. Influence of yield strength levels on crack growth mode in delayed fracture of structural steels // Eng. Fract. Mech., vol. 75, no. 3–4, pp. 551–559, 2008.

2. Y. S. Chun, K.–T. Park, and C. S. Lee. // Delayed static failure of twinning-induced plasticity steels, Scr. Mater., vol. 66, no. 12, pp. 960–965, 2012.

3. Sarrak V.I., Mishin V.M. Delayed failure of steels // Materials Science. 1992. V. 28. № 5. P. 419–420.

4. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Громов В.И. Замедленное разрушение стали 38ХНЗМА в процессе длительной эксплуатации // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение», 2011. С.5–12.

5. Мойсейчик Е.А. Работа растянутых высокопрочных болтов в элементах стальных конструкций и их склонность к замедленному разрушению // Вестник МГСУ. 2014. № 11. С. 58–67.

6. Баранов В.П., Сергеев Н.Н., Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Развитие повреждаемости и обезуглероживание высокопрочных низколегированных сталей в условиях водородного охрупчивания // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 2 (716). С. 4–9.

7. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Хрупкость мартенсита // МиТОМ. 1978. № 4. С. 21–26.

8. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // ФХММ. 1981. № 2. С. 96–101.

9. Филиппов Г.А. О взаимодействии примесей с границами зерен в аустените // ФММ. 1983. Т.55. в.3. С. 528–532.

10. Спектор А.Я., Мишин В.М., Носова И.В. Явление замедленного разрушения в двухфазных аустенитно-мартенситных сталях // Известия высших учебных заведений (Черная металлургия). 1992. № 3. С. 89–90.

11. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей. – Минеральные Воды: Полиграфпром, 2013. – 455 с.

12. Mishin V.M., Shchitov D.V., Lebedev V.I. Micromechanisms for reducing the local strength of the grain boundaries of steel with a nonequilibrium microstress state // XV международная школа семинар «Эволюция дефектных структур в конденсированных средах» (ЭДС – 2018), 2018, Барнаул: АГТУ.

13. Artemova E. N., Mishin V. M., Sarrak V. I., Suvorova S. O. Force criterion for delayed failure of metastable austenitic steel // Strength of Materials. 1989. Vol. 21. Issue 11. pp. 1522–1525.

14. Mishin V.M., Sarrak V.I. Critical local tensile stress as criterion of delayed brittle failure // Strength of Materials. 1985. V. 17. Issue 3. P. 348–352.

15. Sarrak V.I., Mishin V.M., Spector A.Y. Delayed Fracture of High Strength Steels and its Criteria // Mat. Int. Conf. of Eng. Materials and Structures. – Singapore. 1991. P. 844– 849.

16. Mishin V.M., Shchitov D.V. Effect of test temperature and loading rate on the susceptibility of the steel to delayed fracture // XXIII Петербургские чтения по проблемам

прочности посвященные 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе. 2018, г. Санкт-Петербург: ФТИ.

17. Mishin V.M., Sarrak V.I. Evaluation of the influence of residual internal microstresses on the strength of 18Kh2N4VA steel with the use of the criterion of tensile stresses // Strength of Materials. 1986. V. 18, Issue 4. P. 482–487.

18. Саррак В. И., Филиппов Г.А., Чевская О.Н, Литвиненко Д.А. Адсорбция фосфора на границах зерен аустенита и склонность закаленной стали к задержанному разрушению // ФММ. 1979. №6. С. 1262–1270.

19. Филиппов Г.А., Чевская О.Н. Сегрегация атомов сурьмы на границах зерен в аустените и сопротивление интеркристаллитному хрупкому разрушению стали после закалки // Проблемы прочности. 1982. №11. С. 94–98.

20. Филиппов Г.А., Марченко В.Н., Литвиненко Д.А., Саррак В.И., Чевская О.Н. Влияние примесей на интеркристаллитную хрупкость стали 18Х2Н4ВА после закалки и отпуска // Проблемы прочности. 1980. № 2. С. 114–119.

21. Саррак В.И., Филиппов Г.А. О природе задержанного хрупкого разрушения закаленной стали // МиТОМ. 1976. № 12. С. 36–41.

22. Филиппов Г.А., Саррак В.И. Локальное распределение водорода и внутренние микронапряжения в структуре закаленной стали // ФММ. 1980. Т.49. в.1. С. 121–125.

23. Береснев А.Г., Саррак В.И. Влияние водорода на микромеханизм хрупкого разрушения высокопрочной стали // ФХММ. 1987. Т. 5. С. 116–118.

24. Волоконский М.В., Мишин В.М. Оценка прочности границ зерен стали, ослабленных фосфором и остаточными напряжениями. // Современные наукоемкие технологии. 2013. №3. С.104–105.

25. Мишин В.М. Структурно-механические основы локального разрушения конструкционных сталей. – Пятигорск: Спецпечать, 2006. 226 с.

26. Мишин В.М., Береснев А.Г., Саррак В.И. Способ определения склонности к замедленному разрушению стали при одновременном действии водорода и механических напряжений // Заводская лаборатория. 1986. № 8. С. 69–74.

27. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению. // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 3. С. 37–42.

28. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.

29. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Кинетическая модель замедленного разрушения закаленной стали. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2008. № 3. С.28–33.

30. Шиховцов А.А., Мишин В.М. Кинетика и микромеханика замедленного разрушения стали // Фундаментальные исследования. 2013. № 4-4. С. 858–861.

31. Мишин В.М., Саррак В.И. Роль остаточных внутренних микронапряжений в термически активированном зарождении трещины при замедленном хрупком разрушении высоко прочных сталей // ФММ. 1990. №1. С. 195–198.

32. Мишин В.М., Саррак В.И. Исследование зависимости напряжения зарождения трещины при замедленном хрупком разрушении стали от величины остаточных внутренних микронапряжений // ФММ. 1986. Т. 62. Вып. 1. С. 166–170.

Глава 2 ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЕ ПЛЁНОК СЕРЕБРА ПРИ ОТЖИГЕ

В.Г.Сурсаева, А.Б. Страумал

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

Введение

Структура напылённых металлических плёнок представляет значительный интерес из-за их широкого применения в электронных, магнитных и оптических **устройствах**. Стабильность микроструктуры обеспечивает надёжность микроэлектронных устройств. Средний размер зерна и текстура являются основными факторами, определяющими их термическую стабильность. Конечная микроструктура является результатом процессов приготовления подложки, процесса напыления металлической плёнки и соответствующей термообработки. Понимание механизмов образования микроструктуры и ее эволюции на всех этих стадиях является важным предварительным условием в конструировании надежных металлических соединений из тонких плёнок. Границы зёрен представляют основной элемент микроструктуры, и их миграция представляет основной механизм эволюции микроструктуры как в плёнках, так и в массивных образцах. Рост зерен, как известно, осуществляется совместным перемещением границ и тройных стыков зерен под действием, главным образом, поверхностного натяжения границ с. Как правило, предполагают, что тройные стыки не тормозят движения границ, и их роль сводится к поддержанию между границами термодинамически равновесных углов. При этом кинетика роста

зерен определяется подвижностью границ $\mathcal{M}_{_{TP}}$ и имеет место так называемый параболический закон роста зерен:

$$R^2 - R_0^2 = A \cdot t \tag{1}$$

R и $R_{_0}$ – реальный и начальный размер зерна, t - время отжига.

Если же тройные стыки обладают конечной подвижностью $m_{_{CT}}$, то они тормозят миграцию границ [1]. Степень влияния тройных стыков определяется соотношением между величиной подвижности границ и подвижности стыков, $\gamma = m_{_{TP}}/m_{_{CT}}$, и размером зерна R. Если $R >> \gamma$, влияние тройных стыков не существенно, а в случае $R << \gamma$, скорость миграции границ определяется главным образом подвижностью тройных стыков. При этом вместо Ур. (1), должно выполняться соотношение:

$$R - R_{o} = B \cdot t$$

Такая кинетика должна проявить себя в системах с малым размером зерна, какими являются тонкие металлические пленки [2].

Значительное различие между процессом миграции в тонких плёнках и в массивных образцах происходит из-за напряженной природы плёнок и из-за повышенной роли вакансий. В теоретической работе [3] авторы обсуждают влияние образования сопровождающих рост зёрен вакансий на кинетику процесса роста зёрен в тонких плёнках. Показано, что влияние вакансий намного важнее любых других тормозящих рост зёрен факторов. Сделаны предположения о том, что на первой стадии рост зёрен тормозится образованием вакансий, а затем образование вакансий вызывает рост зёрен. Авторы рассмотрели влияние напряжений от подложки на рост зёрен. Уменьшение зернограничной фазы с ростом зерна, плотность которой ниже плотности объёмного материала, должно приводить к уменьшению объёма плёнки. Однако сцепление с подложкой препятствует уменьшению объёма плёнки, и при этом возникают растягивающие напряжения. Авторами предложено выражение для

(2)

растягивающего напряжения в ходе роста зёрен в зависимости от размера зерна и концентрации вакансий. В кинетическом приближении предложенной авторами модели рассматривается энергетический баланс и дано детальное описание эволюции размера зерна. Приравнивая энергию, которая освобождается с ростом размера зерна, к приращению упругой энергии и приращению энергии вакансий, и, используя уравнение изменения концентрации вакансий со временем, из термодинамического подхода, сделанного авторами, получили полное описание эволюции размера зерна со временем в виде уравнения, которое было решено численно.

$$\frac{\gamma dr}{r^2 dt} = (1 - \nu)\frac{\sigma d\sigma}{E dt} + \frac{NkT}{c^{eq}}(c - c^{eq})\frac{\delta\beta dr}{r^2 dt} + \frac{V^2}{mr}$$
(3)

E /(1 – *v*) - упругий модуль, выраженный в терминах модуля Юнга и коэффициента Пуассона:

 σ - напряжения, возникающие из-за напыления на подложку;

r и ro - средний и средний начальный радиусы зерна;

 δ - толщина границы зерна;

β - разница относительной плотности объёма и границы зерна;

с и сеч - концентрация и равновесная концентрация вакансий;

γ - поверхностное натяжение границы;

V - скорость миграции границы зерна;

m - подвижность границы;

N - число атомов на единицу объёма;

К - постоянная Больцмана;

Т - температура;

t – время.

Во всех случаях решения демонстрируют непрерывный рост размера зерна со временем. Перед ростом наблюдается инкубационный период, где скорость роста мала. Величина инкубационного периода зависит от начального размера зерна. Время инкубационного периода можно рассматривать как время стабильности микроструктуры. Авторы приводят зависимость времени инкубационного периода от начального размера зерна и формулу времени в физических параметрах.

$$t_{\rm Whky fautuo moe} = \frac{(\delta\beta)^2 NkT}{\gamma r_o} * \frac{d^2}{D_v c^{\rm eq}}$$
(4)

D_v - коэффициент диффузии вакансий;

d - расстояние между стоками вакансий.

Последняя формула даёт возможность оценить стабильность микроструктуры. Изменяя температуру и начальный размер зерна можно получить стабильную желаемую микроструктуру. Авторы продемонстрировали, что, несмотря на два тормозящих фактора роста зёрен: (упругие напряжения, возникающие при напылении на подложку, и пересыщение вакансиями из-за сокращения площади границ при росте зёрен), рост зёрен наблюдается во всех случаях. Другими словами, не существует критического начального размера зерна, ниже которого рост зёрен не наблюдается, как считалось раньше [4]. В период инкубационного периода изменение размера зерна составляет лишь малую долю начального размера зерна. Это означает, что можно считать, что во время инкубационного периода микроструктура стабильна.

В работе [5] были впервые приведены экспериментальные результаты подтверждающие теоретические предсказания [3] о существовании инкубационного периода, предшествующего заметному росту зёрен при изотермическом отжиге.

Микроструктуру тонких плёнок интенсивно изучают. В работах [6-16] детально представлены экспериментальные результаты исследования геометрических и топологических характеристик зёренной структуры в плёнках. Однако авторы не анализируют как влияют изменения характеристик зёренной структуры на кинетику роста зёрен в плёнках. В работах [17-18] представлены результаты исследования характера пластической деформации и разрушения тонких нанокристаллических пленок при термическом отжиге и одноосном растяжении. Интерпретация полученных

результатов проведена на основе многоуровневой модели деформируемого твердого позволяющей корректно описать развитие пластической деформации тела. материалов. Методами атомно-силовой и оптической микроскопии исследованы процессы пластической деформации и разрушения тонких пленок Ад при термическом механическом нагружении. Показано, что данные процессы развиваются И последовательно и самосогласованно на различных масштабных уровнях. При термическом отжиге пленок Ад изменения рельефа поверхности регулируются двумя конкурирующими процессами: ростом зерен и агломерацией материала в более крупные структуры, с последующим формированием отдельных островков.

Основными причинами деградации тонких плёнок являются относительно малые размеры зёрен в них и малые расстояния, которые необходимо преодолеть диффузантам. Термическая устойчивость и склонность к разрушению тонких пленок зависит от эволюции микроструктуры при отжиге, которая представляет собой два процесса: рост зерен и распад плёнок на островки.

Материал и методика эксперимента

В работах [2,5,19,20] образцы для исследования представляли собой нанокристаллические нетекстурированные пленки серебра (99,99%) толщиной 0,1 мкм, полученные термическим напылением на кварцевые подложки с подслоем сахара. Для формирования однородной мелкокристаллической структуры температуру подложки поддерживали постоянной и равной 100 °C. Пленки отделяли от подложки растворением подслоя сахара в воде и помещали на специальные вольфрамовые сеточки. Тонкие свободно подвешенные пленки на сеточках отжигали в специально сконструированной печи при 500–600 °C (температура поддерживалась с точностью 1 град.) в вакууме ≈3·10⁻³ Па. Нагрев и охлаждение до нужной температуры проводили за 100 с.

После отжига свободно подвешенные пленки на сеточках помещали в просвечивающий электронный микроскоп и фиксировали структуру. Визуализацию мелкокристаллической структуры осуществляли с помощью приема получения темнопольных изображений в просвечивающем электронном микроскопе. Сначала получали микродифракционную картину, чтобы в сжатой форме получить информацию об образце целиком, а затем наклоняли пучок таким образом, чтобы изображение формировалось не первичным пучком, а подходящим дифрагированным. Полученное таким образом темнопольное изображение показывает, какие зерна вносят свой вклад в этот дифрагированный пучок.

Поскольку получать темнопольное изображение во всех дифрагированных пучках от данной области образца слишком трудоемкая задача, мы провели предварительно следующую методическую работу: от одной данной области нетекстурированной мелкокристаллической пленки получали темнопольные изображения во всех возможных дифрагированных пучках. Измеренный по ним средний размер зерен в пределах ошибки был один и тот же. Поэтому получая микродифракционную картину, мы имели обширную информацию в сжатой форме о состоянии образца, на основании анализа которой мы измеряли средний размер зерна по темнопольным изображениям в рефлексах <111>, <200>, <220>, <311>, выведенных на ось объектива.

По результатам измерения 250–600 зерен строили распределения зерен по размерам и определяли параметры распределения по размерам. В экспериментах наблюдалось автомодельное поведение зёренной структуры, о чём свидетельствует стационарность распределения по размерам и площадям. Важными параметрами тонкопленочных объектов, характеризующими их микроструктуру, являются: средний размер зерна \overline{d} , мода M_{o} , среднеквадратическое отклонение σ , коэффициенты

вариации $V = \sigma / \overline{d}$ и асимметрии $K_a = (\overline{d} - M_o) / \sigma$.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Несоответствие большого массива экспериментальных фактов параболическому закону роста зёрен породило широкое обсуждение. В качестве возможной причины отклонения чаще всего указывают на примесное торможение границ зёрен или

торможение границ зёрен частицами второй фазы. Любая интерпретация кинетики явлений в тонких плёнках может оказаться неверной без изучения микроструктуры. Наличие границ зёрен, отличающихся по свойствам, приводит также к отклонению от параболического закона. Ещё один источник помех – тройные стыки [1]. В теоретической работе [3] предсказано наличие начального инкубационного периода в процессе изотермического отжига тонких плёнок, в течение которого рост зёрен снижен, или отсутствует. В экспериментальных работах [2,19] обнаружена линейная зависимость среднего размера зерна со временем в нанокристаллических плёнках серебра. Подобный характер зависимости должен возникать, по мнению авторов, когда лимитирующим звеном процесса роста зёрен является миграция тройных стыков. При больших временах отжига и больших размерах средней площади зерна рост зёрен ничем не сдерживается и должен подчиняться параболическому закону. По нашему мнению, основная причина кроется в неоднородности микроструктуры. Кинетика процессов роста зёрен в тонких плёнках очень сильно зависит от их микроструктуры. Управляя процессом изготовления плёнок можно получить разные микроструктуры тонких плёнок.

В исходном состоянии пленки имеют неоднородную структуру. Размер зерен варьируется в интервале 0.003-0.3 мкм при среднем значении 0,02–0,04 мкм. Кинетика роста различна в различных участках фольги и зависит от исходного среднего размера зерна в этом участке. Так, на мелкозернистом участке наблюдается линейный рост зерен (Рис. 1, *a*, *б*, кривые *1.)* Поскольку начальный средний размер зерна в этом участке много меньше толщины пленки и много тройных стыков, то реализуется линейный рост, за который ответственны тройные стыки. Рост зерен останавливается при среднем размере зерна, сопоставимым с толщиной пленки или несколько превышающем ее. В участке фольги с крупным зерном рост зерен практически отсутствует (рис. 1, *a*, *б*, кривые *3*). Это связано с практически двумерной исходной структурой, в которой при отжиге все границы выходят на поверхность, образуя канавки термического травления – эффективные стопоры для растущих зерен. На остальных участках наблюдается параболический закон роста зерен (Рис. 1, *a*, *б*, кривые *2*). В этом случае начальный размер зерна выше, чем при линейном законе их роста, но ниже, чем при полном отсутствии роста.

Сравнение параметров распределений зерен по размерам для оценки степени однородности микроструктуры в процессе отжига при 500 °C показало, что в случае параболического закона роста зерен рост среднеквадратического отклонения и моды также параболический, а коэффициенты вариации и симметрии монотонно снижаются (Рис. 2). Это означает, что степень разнозернистости структуры уменьшается, структура становится более однородной. В случае линейного роста средний размер зерна, среднеквадратическое отклонение, мода, коэффициент симметрии также растут по линейному закону, а коэффициент вариации уменьшается (Рис. 3). В случае отсутствия роста зерен среднеквадратичное отклонение, мода, коэффициенты вариации и асимметрии также не изменяются при отжиге (Рис. 4). Таким образом, рост зерен в различных участках пленки демонстрирует разную кинетику. Известно, что параболический закон реализуется в приближении, что все границы имеют одинаковую зернограничную подвижность и одинаковую зернограничную энергию. В идеале при параболическом законе роста зерен значения параметров вариации не должны превышать значения 0,33, характерного для однородных структур. При этом значение параметра асимметрии должно быть нулевым (соответствует нормальному распределению). Однако в настоящем исследовании коэффициент вариации становится даже ниже, чем 0,33, коэффициент асимметрии несколько уменьшается (с 0,6 до 0,5). Рост зерен при этом замедляется. Характер изменения параметров распределений для линейного роста не демонстрирует стремление структуры к однородности. Так, коэффициент вариации растет при отжиге с 0,7 до 1, коэффициент асимметрии снижается с 0,6 до 0,5. Из-за неоднородности структуры (и даже ее параболический зерен не возрастания) рост достигается. Для кинетики, соответствующей отсутствию роста зерен, параметры распределения не изменяются со временем отжига, их значения остаются на уровне 0,55 [21].



Рисунок 1 - Кинетика роста зерен в пленке чистого серебра при отжиге: *а*, *б* – отжиг при 600 и 500 °C соответственно; *1*, *2* – линейный и параболический законы роста зерна; *3* – рост зерна практически отсутствует [21]

Изучение материалов с мелкокристаллической и нанокристаллической структурой - одно из самых многообещающих



Рисунок 2 - Зависимости среднего размера зерна (*d*), среднеквадратичного отклонения (σ), моды (*M*_o), коэффициента вариации (*V*) и асимметрии (*K*_a)от длительности отжига при 500 °C для параболического закона роста зерен [21]



Рисунок 3 - Зависимости среднего размера зерна (\overline{d}), среднеквадратичного отклонения (σ), моды (M_{\circ}), коэффициента вариации (V) и асимметрии (K_{a})от длительности отжига при 500 °C для линейного закона роста зерен [21]



Рисунок 4 - Зависимости среднего размера зерна (\overline{d}), среднеквадратичного отклонения (σ), моды (M_{\circ}), коэффициента вариации (V) и асимметрии (K_a)от длительности отжига при 500 °C для отсутствия роста зерен [21]



Рисунок .5 - Фото микроструктуры плёнки после отжига при 450С в течение 1 часа [5]

научных областей в современной науке о материалах. Большие усилия учёных направлены на создание наноматериалов в виде плёнок. Однако производство нанокристаллических плёнок это только половина проблемы. Как сохранить желаемую

зёренную микроструктуру? Дело в том, что традиционные способы стабилизации микроструктуры непригодны в этом случае. Хорошо известный метод, который был успешно использован в течение многих лет, введение в материал примесей. Примеси миграцию границ из-за адсорбции на границах, замедляют что снижает зернограничную подвижность, Большая общая площадь границ зёрен и большая полная длина линий тройных стыков в нанокристаллических материалах значительно снижают эффективность этого способа: нужно ввести высокое содержание примесных атомов для достижения разумного эффекта. Торможение роста зёрен частицами фазы также неэффективно: самое сильное торможение создается второй мельчайшими частицами, размер которых должен быть по крайней мере на порядок величины меньше, чем размер зерна. В наноматериалах с размером зерна в интервале ~10nm для эффективного торможения размер частиц должен быть несколько межатомных расстояний, что снижает Zener торможение до торможения раствора. Поэтому поиск путей стабилизации зернограничной микроструктуры в наноматериалах должен быть направлен на изучение таких внутренних свойств материалов, которые бы резко отличались от свойств крупнозернистых материалов.

В работе [5] представлены экспериментальные результаты изучения роста зёрен в плёнках чистого серебра. На начальной стадии роста зёрен наблюдается инкубационный период, отсутствие роста зёрен. Инкубационный период связан с влиянием вакансий на рост зёрен. На Рис.5 представлена электрономикроскопическая фотография микроструктуры свободно подвешенной плёнки на вольфрамовой сеточке в тёмном поле при малом увеличении после отжига при 450С в течении 1 часа. На плёнке наблюдали три области, в которых рост зёрен резко отличается: инкубационный период – отсутствие роста зёрен (А), область с линейной зависимостью среднего размера зерна от времени (В) и область, где наблюдался параболический рост зёрен (С). Время окончания инкубационного периода определялось как начало увеличения скорости роста зерна.

Авторы предполагают, что изменение избытка свободного объёма границ зёрен в ходе роста зёрен происходит за счёт объёмной диффузии вакансий, испускаемых в объём движущимися границами зёрен. Другой

путь изменения свободного объёма – это сами границы зёрна. По ним вакансии перемещаются на поверхность, и происходит уменьшение свободного объёма. Величина инкубационного периода пропорциональна квадрату вакансионной ёмкости границ зёрен согласно Ур.(4). Границы общего типа обладают большей вакансионной ёмкостью, по сравнению с особыми и малоугловыми границами, так как ширина их больше, и они более рыхлые. Известно, что рост зёрен происходит в основном за счёт движения большеугловых границ, так как они более подвижные, поэтому чем меньше средний размер зерна, тем выше количество большеугловых границ и больше инкубационный период. Поэтому есть основание ожидать, что системы с границами общего типа будут более стабильными, при условии, что повышенная подвижность таких границ не перевешивает этот эффект. Модель, предложенная авторами [3], оперирует такими понятиями, как средний размер зерна, средняя зернограничная подвижность и средняя концентрация вакансий. Так же не учитывается распределение зёрен по размерам. Локально может увеличиваться количество зернограничной фазы, несмотря на общее её уменьшение в ходе роста зёрен. Эти моменты могут изменять эффект влияния пересыщения вакансиями, но только количественно.

Из Ур.(4) не ясно, как влияет температура на величину инкубационного периода, поскольку все параметры зависят от температуры по-разному.

Исследование влияния температуры и размера зерна на стабильность микроструктуры плёнок при отжиге представлено на Рис.6-7 в виде зависимостей среднего размера зерна от времени для температур отжига 400 и 450С. При трёх различных стартовых размерах зерна 0.045 мкм, 0.05 и 0.06 мкм при 450С росту зёрен предшествует инкубационный период, продолжительность которого составляет 30 мин. (Рис.6). Нижняя зависимость роста среднего размера зёрна от времени после инкубационного периода представляет линейный рост, а верхние зависимости - параболический рост зёрен. Мы считаем, что при размере зерна 0.045 мкм
ответственными за рост зёрен являются подвижности тройных стыков и реализуется линейный закон роста зёрен. А при размере зерна 0.05 ÷ 0.06 мкм ответственными за рост зёрен становятся подвижности границ и реализуется параболический закон роста.

Похожую картину мы наблюдаем при 400С (Рис.7). При трёх различных стартовых размерах зерна 0.035 мкм, 0.045 и 0.05 мкм росту зёрен предшествует инкубационный период, продолжительность которого составляет 60 мин. При температуре отжига 400С и размере зерна 0.035 ÷ 0.05мкм возможно ответственными за рост зёрен являются подвижности тройных стыков и при длительности отжига более 60 мин реализуется линейный закон роста. При 350С инкубационный период составил 120 мин. При длительности отжига более 120 мин дальнейший рост следует линейному закону.

На рис.8 представлена зависимость инкубационного периода от среднего размера зерна в период стабильности микроструктуры. С ростом среднего размера зерна снижается время инкубационного периода от120 мин к 30 мин. Чем меньше размер зерна, тем больше протяжённость границ и больше вакансионная насыщенность плёнки, что приводит к задержке роста зерна [22].

На рис.9 представлена зависимость инкубационного периода от температуры изотермического отжига. Чем выше температура, тем быстрее вакансии могут покинуть границы и тем меньше будет их тормозящее влияние [23].

Термической стабильности плёнок серебра посвящено много работ, поскольку плёнки серебра являются перспективным материалом из-за их хорошей электропроводимости [24-26]. В ряде работ приводятся экспериментальные данные о кинетике нормального и аномального роста зёрен и о влиянии на неё текстуры и двойникования [21-30], данные о кинетике образования бугорков и дырок [31-37]. Но ни в одной из работ нет экспериментального подтверждения влияния роста зёрен в плёнках, который всегда происходит при отжиге, на рост дырок и бугорков. Хотя очевидно, что образование дырок из-за развития канавок термического травления напрямую связано с типом границ зёрен, топологией зернограничной структуры и размером зерна. В процессе отжига тонких плёнок происходит рост зёрен и морфологические изменения поверхности. Эти два процесса тесно связаны. С одной стороны, с ростом температуры рост зёрен ускоряется из-за роста подвижности границ, а с другой стороны, замедляется из-за канавок термического травления [38-48].

Наряду с образованием канавок идёт образование сначала бугорков, а потом дырок в плёнке. Оба эти процесса связаны с границами зёрен. Известно, что торможение роста зёрен из-за канавок термического травления приводит к образованию бугорков в плёнке [49], а с увеличением времени отжига и температуры уширение и углубление канавок термического травления по границам приводит к образованию и росту дырок. Авторы [35,37] показали, что существует инкубационный период в плёнках серебра, в течение которого не происходит рост дырок. К сожалению, объяснение этого экспериментального факта отсутствует в работах. Однако экспериментально обнаруженный инкубационный период роста зёрен в плёнках серебра [5] объясняется тормозящим влиянием вакансий [3]. Поэтому понимание закономерностей роста зерен в плёнках и установление связи между процессом роста зёрен в плёнке и ростом дырок существенно, так как рост дырок приводит к разрушению плёнки.

работе [50] представляет В начальная структура собой сплошную нетекстурированную поликристаллическую гладкую плёнку без какихлибо поверхностных особенностей. Имеется небольшое лишь количество дырок, оставшихся в плёнке после напыления, размер которых не превышает толщины плёнки. При нагреве в вакууме при 350С и 400С не происходит каких-либо изменений на поверхности плёнки. При изотермическом отжиге плёнки при 500С наблюдается инкубационный период процесса разрушения в течение 30 мин. Рис. 10. На этой стадии



Рисунок 6 - Зависимость среднего размера зерна от времени при 450С [5].



Рисунок 7 - Зависимость среднего размера зерна от времени при 400С [5].



Рисунок 8 - Зависимость периода стабильности микроструктуры от среднего размера зерна [22].



Рисунок 9 - Температурная зависимость периода стабильности микроструктуры [23]

наблюдаются незначительные изменения плотности и размера дырок, а также появление бугорков. Движущей силой роста бугорков в свободно подвешенных плёнках при изотермическом отжиге является релаксация термических напряжений по-

разному ориентированных зёрен. Бугорки образуются на тех зернах, рост которых позволяет быстрее снять напряжения. Поверхностная диффузия атомов ответственна за рост бугорков. Идёт перераспределение материала плёнки по поверхности, области утонения плёнки – потенциальные места образования дырок. Дырки в плёнке образуются и растут, когда плёнка нагрета до температуры, достаточной для образования дырки. Для выбора температуры отжига, в течение которого наблюдался бы рост зёрен и образование дырок, мы использовали оценки для определения длительности отжига, сделанные авторами [42]. Согласно этим оценкам при толщине плёнки 0.1 мкм при 700С достаточно 1 мин отжига, чтобы плёнка разрушилась, а при 400С 1472 дня. Поэтому мы проводили отжиги при 500С-600С, чтобы получить зависимости площади дырок от времени. Дырки представляют собой образования неправильной формы с многочисленными выступами, как правило, по границам зёрен, направленными от центра дырки. Форма выступа характеризуется двугранным углом, величина которого определяется соотношением поверхностных и зернограничной энергий в канавке термического травления. Выступы соединяются в течение отжига и соседние дырки объединяются. Таким образом, идёт рост дырок и уменьшается их плотность. Это хорошо видно из Рис.11. Остаются группы зёрен между дырками. Размер таких групп зёрен представляет собой образование из ~ 100 зёрен.

На Рис.10 представлены зависимости средней площади дырок и средней площади размера зерна от времени отжига при 500С. Наблюдается рост зёрен и дырок, средняя площадь дырок превышает среднюю площадь зерна примерно в четыре раза. В течение первых 30 мин отжига нет роста ни средней площади зерна, ни средней площади дырок, имеет место так называемый инкубационный период [3,5]. Экспериментально установлено, что наличие инкубационного периода для роста средней площади зерна и его длина зависят от температуры отжига. Рис.9. При 500С длина инкубационного периода составляет 30 мин. На Рис. 12 и Рис.13 представлены микроструктуры с дырками и бугорками после отжига при 500С и 600С. При 500С скорость роста средней площади дырок составила 1.0*10⁻⁵мкм²/сек, а скорость роста средней площади зёрен лишь 2.67*10⁻⁷мкм²/сек [5, 22]

Заключение

Экспериментально наблюдали четыре сценария изменения микроструктуры при отжиге в зависимости от размера зерна и температуры.

1. Отклонение роста зёрен от параболического закона является следствием неоднородности микроструктуры плёнки.

2. Наблюдаемый инкубационный период роста зёрен вызван торможением вакансиями роста зёрен.

3. Обнаруженный инкубационный период роста дырок в процессе отжига плёнок сравним по величине с инкубационным периодом роста зёрен. Совпадение экспериментального значения инкубационного периода для роста зёрна и роста дырок дает основание предположить, что природа торможения роста зёрен и роста дырок одна и та же.

А потенциально полезное практическое значение работы заключается в том, что при температурах ниже 300С микроструктура плёнки серебра стабильна, а при 500С период стабильности не превышает 30 мин.



Рисунок 10 - Зависимость от времени средней площади (•) зерна и дырок (■) при изотермическом отжиге 500С. [23]



Рисунок 11 - Микроструктура плёнки в виде сетки из дырок, соединённых между собой группами зёрен. [23]



Рисунок 12 - Микроструктура плёнки с бугорками и дырками после отжига при 500С в течение 2 час. [23]



Рисунок 13 - Микроструктура плёнки с бугорками и дырками после отжига при 600С в течение 20 мин. [23]

Список литературы:

1. Czubayko U, Sursaeva V.G., Gottstein G., Shvinderman L.S. Influence of Triple Junctions on Grain Boundary Motion // Acta mater .1998. V.46. N 4. P.5863-5871.

2. Sursaeva V. Grain growth kinetiks in microcrystalline materials. // Material Research Society Symposium Proceedings 1994. V.343. P.71-76.

3. Estrin, Y., Gottstein, G. E. Rabkin and Shvindlerman, L. S. Grain growth in thin metallic films // Acta mater. 2001. V.49. P. 673.

4. Chaudhari// P., J.// Vac. Sci. Techn. 1972. V.9. P.520.

5. Сурсаева В.Г. Особенности роста зёрен в плёнках серебра // Известия РАН, серия физическая// 2015. Т.79. N. 9, С.1-4

6. Чапланов А.М., Маркевич М.И. Особенности рекристаллизации тонких металлических плёнок при стационарном и импульсном отжигах. *I* Неорганические маиериалы.2003. Т.39. № 3. С.322-324

7. Barmak K, Emelianenko M, Golovaty D, Kinderlehrer D, Ta'asan S. On a statistical theory of critical events in microstructural evolution. // Proc. CMDS 11. ENSMP Press; 2008.

8. Barmak K, Archibald WE, Rollett AD, Ta'asan S, Kinderlehrer D. Grain boundary properties and grain growth: Al foils, Al films. // Mater Res Symp Proc. 2004. 819(6.6). C.1–12.

9. Barmak K, Kim J, Kim C-S, Archibald WE, Rohrer GR, Rollett AD, et al. Grain boundary energy and grain growth in Al films: comparison of experiments and simulations. // Scripta Mater 2006. V. 54. P. 1059–63.

10. Barmak K, Eggeling E, Emelianenko M, Ephshteyn Y, Kinderlehrer D, Sharp R, et al. Entropy and the grain boundary character distribution. // Phys Rev B. 2011. 83:134117:1–134117:12.

11. Barmak K, Eggeling E, Emelianenko M, Kinderlehrer D, Sharp R, Ta'asan S, Rollett AD, Coffey K.R. Grain growth and the puzzle of its stagnation in thin films: The curious tale of a tail and an ear. // Progress in Materials Science. 2013. V.58. P. 987-1055.

12. Backofen R., Barmak K, Elder K.E., Voigt A. Capturing the complex physics behind grain size dictributions in thin metallic films. // Acta Mater 2014. V.64. P.72-77.

13. Nichols C.S., Mansuri C.M., Townsend S.J., Smith D.A. In situ studies of grain growth in thin metal films. // Acta metall mater. 1993. V.6. N.6. P.1861-1868.

14. Красильников В.В., Савотченко С.Е., Прозорова М.С. Влияние облучения на рост зёрен в плёнках. // Вестник Новгородского государственного университета. 2010. N. 60. C. 15-16.

15. Brons, J. G., Thompson, G. B. A comparison of grain boundary evolution during grain growth in fcc metals. // Acta mater 2013. V.61. N. 11. P. 3936-3944.

16. Shigeaki Kobayashi a , Hiroki Takagi a & Tadao Watanabe. Grain boundary character distribution and texture evolution during surface energy-driven grain growth in nanocrystalline gold thin films // Philosophical Magazine. 2013.V. 93. N 10–12. P. 1425–1442.

17. А.В. Панин, А.Р. Шугуров, Ю. Шрайбер, К.В. Оскомов. Особенности пластической деформации и разрушения тонких металлических пленок при термическом и механическом нагружении // Физ. мезомех. - 2004. Т. 7. № Спец1. С. 142-145

18. А.В. Панин, А.Р. Шугуров, К.В. Оскомов. Исследование механических свойств тонких пленок *Аg* на кремниевой подложке методом наноиндентирования // Физика твердого тела. 2005. Т. 47. № 11. С.1973-1977

19. Сурсаева В.Г., Протасова С.Г., Туфлин А.Ю. Кинетика рекристаллизации в нанокристаллических пленках Ад. // Поверхность. 1999. № 2. С. 51.

20. Sursaeva V.G., Straumal A.B., Thermal stability of the microstructute of silver films., Russian Metallurgy (Metally), 2017, Vol. 2017, No. 4, pp. 263–266.

21. Сурсаева В.Г., Горнакова А.С. Горнакова. Причины отклонения от параболического закона роста зёрен в плёнках серебра. // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 11. С. 6-9.

22. В.Г. Сурсаева/ Исследование влияния температуры и размера зерна на стабильность микроструктуры плёнок Ад при отжиге.// Известия РАН серия физическая, 2016, том 79, № 9, с. 1276–1280.

23. Сурсаева В.Г., Страумал А.Б. Термическая устойчивость микроструктуры пленок серебра. Деформация и разрушение материалов. 2016. № 7. С. 15–18.

24. A. Rufoloni High-trmperature stability of Ag film grown on Ni-Cr substrate // Philosophical Magazine. 2008; 03, 88(9),P. 1277-1282.

25. Beck Gesa, Rachmann Christoph, Bretzier Rita, Kmeth Ralf. Thermal stabbility of platinum, palladium and silver films on yttrium-stabilised zirconia // Thin Solid Films 2014, 573, P. 164-175.

26 Simrick N.J.,.Kilner J.A , Atkinson A. Thermal stability of silver thin films on zirconia substrates // Thin Solid Films 2012, 520, P. 2855-2867.

27Adamik M., Barna P.B., Tomov I. Correlation between texture and average grain size in polycrystalline Ag thin films // Thin Solid Films.2000, V.359, Issue 1, P. 33–38.

28. Tomov I., Adamik M., Barna P.B. Texture, twinning and secondary extinction of vacuum deposited silver thin films // Thin Solid Films.2000, V. 371, Issues 1–2, P. 17–27.

29. Dannenberg Rand, Stach E.A., Groza J.R., Dresser B.J. In-situ TEM observations of abnormal grain growth, coarsening, and substrate de-wetting in nanocrystalline Ag thin films // Thin Solid Films 2000, V. 370, Issues 1–2, P. 54–62.

30. Dannenberg Rand, Stach E.A., Groza J.R., Dresser B.J. TEM annealing study of normal grain growth in silver thin films // Thin Solid Films 2000, V. 379, P.133-138.

31 Sharma S.K., Spitz J. Hillock formation, hole growth and agglomeration in thin silver films // Thin Solid Films.1980, V. 65, Issue 3, P. 339–350.

32. Sharma S.K., Spitz J. Hillock formation, hole growth and agglomeration in thin silver films // Thin Solid Films. 1979, V. 56, L 17-L19.

33. Sharma S.K., Rao S.U.M., Rumar Nabendra. Hillock formation and agglomeration in silver films prepared by thermal evaporation // Thin Solid Films Letters. 1986, 142, L95-L98.

34. Sharma S.K., Spitz J. Hillock growth and agglomeration in thin silver films // Thin Solid Films. 1979, 61, L 13-L1.

35. Presland A.E.B., Price G.L., Trimm D.L. Hillock formation by surface diffusion on thin silver films // Surface Science. 1972, V. 29, Issue 2, P. 424-434.

36. Presland A.E.B., Price G.L., Trimm D.L. The role of microstructure and surface energy in hole growth and island formation in thin silver films // Surface Science. 1972, V. 29, Issue 2, P. 435–446.

37. Presland A.E.B., Price G.L., Trimm D.L. Kinetics of hillock and island formation during annealing of thin silver films // Progress in Surface Science. 1972, V. 3, Part 1, P. 63–96.

38. Mullins W. Theory of Thermal Grooving // J Appl Phys 1957, 28, P.333-339.

39. Mullins WW. Solid surface morphologies governed by capillarity. In: Metal Surfaces. Metals Park, Ohio: Am SocMetals, 1963. P. 17.

40. Rabkin E., Klinger L. and Semenov V. Grain boundary grooving at the singular surfaces // Acta mater.2000, V. 48, P.1533 -1540.

41. Mullins W. Theory of Linear Facet Growth During Thermal Etching //J Phil Mag. 1961, 6, P.1313-1317.

42. Sharma S.K., Spitz J. Thermal grooving in thin silver films // Journal of Materials Science-Letters. 1981, 16, P. 535-536.

43. Roy A., Sundaravel B., Batabyal R., Dev B.N. Fractal pattern formation in thermal grooving at grain boundaries in Ag films on Si(111) surfaces // Thin Solid Films, 2012, 520, P. 5086-5090.

44. Zhang W., Sachenko P., Gladwell I. Thermal grain boundary grooving with anisotropic surface free energies // Acta mater. 2004, V. 52, P. 107-116.

45. Tinghiu Xin, Harris Wong. Grain boundary grooving by surface diffusion with strong surface energy anisotropy // Acta mater. 2003, V. 51, P. 2305-2317.

46. F.Y. Genin, W.W. Mullins and P. Wynblatt // Acta metal. mater. 41 (1993) 3541.

47. Genin F.Y. Effect of stress on grain boundary motion in thin films //J. Appl. Phys. 1995, 77, 5130-5138.

48. Genin F.Y. Surface Morfological Evolution of Thin Films Under Stress and Capillary Forces // *Int. Science*. 2001, V. 9, P. 83-92.

49. Hinode K., Homma Y. and Sasaki Y. Whiskers grown on aluminium thin films during heat treatment // J. Vac. Sci. Technol. 1996, A14, P. 2570 - 2576.

50. V.G. Sursaeva, Straumal A.B., Thermal stability of the microstructute of silver films., Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2017, No. 4, pp. 263–266.

Глава 3 ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО БЕРИЛЛИЯ ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ И ИЗУЧЕНИЕ ЕГО МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Папиров И.И., Николаенко А.А., Шокуров В.С.

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

Методом программированной интенсивной разнонаправленной деформации слитков бериллия высокой чистоты (>99,95%) впервые получен мелкозернистый бериллий со средним размером зерен ~ 5 мкм и подробно изучены его механические свойства и характеристики пластической деформации в широком интервале температур (20-750 °C). Использованный авторами метод измельчения структуры заключается в том, что слитки подвергают интенсивной деформации по программе, предусматривающей непрерывное увеличение степени деформации и снижение ее температуры по мере ступенчатого измельчения зерен. Так как с уменьшением величины зерна пластичность заготовок непрерывно возрастает, то условия последующих циклов деформации могут быть все более жесткими по сравнению с предыдущими.

Выяснено, что полученный авторами мелкозернистый бериллий высокой чистоты при комнатной температуре почти на порядок пластичнее технического металла, а при повышенных температурах переходит в сверхпластическое состояние. В работе подведены итоги изучения эволюции структуры и свойств высокочистого бериллия, а также природы пластического, сверхпластического течения и высокотемпературной деформации бериллия.

Определен коэффициент скоростной чувствительности напряжения мелкозернистого бериллия высокой чистоты и сплавов на его основе в диапазоне температур (823-1023 К) и скоростей деформаций (10⁻⁵-10⁻³с⁻¹). Выяснено, что при бериллия практически не сверхпластическом течении текстура изменяется. Сверхпластическая деформация характеризуется сильной неоднородностью локального пластического течения на фоне относительной однородности макроскопического течения.

Установлено, что сверхпластичность бериллия является комплексным процессом, включающим скольжение по границам зерен, разные варианты перестройки зерен, дислокационную и диффузионную ползучесть. Перестройка зерен также представляет собой сложный процесс, который происходит в результате работы механизма Эшби-Верралла.

Многие годы занимаясь изучением структурообразования при разных видах деформации бериллия, мы обнаружили ряд существенных особенностей формирования ячеистой и мелкозернистой структуры в бериллии по сравнению с металлами, кристаллизующимися в кубические решетки [1]:

1. При температурах деформации вплоть до начала рекристаллизации (700-750 °C) плотность дислокаций в ячейках бериллия возрастает с ростом степени деформации.

2. У Мо, W и Cr оптимальная температура образования ячеистой структуры близка к температуре рекристаллизации и составляет (0.4-0.5) Т_{пл} [2]. У бериллия она выше температуры рекристаллизации и составляет 0.7 Т_{пл}.

3. Критический угол разориентации ячеек, при котором стенки ячеек начинают играть роль границ зерен, оцененный из соотношения [2]:

$$\theta = 8(1 - \upsilon^2)$$

у бериллия равен 8° и вдвое превышает значения для других металлов.

4. При отжиге деформированных металлов с ОЦК решеткой вследствие роста ячеек величина T_x возрастает [2]. Отжиг деформированного бериллия хотя и сопровождается ростом ячеек, приводит к снижению величины T_x. вследствие снижения плотности дислокаций внутри ячеек и увеличения угла разориентации ^{*θ*} между ними.

5. По характеристикам формирования ячеистой структуры и ее влиянию на свойства бериллий является аналогом ниобия, у которого совершенная ячеистая структура формируется лишь после деформации и отжига [2]. Как и у бериллия, величина Т_x ниобия снижается при отжиге вплоть до момента начала роста зерен.

Наряду с различиями, имеется ряд общих характеристик формирования ячеистых структур в ОЦК-металлах и бериллии:

1. Понижение температуры деформации ведет к ухудшению пластичности (и часто — расслоению) Мо, W и Cr. Подобный эффект характерен и для бериллия. Общим является и то, что отжиг металла, деформированного при низких температурах, хотя и исправляет нежелательные последствия низкотемпературной деформации, но свойства такого металла хуже, чем после высокотемпературной деформации.

2. Легирование бериллия редкоземельными элементами сопровождается уменьшением содержания элементов внедрения в твердом растворе за счет их связывания в нерастворимые соединения. Подобный эффект наблюдается также и в сплавах Сг и Мо, причем свойства этих сплавов после деформации превосходят свойства нелегированных металлов. Одной из причин этого эффекта, общей для Сг, Мо и Ве, является стабилизация ячеистой структуры выделениями вторичных фаз. Температура рекристаллизации сплавов возрастает. Кроме того, увеличение чистоты матрицы сопровождается уменьшением плотности дислокаций в ячейках [2]. Систематические исследования субструктуры деформированных сплавов подтверждают оба эти вывода.

3. Как и при деформации тугоплавких ОЦК-металлов (Мо, W, Cr), содержание примесей в твердом растворе бериллия увеличивается, а выделения исчезают. При росте ячеек раствор становится пересыщенным и начинается деформационное старение, влияющее на структуру и свойства металла.

4. Деформация при высоких гидростатических давлениях способствует снижению температуры формирования ячеистой структуры (на 250-300 °C при p=7-10 кб) и увеличению степени ее совершенства. Вместе с тем оптимальная температура деформации значительно выше, чем в случае Мо и Cr, у которых совершенные ячейки образуются даже при 20 °C.

5. Зависимость среднего размера ячеек от температуры деформации бериллия имеет такой же характер, как и у других металлов, и подчиняется эмпирическому соотношению:

$d = Ae^{\alpha T}$,

где *A* и α — постоянные, зависящие от содержания примесей и вида деформации. Параметр α для бериллия меняется в области $(1 \div 4) \cdot 10^{-3}$ град⁻¹.

6. Как и в случае металлов с ОЦК и ГЦК-решетками, характер ячеистой структуры в бериллии определяется степенью деформации. С увеличением степени деформации величина d_{xu} уменьшается, а угол разориентации θ возрастает. Однако, здесь имеются и существенные отличия: с ростом обжатия плотность дислокаций внутри ячеек у бериллия не снижается; ячеистая структура начинает формироваться при относительно больших степенях деформации ε (~20-30%), а при малых обжатиях при T~T_{рекр} для структуры бериллия характерно образование полигонов — вытянутых субзерен с малыми разориентациями ($\theta \le 1^{\circ}$).

Мы установили, что реализация в бериллии ячеистой, а также мелкозернистой структуры является эффективным способом улучшения его прочностных и пластических характеристик. При оптимальных режимах обработки давлением и

термообработки прочностные характеристики σ_{T} и σ_{B} могут быть увеличены на 30-

40%, а пластические характеристики — в несколько раз. Свойства бериллия со сформированной ячеистой структурой значительно превосходят характеристики литого деформированного бериллия американского производства [3]. Вместе с тем условия формирования ячеистой структуры в бериллии существенно отличаются от типичных для других металлов. Выбор таких условий требует дифференцированного подхода к разным сортам бериллия в зависимости от их состава, структуры и способа получения.

Предварительные исследования условий образования ячеистой структуры при деформации слитков бериллия позволили выяснить, что ячеистая структура в слитках бериллия, способствующая улучшению его механических характеристик, может быть сформирована лишь в процессе постдеформационного отжига. При этом размеры ячеек увеличиваются до 5-10 мкм и приближаются к величине зерна в сильно деформированных металлах или металлокерамиках, полученных из дисперсных порошков.

В связи с этим в данной работе была изучена возможность измельчения зерен в литом бериллии путем программированной интенсивной разнонаправленной деформации слитков высокой чистоты (99,95% Ве).

Отметим, что предпринятые ранее попытки измельчить структуру литого бериллия путем деформации и перекристаллизации слитков не позволили получить металл с размером зерна менее 25-30 мкм [4,5]. Подобный результат получен также и при обработке, сочетающей деформацию, фазовый наклеп и фазовую перекристаллизацию [6].

Трудности измельчения зерна в литом бериллии путем обработки давлением с последующей рекристаллизацией связаны с плохой деформируемостью металла при низких температурах и низким уровнем запасенной энергии деформации. Рекристаллизация в этих условиях происходит неоднородно и к моменту ее завершения зерна вырастают до 30-50 мкм. При высоких температурах обработки величина деформации до разрушения может быть большой, но в процессе обработки протекают возврат и частичная рекристаллизация и величина зерна также не может быть уменьшена ниже 25мкм [6].

Чтобы преодолеть эти трудности, нами был предложен метод программированной интенсивной деформации литого бериллия. Идея метода заключается в том, что после предварительной высокотемпературной обработки давлением, необходимой для устранения исходной крупнозернистой структуры, слиток подвергают деформации по программе, предусматривающей непрерывное увеличение степени деформации при одновременном снижении температуры. Так как с уменьшением величины зерна пластичность непрерывно возрастает, то условия последующей деформации могут быть все более жесткими, чем предыдущей. Для того, чтобы деформация была однородной, а текстура минимальной, заготовку следует деформировать каждый раз в другом направлении.

Для получения мелкозернистого бериллия авторы использовали два вида интенсивной обработки:

1 — многократная осадка цилиндрической литой заготовки попеременно вдоль образующей и в радиальном направлениях;

2 — многократное чередование осадки и выдавливания.

Оптимальные программы деформации приведены в табл. 1. После деформации и окончательной термообработки средний размер зерна достигал 5 мкм.

Таблица 1 - Программы деформаций для получения ультрамелкозернистого
бериллия

Количество циклов	1	2	3	4			
Обработка № 1 (попеременная радиальная и осевая осадка)							
Условия деформации: Τ, °C ε <i>,%</i>	950 50-60	850 50-60	750 60	680 60-70			
Условия отжига:							
T, °C	950	850	850	850			
<i>t,</i> мин	1	5	3	1			
Обработка № 2 (попеременное выдавливание и осадка)							
Условия деформации:							
T, °C	850	770	700	—			
ε, %	45	45	45	_			
Условия отжига: T, °C	750	750	750	_			
t, мин.	6	6	2	_			

Следует отметить, что размер зерна, оцененный по оптическим и электронномикроскопическим снимкам, отличается почти в два раза и по электронномикроскопическим данным составляет 5-6 мкм. Размеры зерна после трех циклов обработки № 2 и соответствующие степени измельчения приведены ниже:

	Исходный Ве	1 цикл	2 цикл	3 цикл	
<i>d</i> , мкм	~1000	31	14	5	
степень		20	22	20	
измельчения		30	22	2,0	

Структура мелкозернистого металла приведена на рис. 1, а его свойства при растяжения — на рис. 2, 3. Образцы обладают необычно высоким для литого бериллия сочетанием прочности ($^{\sigma_B}$ =56,5 кг/мм²) и пластичности ($^{\delta}$ =7,5%) при комнатной температуре (рис. 2). В опытах на сжатие в тех же условиях образцы не разрушались при значениях $^{\sigma_B}$ =150 кг/мм² при деформациях ~50%.



Рисунок 1 - Структура мелкозернистого бериллия.







Рисунок 3 - Температурные зависимости механических характеристик мелкозернистого бериллия после 2-ой обработки (d=5мкм).

Другой выдающейся особенностью мелкозернистого металла является чрезвычайно высокая пластичность (⁶ >100%) при высоких температурах. Минимум на $\delta(T)$ $\psi(T)$ в области температур кривых ~600 °C. характерный для металлокерамического металла, в данном случае отсутствует. Отметим, что после второй обработки бериллий обладает сравнительно слабой текстурой. Из рис. 3 можно заключить, что у квазиизотропного металла высокой чистоты с величиной зерна 5 мкм величина T_x, соответствующая температуре быстрого роста характеристик пластичности (δ и ψ), равна ~150 °C, то есть значительно превышает значение ~20 °С, полученное ранее путем экстраполяций для текстурированного (главным образом — прокатанного) бериллия [7]. Что касается текстурированного бериллия с размером зерна 12 мкм, то в опытах на изгиб величина T_x, соответствующая *α* =90°, составляет 20 °C, а в опытах на растяжение переход из хрупкого в пластическое состояние растянут в области температур между 20 и 200°C.

Снижение прочностных характеристик и повышение величины T_x у квазиизотропного металла по сравнению с текстурированным (рис. 2 и 3) связано с изменением преобладающих механизмов деформации — базисного скольжения в изотропном и призматического — в текстурированном металле [7].

Высокая пластичность (≥100%) при температурах испытаний мелкозернистого бериллия на растяжение более 600 °С характерна для сверхпластического течения материалов. Поэтому представляло интерес изучить возможности реализации у бериллия феномена сверхпластичности и установить оптимальные условия протекания этого процесса. Другой задачей этой части исследований явилось изучение физических аспектов высокотемпературной деформации бериллия: влияния температуры и скорости деформации на структуру металла и параметры пластического течения и механизмов, контролирующих высокотемпературную деформацию. Все перечисленные исследования стали возможными благодаря разработке технологии получения мелкозернистого металла высокой чистоты.

Рассмотрим основные закономерности сверхпластического течения мелкозернистых металлов.

Явление сверхпластичности, заключающееся в течении поликристаллических материалов при низких напряжениях, малых скоростях деформации и высоких температурах без заметного упрочнения и образования шейки до деформаций в сотни и тысячи процентов, обнаружено около 100 лет тому назад и затем детально изучено А.А.Бочваром [8], который ввел термин «сверхпластичность» и впервые рассмотрел возможные механизмы этого процесса. С современным состоянием проблемы можно познакомиться по монографии [9].

Перечислим основные закономерности и условия, сверхпластического течения мелкозернистых материалов.

Уравнение для скорости сверхпластического течения і имеет следующий вид [9]:

$$\dot{\varepsilon} = K\sigma^{\frac{1}{m}}d^{-n}D = K'\sigma^{\frac{1}{m}}d^{-n}e^{-\frac{Q}{RT}},$$
(1)

где *D* — коэффициент диффузии (по зерну либо границам зерен), *Q* — энергия активации процесса, *K*, *K*' — постоянные материала.

При анализе природы сверхпластического течения большую роль играет $m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \sigma}$

параметр $d\ln \dot{\varepsilon}$, характеризующий скоростную чувствительность напряжения течения. В области сверхпластического течения m = 0.5 - 0.8, то есть значительно выше, чем в случае консервативного ($m \le 0.1 - 0.2$) [10], либо неконсервативного ($m \sim 0.25 - 0.3$) [11] движения дислокаций. В то же время при чисто диффузионном массопереносе m=1.

Таким образом, ни один из известных элементарных процессов пластической деформации в чистом виде не позволяет объяснить скоростную зависимость напряжения течения в области сверхпластичности, где параметр m имеет промежуточное значение между величинами, характерными для вакансионного и дислокационного крипа.

Параметр n в уравнении (1), характеризующий зависимость скорости деформации от размера зерна, при сверхпластическом течении равен 2-3 и совпадает с данными для диффузионного крипа. Отметим, что при течении, контролируемом консервативным движением дислокаций, напряжение течения σ возрастает с уменьшением размеров зерна *d*, тогда как при сверхпластическом течении и диффузионном крипе σ возрастает с увеличением *d*.

Подобный характер зависимостей $\sigma(d)$, $\dot{\varepsilon}(d)$, $\sigma(\dot{\varepsilon})$ при сверхпластическом течении и диффузионном крипе, а также равенство энергии активации и энергии самодиффузии по зерну или границам зерен, обычно используют как аргументы в пользу гипотезы о диффузионной природе сверхпластичности. Вместе с тем в настоящее время ясно, что обычные модели диффузионной ползучести (Набарро-Херринга [12] и Кобле [13]) неприменимы к сверхпластическому течению. Во-первых, скорость диффузионного крипа, по крайней мере, на порядок ниже скорости сверхпластического течения. Во-вторых, вязкость η связывающая напряжение σ со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} (\sigma = \sigma_0 + \eta \dot{\varepsilon})$, оказывается приблизительно в 100 раз ниже расчетной для диффузионного крипа. В-третьих, диффузионный крип сопровождается формоизменением зерен (их вытягиванием в направлении деформации), что противоречит опытным данным, согласно которым в процессе сверхпластического течения.

Существует три основных критерия, характеризующих способность материалов к сверхпластическому течению. Первый состоит в том, что величина *m* должна быть больше 0.4-0.5.

Параметр *m* зависит от структуры материала (главным образом, от величины зерна) и условий деформации. С ростом температуры, уменьшением скорости деформации и измельчением зерна параметр *m* возрастает.

Второе условие сверхпластического течения заключается в необходимости обеспечения в материале мелкого зерна, сохраняющегося в процессе деформации. Наиболее часто такая структура реализуется в двухфазных эвтектических либо эвтектоидных сплавах, в которых фазы содержатся в приблизительно равных пропорциях.

Способность материала к сверхпластическому течению уменьшается, если зерна неравноосны или если их размер увеличивается с деформацией.

Третье условие сверхпластичности относится лишь к двухфазным материалам и заключается в близости коэффициентов диффузии в обеих фазах при температуре деформации.

Имеется два вида сверхпластичности [9]:

1 — спонтанная, связанная со специальными условиями деформации;

2 — структурная, определяемая специальными (дисперсными) структурами.

Спонтанная сверхпластичность проявляется при температурном циклировании через точку фазового превращения (фазовая сверхпластичность) и при термораскачках анизотропных материалов.

Структурная сверхпластичность, в отличие от спонтанной, наблюдается при постоянной температуре и неизменной структуре.

Материалы, способные к сверхпластическому течению, делятся на однофазные и гетерофазные. Однофазные сверхпластические материалы обладают менее стабильным течением, и максимальная пластичность реализуется у них в узком интервале условий деформации. Сверхпластичность гетерофазных материалов возможна при условии небольших различий в свойствах обеих эвтектических фаз металлов с близкими температурами плавления. Многолетние исследования этого феномена показали, что сверхпластическое течение является общим свойством кристаллических тел (чистых металлов, сплавов, керамик и т. д.) и для его

возникновения необходимо обеспечить подходящее состояние (структуру) материала и оптимальные условия деформации.

В данной работе мы подробно изучили структурную сверхпластичность однофазного мелкозернистого бериллия высокой чистоты и определили влияние на нее выделений вторичных фаз в слаболегированных сплавах.

Поскольку необходимым условием сверхпластичности является малый размер зерна, в данной работе наиболее подробно изучен впервые полученный авторами мелкозернистый бериллий, полученный по описанной выше технологии. Кроме бериллия высокой чистоты (99.95% Ве), полученного путем трехкратной дистилляции, мы исследовали сплавы следующих составов: Be-0,5%Y, Be-1%Y, Be-2%Y, Be-0,5%Ni, Be-1%Ni, Be-4%Ni, Be-2%Cu, Be-1%Nb, а также образцы мелкозернистого (d=16 мкм) горячепрессованного бериллия. Размер зерна в исходных образцах чистого бериллия и сплавов менялся от 5 до 12 мкм. При выборе сплавов исходили из необходимости выполнения двух условий: 1 — упрочнения бериллия (Ni, Cu) с целью устранения легкого базисного скольжения, происходящего при очень низких напряжения течения; 2 — предотвращения роста зерен (с помощью Y и Nb), в результате которого материал может выйти из сверхпластичного состояния в процессе деформации.

Механические испытания образцов проводили на модернизованной установке ИМАШ-5С-65 с более чувствительной (~0,1 кг) системой измерения нагрузки. Температуру испытаний поддерживали с точностью ±1.5 °С.

Эксперименты по исследованию высокотемпературной деформации бериллия следует разделить на три группы:

1 — определение параметра *m* в зависимости от условий деформации (*T* и ^{*i*}), сорта материала, величины зерна, числа циклов испытаний и т. д.;

2 — определение предельных деформаций до разрушения в зависимости от перечисленных выше факторов;

3 — изучение изменения свойств, структуры и текстуры материала на разных стадиях деформации.

Для определения параметра *т* при фиксированной температуре образец нагружали вначале с минимальной скоростью 1.4.10⁻⁵сек⁻¹ до начала пластического увеличивали скорость течения. а затем скачками в интервале значений $1.4 \cdot 10^{-5} - 3.75 \cdot 10^{-3} ce\kappa^{-1}$ (0,007-1,8 мм/мин). Нижняя граница интервала скоростей ограничена сильным ростом зерен при больших выдержках, верхняя — снижением величины т до значений менее 0,1 и выходом материала из сверхпластичного состояния. Температуру испытаний меняли в интервалах 550-750 °C для литого 700-1000 °C бериллия И сплавов на его основе и для порошкового металлокерамического металла.

После определения температурно-скоростной зависимости параметра *m* проводили обычные испытания образцов при оптимальных условиях, соответствующих максимум *m*, и для сравнения испытывали образцы с обычными скоростями деформации (~ $10^{-3}ce\kappa^{-1}$). В этой серии опытов изучали кривые деформации, определяли предельную пластичность, характер формоизменения образцов и их структурное состояние после деформации.

Изменение свойств и структуры материала в процессе деформации изучали путем прерывания испытаний при фиксированных деформацих \mathcal{E} и подробного анализа образцов с использованием оптической микроскопии, интерферометрии и рентгеноструктурных исследований.

При этом определяли долю скольжения по границам зерен, а также характер изменения текстуры [14].

Вид кривых деформации при сверхпластическом течении материала определяется тремя факторами: температурой, скоростью деформации и наличием легирующих элементов.

У чистого бериллия при T>600 °C и $\dot{\varepsilon} < 3.8 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$ кривые деформации типичны для сверхпластического течения: деформационное упрочнение незначительно и при достижении предела текучести напряжение течения уменьшается пропорционально изменению сечения образца. При повышенных скоростях ($\dot{\varepsilon} > 10^{-4} ce\kappa^{-1}$) и температурах менее 600 °C для нелегированного бериллия, а для сплавов — практически при всех условиях деформации — происходит деформационное упрочнение и величина параметра *m* заметно снижается.



Рисунок 4 - Зависимости параметра *m* от скорости деформации для нелегированного бериллия при следующих температурах: а — 500, 575, 600; б — 650; в — 685; г — 700; д — 735 °С.



Рисунок 5 - Зависимости параметра *m* от скорости деформации для сплавов бериллия при различных температурах: а — Be-Y-0,5, 600 °C; б — Be-Y-0,5, 700 °C; в — Be-Y-0,5, 750 °C; г — Be-Y-1, 600 °C; д — Be-Y-1, 700 °C; а — Be-Y-1, 730 °C; ж — Be-2%Ni, 700 °C, Be-1%Nb, 700 °C.



Рисунок 6 - Зависимость параметра *m* от скорости деформации для металлокерамического материала.



Рисунок 7 - Зависимости предела текучести нелегированного Ве от скорости деформации при 600 (а), 650 (б), 700 °С (в).

На рис. 4 и 5 приведены скоростные зависимости параметра *m* нелегированного бериллия и некоторых его сплавов, измеренные при разных температурах и после разных выдержек от начала испытания. У высокочистого металла при малых скоростях деформации величина *m* в области температур 600-700 °C равна 0,5-0,7, но быстро

уменьшается при повторных циклах испытаний. При температуре испытаний 550 °С величина параметра m снижается до 0,2 уже в первом цикле испытаний. Уменьшение параметра m при температуре 735 °С обусловлено тем, что к моменту установления температуры происходит заметный рост зерен. С увеличением скорости деформации параметр m у всех испытанных образцов снижается.

Легирование бериллия, особенно до концентраций примеси более 1%, сопровождается уменьшением параметра *m* в тем большей степени, чем выше содержание легирующего элемента (рис. 5). При концентрациях Y или Ni 2 мас. % величина параметра *m* у сплавов при T=650-700 °C и $\dot{\varepsilon}$ =10⁻⁵-10⁻⁴ сек⁻¹ не превышает 0,15-0,25.

Вследствие сильной зависимости величины параметра *m* от времени испытания при постоянных условиях деформации построить температурную зависимость *m* не представляется возможным. Ясно, однако, что величина *m* достигает максимума в области температур между 600 и 700 °C практически для всех изученных образцов, за исключением металлокерамического бериллия, у которого оптимальная температура смещается к 1000 °C (рис. 6), однако при всех условиях испытаний параметр *m* оказывается ниже 0,3. Отметим, что при всех температурах испытаний (T>600 °C) металлокерамический бериллий разрушался в процессе измерений при деформациях менее 10%.

На рис. 7-9 приведены зависимости предела текучести нелегированного бериллия от скорости деформации, времени выдержки и температуры испытаний. С увеличением числа циклов (времени изотермической выдержки) напряжения течения возрастают в тем большей степени, чем ниже скорость. При повышенных скоростях деформации (~10⁻³ сек⁻¹) предел текучести вначале возрастает, а затем уменьшается (рис. 8).



Рисунок 8 - Зависимость предела текучести при испытании образцов бериллия с разными скоростями от времени выдержки при температуре испытаний 735°С.



Рисунок 9 - Температурно-скоростные зависимости предела текучести нелегированного бериллия.



Рисунок 10 - Зависимости параметра *m* и размера зерна от продолжительности испытаний при температуре 600°С.



Рисунок 11 - Температурные зависимости деформации до разрушения нелегированного бериллия и его сплавов (а): 1 — Ве; 2 — Ве-Y-0,5; 3 — Ве-Y-1; 4 — Ве-Y-2. $\dot{\varepsilon} = 9.6 \cdot 10^{-5} ce \kappa^{-1}$.



Рисунок 12 - Зависимость деформации до разрушения от скорости деформации при температуре 650 °C: 1 — Ве; 2 — Ве-Y-0,5.



Рисунок 13 - Структура бериллия после деформации при температуре 700 °С со скоростью $\dot{\varepsilon} = 9.6 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$: a, б — ε =55%, x650; в — ε =10%, x400; г — ε =208%, x800.

Изучение структуры образцов после испытаний свидетельствует о росте зерна в процессе растяжения от 10-12 мкм до 20-25 мкм при температурах 600-650 °C (t_{ucn} ~20 час) и до 40-50 мкм при 750 °C (t_{ucn} ~3 час) (рис. 10).

При выборе условий испытаний — температуры и скорости деформации, соответствующих сверхпластическому течению бериллия, — были использованы полученные данные о величине параметра *m*. Испытания осуществляли как с малыми скоростями при максимальных *m*, так и, для сравнения, с обычными скоростями деформации. Полученные результаты представлены на рис. 11-12 и в табл. 2.

Максимальное удлинение (~223%) получено при испытаниях нелегированного бериллия при T=600 °C и $\dot{\varepsilon} = 9.6 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$. Понижение и повышение температуры относительно оптимальной сопровождается уменьшением пластичности: в первом случае — вследствие снижения параметра *m*, во втором — из-за сильного роста зерна (табл. 2). При легировании бериллия иттрием, никелем, медью и ниобием относительное удлинение уменьшается в тем большей степени, чем выше концентрация легирующего элемента (рис. 12 и табл. 3).

При оптимальных условиях деформации нелегированного бериллия сечение образца равномерно уменьшается почти до момента разрушения, что характерно для сверхпластического течения. Лишь на завершающей стадии перед разрушением образуется шейка. В случае деформации двухфазных сплавов разрушение всегда связано с образованием трещин на границе матрицы и выделений. Изучение структуры деформированных образцов свидетельствует о наличии интенсивного скольжения по границам зерен (рис. 13). Иногда величина сдвигов по границам оказывается сравнимой с величиной зерен. Скольжение сопровождается значительными смещениями рисок, предварительно нанесенных на поверхность образца. При увеличении степени деформации и росте зерна наряду со скольжением по границам зерен наблюдаются линии поперечного скольжения внутри зерен. Скольжение внутри зерен развито в тем большей степени, чем крупнее зерно.

Материал	T,°C	ё, сек ⁻¹	δ, %	<i>d</i> ₀ ,	d _o ,	d⊥, MKM
1	2	3	4	5	6	7
	550	9,6.10 ⁻⁵	113	10,6	14,7	12
	600	9,6.10 ⁻⁵	223	10,0	-	-
	650	9,6.10 ⁻⁵	208	11,5	66,5	47,5
Be	650	1,4.10 ⁻⁵	155	10,0	70,8	56,2
	690	9,6.10 ⁻⁵	210	10	65,7	48,3
	700	1,5.10 ⁻⁵	69	10	-	-
	750	9,6.10 ⁻⁵	137	10	82	68,5
	600	9,6.10 ⁻⁵	164	10	14	10,5
	650	3,8 10 ⁻⁵	160	10	29,2	21,4
	650	9,6 10 ⁻⁵	190	10,4	19,3	19,3
Be-0,5%Y	650	2,4 10 ⁻⁴	167	8	21,9	17,8
	700	9,6.10 ⁻⁵	161	11	36,1	32,6
	740	9,6.10 ⁻⁵	113	10	52,5	49,5
	600	9,6.10 ⁻⁵	103	10	13,3	11,2
	650	9,6.10 ⁻⁵	115	12	28,8	26,6
Be-1%Y	700	9,6.10 ⁻⁵	100	10	36,8	32,8
	730	9,6.10 ⁻⁵	122	10	49,4	33,3
	750	9,6*10 ⁻⁵	73	11	39,6	32,8
	600	9,6.10 ⁻⁵	96	10	18,9	14,9
Be-2%Y	650	9,6.10 ⁻⁵	155	10	38,2	25,0
	700	9,6.10 ⁻⁵	93	10	44,0	34,4
	750	9,6.10 ⁻⁵	76	10	37,5	36,8
	600	1,4.10 ⁻⁴	27	10	-	-
Be-0,5%Ni	650	4,6.10 ⁻⁵	31,5	10	-	-
	700	1,5.10 ⁻⁴	33,8	10	-	-
	700	1,5.10 ⁻⁴	28,5	10	-	-
	600	1,5.10 ⁻⁴	33,9	10	-	-
Be-2%Ni	700	9,6.10 ⁻⁵	50	10	-	-
	700	1,5.10 ⁻⁴	63,5	10	-	-

Таблица 2 - Результаты изотермической деформации бериллия и его сплавов.

	700	1,5.10 ⁻⁴	73	10	-	-
	710	1,5.10 ⁻⁴	70	10	-	-
	700	1,4.10 ⁻¹	35	10	-	-
	800	1,5.10 ⁻⁴	53	10	-	-
Be-4%Ni	600	1,5.10 ⁻⁴	4	10	-	-
	800	1,5.10 ⁻⁴	3,6	10	-	-
Be-1%Nb	750	9,6.10 ⁻⁵	70	10	-	-

Для выяснения структурных изменений, протекающих в процессе сверхпластической деформации бериллия, образцы нелегированного высокочистого бериллия испытывали при температуре 600 °C со скоростями деформации 9.6 · 10⁻⁵ сек⁻¹ и 9 · 10⁻³ сек⁻¹, периодически разгружали и изучали распределение деформаций, текстуру, размеры и форму зерен, а также напряжение течения и величину параметра *m*. Результаты измерений представлены на рис. 14-16.

При малых скоростях деформации (то есть в условиях сверхпластического течения) величина *m* слабо меняется вдоль рабочей длины образца (рис. 14 а), в то время как при обычных скоростях деформация локализуется в одном месте образца, где затем образуется шейка (рис. 14 б). Размеры зерна в процессе испытаний непрерывно увеличиваются. До деформаций ~15% $d_{\Box} = d_{\bot} = 12,9$ мкм (при $d_{0} = 10$ мкм) (рис. 15), При $\varepsilon_{\Sigma} = 30\%$ одновременно с появлением признаков скольжения в зерне наблюдается формоизменение зерен ($d_{\Box} = 15,8$ мкм, $d_{\bot} = 14$ мкм), которое усиливается с деформацией. Скорость роста зерна в недеформируемой части образца приблизительно на порядок меньше, чем в рабочей части.

Параметр *т* снижается с деформацией, причем наиболее сильный спад наблюдается в той области, где начинается рост зерен и скольжение внутри зерен. При ε_2 ≥30% величина *т* достигает насыщения. Напряжение течения в процессе испытаний возрастает вдвое (рис. 15). Дальнейшее деформирование приводит к усилению роста зерна, увеличению вклада дислокационного скольжения и совершенствованию текстуры деформации.

При растяжении образцов со скоростью $9 \cdot 10^{-3} ce\kappa^{-1}$ скольжение в зерне происходит уже в самом начале процесса и сопровождается сильным вытягиванием зерен в направлении деформации.

Относительно слабая исходная исходного материала после деформации с малой скоростью почти не меняется: максимальная интенсивность увеличивается незначительно (от 2,6 до 3,3 к.для полюса {0002} и от 1,4 до 2,2 к.для полюса {1010}).

Деформация со скоростью $9 \cdot 10^{-3} ce\kappa^{-1}$ приводит к значительному усилению текстуры. Интенсивность полюсов {0002} и $\{10\overline{10}\}$ возрастает вдвое и, кроме того, происходит резкий спад интенсивности отражений {0002} в области углов 0-60°, прилежащих к оси растяжения, что свидетельствует об интенсивном скольжении внутри зерен. Полюса $\{10\overline{10}\}$ выстраиваются под углом 60° к оси растяжения в результате призматического скольжения.



Рисунок 14 - Распределение деформаций вдоль длины образцов, испытанных при температуре 600 °С со скоростями $9.6 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$ (3, 4 и 5 циклы испытаний) (а) и $9 \cdot 10^{-3} ce\kappa^{-1}$ (1 и 2 циклы испытаний) (б).



Рисунок 15 - Зависимости напряжений течения σ_T , размеров зерна d_{\perp} , d_{\parallel} и параметров m_1 ($\dot{\varepsilon}_1 = 1.4 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$, $\dot{\varepsilon}_2 = 3.8 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$), m_2 ($\dot{\varepsilon}_1 = 3.8 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$, $\dot{\varepsilon}_2 = 9.6 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$) от средней деформации для образца, испытанного при 600 °C со скоростью деформации $\dot{\varepsilon} = 9.6 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$



Рисунок 16 - Угловое распределение интенсивности полюсов {0002} на разных стадиях деформации в центре (точка А, рис. 12) образцов, продеформированных при 600 °C со скоростями $\dot{\varepsilon} = 9 \cdot 10^{-3} ce\kappa^{-1}$ (слева) и $\dot{\varepsilon} = 9.6 \cdot 10^{-5} ce\kappa^{-1}$ (справа). о-недеформированный образец, 1-5 — циклы испытаний.

На рис. 16 показано изменение интенсивности полюсов {0002} на разных стадиях деформации образцов при температуре 600°С с разными скоростями. Поворот образцов при съемке осуществляли по схеме, представленной в верхней части рис. 16

а. Видно, что при деформации с большой скоростью текстура полностью меняется уже на первом цикле (2~40%), тогда как при малой скорости распределение полюсов слабо меняется даже после пятого цикла (2~80%, рис. 14). Более детальное исследование текстуроизменения в разных точках образцов, деформированных в разных условиях, позволило заключить, что снижение скорости деформации на два порядка позволяет снизить интенсивность текстуры на 200-300%. Этот эффект представляет большой практический интерес, так как формирование сильных текстур при обработке давлением сопровождается увеличением анизотропии свойств и снижении пластичности в направлении, перпендикулярном оси деформации. Для изучения возможности практического использования этого эффекта были проведены опыты по осадке металлокерамического горячепрессованного бериллия. Хотя такой металл по скоростной чувствительности напряжения течения уступает литому мелкозернистому, интенсивность текстуры деформации у него также резко снижается с уменьшением скорости осадки. После осадки при 700 °С со степенью обжатия 50% максимальная интенсивность полюсов базиса и призмы составляет соответственно 4,7R и 2,4R при *έ* =20 мм/мин и соответственно 2,7R и 1,6R при *έ* =0,02 мм/мин.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что на начальной стадии деформации в оптимальных условиях (T=600-650 °C, с ≤10-4 сек-1) мелкозернистый бериллий высокой чистоты ведет себя как типичный сверхпластичный материал: он обладает высокой чувствительностью К скорости деформации (m≥0,6), формоизменение зерен отсутствует, текстура почти не меняется, деформация оказывается однородной вдоль .длины образцов и связана со скольжением по границам зерен. Однако в процессе течения происходят существенные изменения структуры и свойств металла, приводящие к постепенному выходу материала из сверхпластичного состояния. Рассмотрим причины изменения поведения образцов в процессе деформации, а также возможные механизмы сверхпластического течения поликристаллического бериллия.

В процессе деформации бериллия в оптимальных условиях экспериментально обнаружены следующие изменения состояния образцов: 1 — увеличение размеров зерен; 2 — их формоизменение; 3 —появление линий скольжения внутри зерен; 4 — образование выделений у границ зерен.

1. Увеличение размеров зерен наблюдалось практически у всех образцов и при всех условиях испытаний (табл. 2). Однако, с ростом температуры и уменьшением скорости (увеличением продолжительности испытаний) этот эффект усиливается. Иттрий, хотя и замедляет рост зерен в бериллии при нагреве, оказывается неэффективным в условиях отжига под напряжением. Увеличение размера зерен в процессе испытаний приводит к уменьшению параметра *m* и росту напряжения

течения. При этом ($\sigma_T \sim d^2$ для объемной и $\sigma_T \sim d^3$ для граничной диффузии. Экспериментальные данные для бериллия (рис. 17) согласуются с первым соотношением. В результате увеличения напряжения при росте зерен уровень напряжений становится достаточным для инициирования дислокационного скольжения в зерне. При больших величинах среднего размера зерна *d* вклад дислокационного скольжения становится столь значительным, что напряжение начинает уменьшаться со временем (рис. 8).

Рост зерен в процессе деформации является основной причиной выхода бериллия из сверхпластичного состояния.

2. Формоизменение зерен также является следствием дислокационного скольжения. Вытягивание зерен в направлении деформации, происходящее одновременно с их ростом, затрудняет зернограничное скольжение и дополнительно способствует выходу материала из сверхпластичного состояния.

3. Развитие внутризеренного скольжения сопровождается деформационным упрочнением, снижением параметра *m* и ростом напряжений, необходимых для последующей деформации. Деформационное упрочнение приводит к образованию шейки на последней стадии деформации перед разрушением.

4. После испытаний образцов при температурах 600-700 °С наблюдаются выделения вдоль границ зерен (рис. 18), которые затрудняют скольжение по границам. Легирование бериллия примесями, образующими вторичные фазы, также затрудняет скольжение по границам и затрудняет сверхпластическое течение. Кроме того, выделения способствуют разрушению за счет образования трещин на межфазных границах.



Рисунок 17 - Зависимость $\lg \sigma(\lg d)$ для нелегированного бериллия. Т=700 °С, $\dot{\varepsilon} = 9.6 \cdot 10^{-5} ce \kappa^{-1}$.



Рисунок 18 - Выделения вдоль границ зерен после деформации бериллия при 600 °C. x20000.

Таким образом, все перечисленные факторы, действуя в одном направлении, приводят к нежелательному для сверхпластического течения изменению состояния материала и затрудняют длительное сверхпластическое течение бериллия.

Рассмотрим теперь механизмы сверхпластического течения бериллия. Диффузионная модель сверхпластического течения двухфазных сплавов впервые предложена А.А.Бочваром [8]. Среди многочисленных теорий сверхпластического течения, разработанных к настоящему времени, наибольшее признание получили 4 следующие модели:

1 — диффузионный крип; 2 — переползание дислокаций; 3 — скольжение по границам зерен; 4 — динамический возврат и рекристаллизация.

Проведенные нами исследования свидетельствует о сложной природе сверхпластического течения, которая не исчерпывается какой-либо одной из перечисленных моделей. Имеется по меньшей мере три группы теорий, учитывающих комплексный характер сверхпластического течения:

1 — скольжение по границам зерен в сочетании с диффузионным крипом; 2 — скольжение по границам зерен в сочетании с миграцией границ; 3 — скольжение по границам зерен в сочетании с переползанием дислокаций, а также более сложные комбинации перечисленных процессов.

Полученные в данной работе результаты не позволяют отдать предпочтение какой-либо из указанных моделей. Тем не менее, представляло интерес сопоставить экспериментальные результаты с расчетами, выполненными на основе использования теоретических соотношений между скоростью деформации и напряжением течения. Такие расчеты были выполнены для разных моделей сверхпластичности.

Экспериментальные данные для бериллия лучше всего соответствуют модели скольжения по границам зерен, аккомодируемого диффузионным крипом [15]:

$$\dot{\varepsilon} = 98 \frac{\Omega}{kTd^2} (\sigma - \frac{0.72\gamma}{d}) D_{\nu} (1 + \frac{\pi\delta}{d} \frac{D_{zp}}{D_{\nu}}), \qquad (2)$$

где Ω — атомный объем, γ — поверхностная энергия, δ — ширина границ, D_{zp} и D_{v} — соответственно коэффициенты граничной и объемной диффузии.

На рис. 19 представлены расчетные (по формуле 2) и экспериментально измеренные зависимости напряжения течения от скорости деформаций для мелкозернистого (*d* =10 мкм) поликристаллического бериллия. Хотя расчетные значения (0,9) оказываются выше экспериментально измеренных (~0,6-0,7), соответствие расчета и эксперимента можно признать удовлетворительным.

Другое важное обстоятельство, также подтверждающее применимость этой модели, заключается в удовлетворительном соответствии между принятой в теории схемой перестройки зерен (рис. 20) и экспериментальными наблюдениями (рис. 21, 22).



Рисунок 19 - Расчетные и измеренные зависимости $\sigma(\hat{\varepsilon})$ для поликристаллического бериллия при температурах 600 и 700 °C.



Рисунок 20 - Схема перестройки зерен в процессе сверхпластического течения [15].









Рисунок 21 - Изменение структуры бериллия в процессе сверхпластической деформации, а — $\varepsilon = 8\%$, б — $\varepsilon = 16\%$, в — $\varepsilon = 38\%$, г — $\varepsilon = 63\%$.



Рисунок 22 - Схема изменения расположения зерен при сверхпластическом течении (см. рис. 21).

Согласно модели Эшби-Верралла (рис. 20), 4 зерна, двигаясь в процессе деформации в указанных стрелками направлениях, перестраиваются за счет скольжения по границам, из положения *а* в положение *в*. Здесь наиболее существенно, что в таком процессе зерна меняют своих соседей без формоизменения.

Анализ микроскопических снимков на разных стадиях деформации (рис. 21 и схема на рис. 22) показывает, что при сверхпластическом течении действительно происходит «разбегание» зерен, выстроенных вдоль оси деформации (зерна 11,15) и сближение зерен, выстроенных поперек оси деформации (зерна 12,19). Более детально этот процесс описан нами в монографии [16].

Таким образом, в данной работе авторами впервые установлено следующее:

Мелкокристаллический бериллий высокой чистоты способен к сверхпластическому течению в области температур 600-700 °С и скоростей деформации с́ ≤ 10⁻⁴ сек⁻¹. Однако, в процессе сверхпластического течения вследствие роста зерен и образования выделений на границах зерен вклад скольжения по границам уменьшается, а скольжения в зерне — возрастает, и материал постепенно выходит из сверхпластического состояния. Легирование бериллия иттрием, никелем, медью и ниобием не сопровождается замедлением роста зерен и приводит к снижению параметра *m* и деформации до разрушения.

Уменьшение скорости деформации, помимо улучшения пластичности и снижения напряжений, сопровождается резким ослаблением текстуры деформации. Последний эффект наблюдается даже у несверхпластичного металлокерамического бериллия. Подчеркнем, что этот результат представляет самостоятельный интерес в связи с проблемой снижения интенсивности текстуры при деформации бериллия и лег в основу разработки нами способа получения бестекстурных заготовок путем обработки давлением.

В заключение отметим, что нами были определены условия формирования ячеистой структуры при различных видах обработки давлением бериллия и его сплавов в широком интервале температур степеней деформация и режимов последующей термообработки. В отличие от металлов с ОЦК и ГЦК решетками, при деформации бериллия наряду с образованием ячеек происходит непрерывное увеличение плотности дислокаций внутри них, что ведет к заметному повышению величины T_x в деформированном состоянии. Ячеистая структура при деформации начинает образовываться при температурах обработки 400 °C и выше, а в условиях экструзии — приблизительно при 300 °C.

Отжиг деформированного в обычных условиях бериллия сопровождается рассасыванием дислокационных скоплений с одновременным ростом ячеек. Наличие примесей в виде выделений способствует стабилизации ячеистой структуры при отжиге материала.

Для преодоления неблагоприятных особенностей образования ячеек с высокой плотностью дислокаций внутри них предложены новые виды обработок бериллия, позволяющие понизить величину T_x и повысить пластические и прочностные характеристики бериллия одновременно:

1 — кратковременные (~1—3 мин) высокотемпературные (850-900 °C) отжиги металла после деформации;

2 — высокотемпературная (~900 °С) высокоскоростная деформация;

3 — отжиги в режиме старения (600 °C).

В результате указанных обработок удалось повысить механические свойства бериллия от 30-40 до 100% и снизить величину Т_x на десятки градусов. Найдены оптимальные режимы термообработки чистого бериллия и сплавов на его основе после различных видов обработки давлением.

Сделан анализ особенностей формирования ячеистой структуры в бериллии по сравнению с другими хорошо изученными металлами с кубической структурой. Обнаружен ряд существенных различий в их поведении при деформации.

Предложен способ программированной механико-термической обработки бериллия, позволяющий уменьшить размер зерна (ячеек) до 5-10 мкм. Изучены механические свойства ультрамелкозернистого металла, которые в 1,5 раза превосходят характеристики бериллия с обычным размером зерна. Способ позволяет получать слаботекстурированный квазиизотропный материал. Показано, что величина T_x и пластические характеристики мелкозернистого бериллия высокой чистоты определяются характером текстуры. Преобладание базисного скольжения над призматическим сопровождается существенным увеличением величины T_x .

Впервые обнаружена сверхпластичность мелкозернистого бериллия. Определены характеристики сверхпластического течения нелегированного металла и сплавов на его основе. Оптимальные условия сверхпластического течения следующие: температура 600-650 °C, скорость деформации

≤10⁻⁴ сек⁻¹. Легирование бериллия Y, Ni, Cu и Nb неблагоприятно отражается на характере его сверхпластического течения.

Вследствие роста зерен и образования выделений по границам зерен в процессе сверхпластической деформации скоростная чувствительность напряжений снижается, напряжение течения возрастает, вклад дислокационной пластичности увеличивается и материал в процессе деформации постепенно выходит из сверхпластического состояния. При деформациях ~200% на деформируемых образцах начинает образовываться шейка и затем происходит обычное разрушение. Интенсивность роста зерен увеличивается по мере их измельчения, а также — с ростом температуры испытаний и приложенных нагрузок.

На основе сопоставления экспериментальных данных с теоретическими моделями сверхпластичности и количественных оценок высказаны суждения о возможных механизмах высокотемпературной деформации бериллия.

Список литературы:

[1] Папиров И.И., Николаенко А.А., Тузов Ю.В., Физика бериллия, М., НИЯУ МИФИ, 2015, 368 С.

[2] Мильман Ю.В., Физическая природа структурной чувствительности механических свойств тугоплавких металлов. Диссертация на соискание ученой степени доктора физико-математических наук ИМФ АН УССР, 1973.

[3] Папиров И.И., Бериллий — конструкционный материал, «Машиностроение», М. 1975.

[4] Daumas R. e.a., Conference Internationale sur la Metallurgia du Beryllium, Press Universitaires de France, P., 1965, p. 405.

[5] Bort C.I., Moore A., In: «Metallurgy of Beryllium», Chapman and Hall, L., 1963, p. 237.

[6] Папиров И.И., Тихинский Г.Ф., Физическое металловедение бериллия, Атомиздат, М., 1968.

[7] Папиров И.И., Тихинский Г.Ф., Пластическая деформация бериллия, Атомиздат, М., 1973.

[8] Бочвар А.А., Свидерская З.А., Изв. АН СССР, ОТН, 1945, №9, стр. 821.

[9] Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А., Сверхпластичность: материалы, теория, технологии. Серия «Синергетика: от прошлого к будущему», М.: Комкнига, 2005, 320 с.

[10] Ивенс А., Роулингс Р., В сб. «Термически активированные процессы в кристаллах», вып. 2, «Мир», М., 1973, стр. 172.

[11]. Weertman J., J. Appl. Phys., 1955, V. 26, p. 1213; 1957, V. 28, p. 210.

[12] Herring C., J. Appl. Phys., 1950, V. 21, p. 437.

[13] Coble R.L., J. Appl. Phys., 1963, V. 34, p. 1679.

[14] Карпов Е.С., Папиров И.И., Тихинский Г.Ф., Скольжение по границам зерен в бериллии, МиТОМ, 1975, № 6, стр. 40.

[15] Ashby M.P., Verrall R.A., Acta Met., 1973, V. 21, p. 149.

[16] Папиров И. И., Стоев П. И., Николаенко А. А. и др., Пластичность и сверхпластичность бериллия, М., МИССИС, 2014, 228 с.

Глава 4 ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В.

Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича НАН Украины, г. Киев, Украина, yuly.milman@gmail.com

1. Введение

Измерение микро-твердости, макро-твердости и нано-твердости широко используется для оценки механического поведения материалов как в исследовательской практике, так и для контроля деталей в промышленности. При этом твердость (по Бринелю, Виккерсу, Роквеллу) используется как самостоятельная характеристика материала без обсуждения ее физической природы и связи с свойствами, определяемыми при стандартных механических механическими испытаниях (растяжение, сжатие и др.). Между тем, твердость по Мейеру HM=P/S (где Р – нагрузка на индентор, S – площадь проекции отпечатка твердости на исходную поверхность образца) имеет четкий физический смысл как среднее контактное давление. Использование этой величины при измерении твердости пирамидальными или коническими инденторами позволило в последние годы разработать теорию и методику определения предела текучести и пластичности материалов. При этом в расчетах используются также характеристики упругости материалов: модуль Юнга и коэффициент Пуассона.

В предлагаемой главе дан обзор теоретических работ, посвященных этой проблеме, и описаны достаточно простые методики определения предела текучести и пластичности, которые могут быть использованы для существенного увеличения результативности методики индентирования. В качестве примера приведены результаты определения предела текучести и пластичности ряда материалов методом индентирования. Отмечается, что методика индентирования алмазными инденторами, в отличие от стандартных методов испытания, позволяет на небольшом шлифе получить комплекс механических свойств в широком интервале температур (-196...+1000 °C). Методом индентирования оказывается возможным характеризовать пластичность и определить предел текучести материалов хрупких при стандартных механических испытаниях, а также определять механические свойства покрытий и тонких слоев.

2. Определение предела текучести

После выхода работы Д.Тэйбора [1] общепринято, что твердость по Мейеру НМ связана с пределом текучести о_S простым соотношением

$$\sigma_{\rm S} = {\rm HM/C}\,,\tag{1}$$

где С – параметр Тэйбора. Эта формула является основой для расчета предела текучести по величине твердости.

Современные так называемые ядерные модели индентирования, в которых рассматривается внедрение сферического ядра деформации в упруго-пластическую среду, позволяют рассчитать параметр С и, следовательно, определить предел текучести [2-9]. Авторы считают, что наиболее успешной является ядерная модель Джонсона, усовершенствованная в работах [8, 9]. На этой модели мы остановимся более подробно. Основой модели Джонсона является решение Хилла [10] для задачи расширения сферической полости в упруго-пластической среде с условием течения Мизеса и в предположении отсутствия трения в области контакта. В работах [8, 9] в дополнение к модели Джонсона [2, 3] учитывается упругое обжатие материала, из которого формируется ядро при индентировании. Учитывается также изменение угла при вершине индентора вследствие его упругой и даже пластической [8] деформации.

Кроме того, предполагается, что поверхность контакта индентора и плоского образца после деформации является такого же типа, как поверхность индентора: сферической, если индентор имеет сферическую поверхность; конической, если индентор имеет коническую поверхность; пирамидальной, если индентор имеет пирамидальную поверхность, и т.д. После разгрузки, которая предполагается упругой, поверхности индентора и образца обладают тем же свойством, т.е. они являются поверхностями того же типа, что и индентор, и в начале повторного нагружения касаются в одной точке.

2.1. Уравнения и схема модели индентирования

На рис. 1 в сферической системе координат $0r\theta\phi$ дана схема модели контактного взаимодействия конического индентора и образца в рамках усовершенствованной модели Джонсона, в которой образуется гидростатическое ядро радиуса "с". Пунктиром показан недеформированный индентор и приняты обозначения: ψ – величина угла между поверхностью индентора и его осью после деформации под нагрузкой; $0 \le r \le c$ – область ядра; $c \le r \le b_s$ – шаровой слой образца, где произошли упруго-пластические деформации; $r \ge b_s$ – область упругой деформации образца.

При непрерывном внедрении упругого индентора ядро увеличивается за счет материала упруго-пластической зоны образца. Это происходит на его границе, где материал этой зоны обжимается давлением ядра большим, чем давление в упругопластической зоне (при переходе через границу ядра происходит скачок давления и объемной деформации; скачок делают и сдвиговые напряжения, которые в гидростатическом ядре отсутствуют). При таком внедрении материал упругопластической зоны дополнительно уплотняется на границе ядра давлением 2

 $\Delta p_S = rac{2}{3} \sigma_S$ (обусловленным скачком давления Δp_S на этой границе) и

присоединяется к материалу ядра.



Рисунок 1 - Схема взаимодействия индентора и образца под нагрузкой Р в сферической системе координат 0г $\theta \phi$, $HM = P/(\pi c^2)$ [9]

В [9] в рамках усовершенствованной модели Джонсона для определения предела текучести σ_s получена система трех трансцендентных уравнений с тремя неизвестными z, σ_s и x:

$$z = ctg\psi = ctg\gamma_i - \frac{2HM \cdot (1 - v_i^2)}{E_i},$$
(2a)

$$\begin{cases} (1 - \theta \sigma_{\rm S}) \cdot (x^3 - \alpha) = \frac{\beta}{\sigma_{\rm S}} z, \end{cases}$$
^(2b)

$$\left(\frac{2}{3} + 2\ln x\right) - \frac{HM}{\sigma_S} = 0.$$
 (2c)

При этом использованы обозначения: $\alpha = \frac{2(1-2\nu)}{3(1-\nu)};$ $\beta = \frac{E}{6(1-\nu)};$

$$\theta = \frac{2(1-2\nu)}{E}$$
; Е, v и Е_i, v_i – модули Юнга и коэффициенты Пуассона образца и

индентора соответственно; х – соотношение радиуса зоны упруго-пластической деформации под индентором b_s и радиуса отпечатка твердости с, $2\gamma_i$ – угол при вершине конического индентора.

2.2. Средние линейные деформации в области контакта и особенности расчета при применении пирамидальных инденторов

В рассматриваемой модели определены средние в области контакта инденторобразец линейные деформации в направлении приложенной силы P, что необходимо для ряда расчетов, например, для определения характеристики пластичности $\delta_{\rm H}$ (см. раздел 3).

Для пластической линейной деформации ε_p в [10] получено соотношение:

$$\varepsilon_{\rm p} = \ln \sin \gamma_{\rm SR} = -\ln \sqrt{1 + {\rm ctg}^2 \gamma_{\rm SR}} \ . \tag{3}$$

Здесь _{узк} – угол при вершине отпечатка твердости после его разгрузки и упругой релаксации.

$$\operatorname{ctgy}_{\mathrm{SR}} = \operatorname{ctg\psi} - \frac{2\operatorname{HM}(1-\nu^2)}{\mathrm{E}}.$$
 (4)

Упругая линейная деформация ϵ_e описывается соотношением

$$\epsilon_{\rm e} = -\frac{{\rm HM}}{{\rm E}} (1+\nu)(1-2\nu).$$
(5)

Это соотношение может рассматриваться как закон Гука при индентировании.

Полная средняя в области контакта, линейная деформация ϵ_t в направлении силы Р определяется как:

$$\varepsilon_{\rm t} = \varepsilon_{\rm e} + \varepsilon_{\rm p} \,. \tag{6}$$

Предел текучести σ_S , определяемый при индентировании в соответствии с Д.Тэйбором [1], соответствует напряжению течения при средней степени деформации ε_t на контактной площадке индентор – образец. При индентировании материалов пирамидальными или коническими инденторами важной особенностью процесса деформации является подобие отпечатков твердости при изменении нагрузки на индентор, что позволяет считать, что угол ψ и, следовательно, общая деформация на контактной площадке $\varepsilon_t \approx \text{const.}$ Так, для индентора Виккерса $\varepsilon_t \approx 7,6$ %.

Рассмотренная в [8, 9] модель внедрения индентора представлена для случая внедрения конуса с углом при вершине 2_{γi}. Переход от пирамидальных или сферических инденторов к эквивалентному коническому (и наоборот) может быть выполнен с использованием условия равенства площадей проекций отпечатков, оставляемых разными инденторами при одинаковом объеме внедрения (одинаковой глубине внедрения для пирамидальных и конических инденторов). Это условие приводит к следующему соотношению между углами заострения эквивалентных конических, пирамидальных (трех- и четырехгранных) и сферических инденторов:

$$\operatorname{ctg}_{i} = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \operatorname{ctg}_{V} = \sqrt[4]{\frac{\pi}{27}} \operatorname{ctg}_{B} = \frac{3}{4} \frac{a}{R}, \qquad (7)$$

где γ_i , γ_V , γ_B – углы заострения инденторов: конических, четырехгранных (например Виккерса, $\gamma_V = 68^\circ$) и трехгранных (например Берковича, $\gamma_B = 65^\circ$) соответственно; а/R – отношение радиуса отпечатка к радиусу сферического индентора.

2.3. Сопоставление радиуса упруго-пластической зоны b_s с дислокационной структурой вокруг отпечатка твердости

Поскольку ядерная модель индентирования Джонсона разработана в рамках механики сплошной среды без учета дислокационных представлений, в [9] проведено сопоставление радиуса упруго-пластической зоны b_s, рассчитанной в рамках методик Джонсона для монокристалла молибдена с дислокационной розеткой вокруг отпечатка твердости, выявленной методом ямок травления (рис. 2). Как видно из рисунка рассчитанные значения b_s удовлетворительно согласуются со средним значением площади, в которой произошла пластическая деформация и увеличивалась плотность дислокаций. Особенно четкое соотношение b_s и площади с повышенной плотностью дислокаций наблюдается при отсутствии анизотропии подвижности дислокаций (рис. 26).



Рисунок 2 - Дислокации вокруг отпечатка твердости в монокристалле Мо (001), выявленные методом ямок травления. Окружности радиуса b_s наложены на дислокационные розетки: a) t = 20 °C, HM = 1,998 ГПа, b_s = 47,7 мкм; б) t = 300 °C, HM = 1,026 ГПа, b_s = 87,2 мкм [9]

2.4. Результаты определения предела текучести и параметра Тэйбора С по усовершенствованной модели Джонсона

В [9] методом индентирования проведено определение предела текучести, параметра Тэйбора С, относительной величины зоны упруго-пластической деформации $x = b_S/c$ (см. рис. 1) и характеристики пластичности δ_{H} (см. раздел 3) для металлов с различной кристаллической структурой и различным характером межатомной связи.

При этом изучены нелегированные поликристаллические и монокристаллические металлы с ГЦК, ОЦК и ГПУ решетками; ряд интерметаллидов (Al₃Ti, Al₆₁Cr₁₂Ti₂₇ и Al₆₆Mn₁₁Ti₂₃); монокристаллы тугоплавких карбидов (WC, NbC, TiC, ZrC, SiC) и ковалентных кристаллов Si и Ge и частично ковалентных Al₂O₃ и LaB₆; аморфные сплавы (Fe₈₃B₁₇, Fe₄₀Ni₃₈Mo₄B₁₈ и Co₅₀Ni₁₀Fe₅Si₁₂B₁₇) и квазикристаллы (Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ и Al₇₀Pd₂₀Mn₁₀). Исследование проведено также для сталей (0,45 и 0,8 %C) и сплава алюминия (5083).

Расчеты выполнены с использованием системы уравнений (2).

Некоторые полученные в [9] результаты представлены в табл. 1. В табл.1 материалы расположены по мере убывания характеристики пластичности $\delta_{\rm H}$ (см. раздел 3). Одновременно снижаются значения параметра Тэйбора С и относительной ширины зоны упруго-пластической деформации х. При этом наблюдается тенденция к увеличению предела текучести $\sigma_{\rm S}$. Ковалентные кристаллы Si и Ge несколько выделяются из общей схемы в связи с фазовым переходом полупроводник – металл при индентировании.

рассчитанные по разраобтанной ядерной модели индентирования (С, оз, он, х)							
Материалы		НМ, ГПа	Е, ГПа	С	σ _s , ΓΠα	δ_{H}	х
	AI	0,1728	71	4,02	0,043	0,99	5,33
п цк металлы	Cu	0,486	130	3,74	0,13	0,98	4,47
	Fe	1,512	211	3,02	0,50	0,95	3,29
	W (001)	4,32	420	2,73	1,58	0,92	2,80
	Ti	1,1124	120	2,93	0,38	0,95	3,09
	Mg	0,324	44,7	2,94	0,11	0,95	3,3
Интерметаллилы	$AI_{66}Mn_{11}Ti_{23}$	2,2032	168	2,42	0,91	0,87	2,42
интерметаллиды	Al₃Ti	5,3352	156	1,67	3,19	0,76	1,65
AMC	$Fe_{40}Ni_{38}Mo_4B_{18}$	7,992	152	1,25	6,39	0,62	1,34
Квазикристалл	$AI_{70}Pd_{20}Mn_{10}$	7,56	200	1,55	4,88	0,71	1,55
Тугоплавкие соединения	WC (0001)	18,036	700	1,89	9,56	0,81	1,84
	NbC (100)	25,92	550	1,22	21,26	0,54	1,32
	ZrC (100)	23,76	410	1,06	22,48	0,46	1,22
Ковалентные	Ge (111)	7,776	130	1,1	7,06	0,49	1,24
кристаллы	Si (111)	11,34	160	0,96	11,84	0,42	1,16

Таблица 1 - Механические характеристики материалов (HM, E, ν_S) и характеристики, рассчитанные по разработанной ядерной модели индентирования (C, σ_S, δ_H, x)

3. Определение характеристики пластичности δ_н

В физике прочности пластичность материалов рассматривается как их фундаментальное свойство наряду с прочностью.

Слово пластичность происходит от греческого слова plastikós – годный для лепки, податливый.

В современной физике пластичность рассматривается как склонность материала подвергаться остаточным деформациям под нагрузкой. При этом в результате пластической деформации необратимо изменяются размеры и форма образца [11-14].

Между тем, на практике пластичность обычно характеризуют удлинением до разрушения при испытании на растяжение δ или поперечным сужением до разрушения ψ . Эти параметры материала имеют большое практическое значение, однако они слабо соответствуют приведенным выше определениям пластичности, т.к. они определяют условия перехода от пластической деформации к разрушению, и не всегда коррелируют с приведенным выше определением.

В [15, 16] отмечается, что параметры δ и ψ определяются не только пластичностью в приведенном выше смысле (податливость материала и свойство сохранять деформацию после снятия нагрузки), но еще, по крайней мере, двумя условиями: соотношением между напряжением течения и разрушающим напряжением, а также деформационным упрочнением.

Для большого количества современных материалов величина $\delta = 0$ и не может характеризовать их механическое поведение. Отсутствие количественной, легко определяемой экспериментально физической характеристики пластичности, привело к тому, что до недавнего времени отсутствовала физическая теория, связывающая экспериментально определяемые характеристики пластичности материала δ и Ψ с такими важными параметрами как температура и скорость деформации, а также со структурными факторами (плотность дислокаций, размер зерна и другие).

Сложившаяся ситуация сделала целесообразным введение новой характеристики пластичности, удовлетворяющей приведенному выше физическому определению. Такая характеристика пластичности была предложена в [15] в виде безразмерного параметра

$$\delta^* = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_t} = 1 - \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon_t},\tag{8}$$

где ε_P, ε_e и ε_t – соответственно пластическая, упругая и общая деформации.
Эта характеристика пластичности (которая, как видно из (8) определяется долей пластической деформации в общей упруго-пластической деформации) достаточно хорошо соответствует приведенному выше физическому определению пластичности. Действительно, доля пластической деформации в общей деформации характеризует способность материала к формоизменению, которое остается после снятия нагрузки. Рассматриваемая характеристика пластичности может быть определена при любых методах механических испытаний (растяжение, сжатие, изгиб) и, как показано в [15, 16], при индентировании и обозначается $\delta_{\rm H}$.

Учитывая зависимость пластичности и ее характеристики δ^* от деформации ε_t , сравнение пластичности различных материалов следует проводить при некоторой репрезентативной деформации $\varepsilon_t \approx const$. При этом ε_t должна быть достаточно большой (7÷10%), чтобы проявились пластические свойства. Естественно, что при стандартных методах испытания материалов на растяжение или сжатие такая характеристика может быть определена только для достаточно пластичных металлов. Между тем, условие $\varepsilon_t \approx const$ автоматически обеспечивается при индентировании материалов индентором в виде пирамиды, например, четырехгранной пирамиды Берковича, а степень общей деформации под этими инденторами находится в указанном выше интервале ($\varepsilon_t = 7,6\%$ для четырехгранного индентора Виккерса и $\varepsilon_t = 9,8\%$ для трехгранного индентора

При этом малый объем деформируемого материала и особый характер полей напряжения уменьшают склонность к макроскопическому разрушению [17]. Это делает возможным определять твердость и характеристику пластичности большинства материалов даже при криогенных температурах.

В [15, 16, 19] показано, что для пирамидального индентора характеристика пластичности может быть определена при индентировании как

$$\delta_{\rm H} = 1 - \frac{\rm HM}{\rm E \cdot \varepsilon_t} \left(1 - \nu - 2\nu^2 \right). \tag{9}$$

В частности, для индентора Виккерса, учитывая что $HV = HM \cdot \sin \gamma_i$, $\gamma_i = 68^\circ$ и $\epsilon_t = 7,6\%$, имеем:

$$\delta_{\rm H} = 1 - 14, 3 \cdot \left(1 - \nu - 2\nu^2\right) \frac{\rm HV}{\rm E} \,. \tag{10}$$

Для твердости по Берковичу, в которой используется трехгранный индентор с углом γ=65°:

$$\delta_{\rm H} = 1 - 10.2 \cdot \left(1 - \nu - 2\nu^2\right) \frac{\rm HM}{\rm E}.$$
 (11)

Из уравнения (8) видно, что характеристика пластичности δ^* является безразмерным параметром и может меняться от 0 (полностью упругая деформация) до 1 (при полностью пластическом поведении материала). В работе [18] показано, что параметр δ_H в некоторой степени коррелирует с удлинением до разрушения δ , определенным при испытании на растяжение при температуре несколько выше температуры хладноломкости T_x . Естественно, что при $T < T_x$ удлинение до разрушения $\delta \rightarrow 0$, тогда как δ_H имеет вполне определенные значения, характеризующие пластичность материала. На рис. 3 приведена температурная зависимость δ (полученная при испытании на изгиб, как удлинение до разрушения крайних растягиваемых волокон) и характеристики пластичности δ_H для твердого сплава WC-6%вес.Со по результатам, полученным в [18].



Рисунок 3 - Температурная зависимость удлинения до разрушения δ и характеристики пластичности при микроиндентировании δ_H для твердого сплава WC-6%вес.Со со средним размером зерна d = 1,3 мкм [18]

В работе [15] было также экспериментально установлено, что существует критическое значение δ_{Hcr} . Материалы, имеющие $\delta_{H} > \delta_{Hcr}$, пластичны при стандартных механических испытаниях на растяжение и изгиб ($\delta > 0$), а при $\delta_{H} < \delta_{Hcr}$ удлинение при испытаниях на растяжение δ обычно приближается к нулю. Для чистых однофазных материалов $\delta_{Hcr} \approx 0.9$, а для композитов и в особенности для покрытий может быть ниже.

 $\delta_{\rm H}$ Введение характеристики пластичности впервые позволило классифицировать практически все материалы по их пластичности, что хорошо видно из табл. 1. Наибольшей пластичностью обладают ГЦК металлы, далее, по мере снижения δ_{H} , следуют ОЦК и ГПУ металлы. Для всех металлов в высокочистом и по возможности совершенном состоянии $\delta_{\rm H}$ > $\delta_{\rm Hcr}$, следовательно, они пластичны при растяжение. Следующую группу испытании на материалов составляют интерметаллиды, пластичность которых превышает пластичность других, приведенных в таблице материалов. Но уже для интерметаллидов при комнатной температуре обычно $\delta_{\rm H}$ < $\delta_{\rm Hcr}$. Еще меньшей пластичностью обычно обладают аморфные металлические сплавы, квазикристаллы, тугоплавкие соединения и чисто ковалентные кристаллы.

3.1. Характеристика пластичности δ_A, определяемая при инструментальном индентировании

Отметим еще, что подобная δ_{H} характеристика пластичности может быть

определена и при инструментальном индентировании (которое чаще используется при определении нанотвердости), при котором записываются кривые нагружения и разгружения в координатах «нагрузка на индентор Р – сближение индентора и образца h» (рис. 4) [19].



Рисунок 4 - Диаграмма нагружения пирамидальным индентором в координатах: нагрузка P – глубина проникания индентора h: h_e и h_p – упругое и пластическое перемещение; A_e и A_p – упругая и пластическая компоненты работы при инструментальном индентировании [19]

В этом случае характеристика пластичности

$$\delta_{\rm A} = \frac{A_{\rm p}}{A_{\rm t}} = 1 - \frac{A_{\rm e}}{A_{\rm t}},$$
 (12)

здесь A_p , A_e и A_t – соответственно, работа, затрачиваемая на пластическую, упругую и общую деформацию при внедрении индентора, причем $\,A_t = A_p + A_e\,.$ Соотношение

 $\frac{A_e}{A_t}$ может быть определено по соотношению площадей под кривыми разгружения и

нагружения (см. рис. 4).

Преимуществом характеристики δ_A является то, что при ее определении не требуется предварительное определение твердости, модуля Юнга и коэффициента Пуассона, что повышает точность определения этой характеристики.

Существенно, что значение δ_A , как показано в [19] хорошо коррелирует с параметром пластичности δ_H , который имеет четкий физический смысл, совпадающий с физическим определением пластичности.

3.2. Влияние структурных факторов на характеристику пластичности б_н

Сложный физический смысл удлинения до разрушения при испытании на растяжение δ не позволил за многие годы использования этой величины разработать теорию зависимости δ от структурных факторов, температуры и скорости деформации. Теория структурной чувствительности δ_H разработана в [15, 17, 19], используя представления о структурной чувствительности предела текучести. Поскольку новая характеристика пластичности δ_H пропорциональна -HM = C σ_S (где C – параметр Тэйбора [1], σ_S – предел текучести), то эти вопросы легко решаются для δ_H .

Так, если зависимость σ_{s} от размера зерна d описывается хорошо известным уравнением Холла-Петча $\sigma_{s}\!=\!\sigma_{o}+K_{y}d^{-1/2}$, то используя выражение (9) в [15, 19] получено

$$\delta_{\rm H} = \delta_{\rm Ho} - K_1 d^{-1/2}$$
, (13)
где $\delta_{\rm Ho}$ – пластичность монокристалла, а $K_1 = \frac{CK_y}{E\epsilon_t} (1 - v - 2v^2)$.

Уравнение (13) можно считать соотношением Холла-Петча для пластичности.

Для примера на рис. 5 показана зависимость $\delta_{\rm H}$ от размера зерна для наноструктурной меди (данные твердости по [21]) и $\delta_{\rm A}$ для наноструктурного железа [20], рассчитанные по (10).





$$\delta_{\,{\scriptscriptstyle \Lambda}}\,$$
для железа по [20]

Из рис. 5 видно, что линейная зависимость $\delta_{\rm H}$ и $\delta_{\rm A}$ от $d^{-1/2}$ наблюдается в соответствии с (13) при сравнительно больших размерах зерен (d>200 нм для Fe и d > 25 нм для Cu). При меньших размерах зерен вследствие проскальзывания по границам зерен, типичного для нанокристаллических материалов, наблюдается отклонение от закона Холла-Петча для пластичности. При малых размерах зерен $\delta_{\rm H}$ может даже увеличиваться.

В работе [22] уравнение (13) подтверждено при изучении влияния размера зерена в сплаве Ni-48,4AI на характеристику пластичности $\delta_{\rm H}$.

Если зависимость предела текучести от плотности хаотически распределенных дислокаций ρ описывается надежно установленным соотношением $\sigma_S = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho}$, где σ_0 – предел текучести бездислокационного кристалла, G – модуль сдвига, b – модуль вектора Бюргерса и α – константа, то в соответствии с [15]:

$$\delta_{\rm H} = \delta_{\rm H1} - K_2 \sqrt{\rho} , \qquad (14)$$

где $\delta_{\rm H1}$ - пластичность кристалла при ho=0, а

$$K_2 = \frac{C\alpha Gb}{E\varepsilon_t} \left(1 - \nu - 2\nu^2 \right).$$

Из приведенных соотношений видно, что характеристика пластичности $\delta_{
m H}$ снижается при росте плотности дислокаций и при уменьшении размера зерна. Из (9) следует, что $\delta_{
m H}$ снижается также при любом другом упрочнении, ведущем к росту HM.

3.3. Влияние температуры на характеристику пластичности δ_н

Экспериментальное определение температурной зависимости твердости материалов выполненное в [15, 17, 19, 23] дает возможность рассчитать и

проанализировать изменение характеристики пластичности $\delta_{\rm H}$ от температуры, что позволило сравнить зависимость $\delta_{\rm H}$ (T) с теоретическими представлениями.

Поскольку твердость, измеренная пирамидальными инденторами, соответствует напряжению течения при некоторой фиксированной степени деформации, то для описания температурной зависимости твердости целесообразно использовать теорию, описывающую условный предел текучести, а не критическое напряжение сдвига или нижний предел текучести.

В работах [17, 23] была использована теория условного предела текучести, развитая в [24, 25].

В частности, для интервала холодной деформации, при температуре T < T* (где T* – характеристическая температура деформации, ниже которой наблюдается интенсивный рост предела текучести и возможно явление хладноломкости [26]) получено соотношение [17, 19]:

$$\delta_{\rm H} = \delta_{\rm H} \left(0 \right) + \frac{\rm AT}{\rm VE} \ln \frac{\rm M}{\dot{\epsilon}} \,, \tag{15}$$

где $\delta_{\rm H}$ (0) – пластичность при 0 К,

$$\delta_{\rm H}(0) = 1 - \frac{\rm HM(0)}{\rm E\varepsilon_t} (1 - \nu - 2\nu^2) = 1 - \frac{\rm C\sigma_S(0)}{\rm E\varepsilon_t} (1 - \nu - 2\nu^2), \qquad (15a)$$
$$A = \frac{\rm Ck}{\varepsilon_t} (1 - \nu - 2\nu^2).$$

V – активационный объем,

ė́ – скорость деформации, k – константа Больцмана и М – константа материала.

Схема температурной зависимости пластичности δ_{H} , приведенная на рис. 6, построена по результатам работ [15, 17, 19, 23].



Рисунок 6 - Схема температурной зависимости пластичности δ_H в области холодной, теплой и горячей деформации. Схематически показано изменение при деформации зеренной и дислокационной структуры [17, 27]

На рис. 7-9 приведены некоторые экспериментальные данные по зависимости $\delta_H(T)$ для ОЦК металлов, карбидов тугоплавких соединений (рис. 8) и ковалентных кристаллов (рис. 9).



Рисунок. 7 - Зависимость характеристики пластичности $\,\delta_{H}\,$ от температуры для Cr, Mo и Nb.

Для Мо и Сг отмечены значения характеристической температуры Т* и температуры рекристаллизации T_r [23]



Рисунок 8 - Температурная зависимость характеристики пластичности $\delta_{\rm H}$ для тугоплавких соединений WC, NbC, ZrC и TiC [23]



Рисунок 9 - Температурная зависимость характеристики пластичности δ_H для монокристаллов Si, Ge и SiC [23]. . SiC монокристалл, плоскость (0001); 7 Si монокристалл, плоскость (111); □ Ge монокристалл, плоскость (111). Экстраполяция δ_H (T) из области дислокационного механизма

деформации выполнена для определения температур, при которых $\delta_{\rm H}$ = 0 при отсутствии в процессе индентирования фазового перехода в Si и Ge. Для SiC не принимается во внимание низкотемпературный участок, на котором ведущим механизмом формирования отпечатка является разрушение

На кривых зависимости $\delta_H(T)$, как и на температурной зависимости HM(T), можно различить три температурные области с различным характером зависимости $\delta_H(T)$. Это области холодной, теплой и горячей деформации [28, 29]. На кривых $\delta_H(T)$ эти три области наиболее четко проявляются для тугоплавких металлов с ОЦК решеткой (рис. 7). Границей между температурными интервалами холодной и теплой деформации является характеристическая температура деформации T*, а границей между температурными интервалами теплой и горячей деформации - температура рекристаллизации T_r. Особенности поведения $\delta_H(T)$ в различных температурных интервалах обсуждены в [17, 23]. Особенно существенным оказалось впервые изученное поведение пластичности в интервале холодной деформации (T < T*), т.к. в этом температурном интервале удлинение до разрушения $\delta \rightarrow 0$ для многих материалов, тогда как δ_H имеет вполне определенные значения, характеризующие пластичность материала.

Как видно из рис. 7-9 для всех материалов кроме ковалентных кристаллов, приведенных на рис. 6, в этом температурном интервале наблюдается резкое снижение $\delta_{\rm H}$ при уменьшении температуры. Причем в температурной области, примыкающей к 0 К, зависимость $\delta_{\rm H}({\rm T})$ имеет линейный характер, что соответствует выражению (15).

В соответствии с [28, 30] в интервале холодной деформации типичным является хаотическое распределение дислокаций. Дислокационные стопоры здесь нестабильные в связи с высоким уровнем внешних напряжений, и дислокационные границы практически не формируются. Деформационное упрочнение обусловлено взаимодействием подвижных дислокаций с дислокациями «леса» и в этом интервале наиболее сильное. Подвижность дислокаций в кристаллах со значительной долей ковалентной составляющей в межатомной связи определяется в основном термически активируемым преодолением барьеров Пайерлса и снижается при уменьшении температуры. По этой причине пластическая деформация при снижении температуры

затрудняется, твердость HM возрастает, а характеристика пластичности δ_{H} снижается.

В интервале теплой деформации формируется ячеистая дислокационная структура и зависимость $\delta_{\rm H}({\rm T})$ в этом интервале очень слабая. Для большинства

кристаллических однофазных материалов в этом температурном интервале $\delta_{\rm H}$ достигает значения 0,9 и несколько превышает его [15, 27]. В температурном интервале горячей деформации $\delta_{\rm H}$ повышается, приближаясь к максимальному

значению $\delta_{\rm H}$ =1, однако, даже для самых пластичных металлов остается несколько ниже 1.

3.4. Теоретическая пластичность при бездислокационном и дислокационном механизмах деформации

В развитие представлений о теоретической прочности кристаллов при бездислокационном механизме деформации в работе [27] было введено понятие теоретической пластичности. Недостаточное развитие физических представлений о пластичности при криогенных температурах и отсутствие до работы [27] понятия теоретической пластичности обусловлено несовершенством широко использовавшихся характеристик пластичности δ и ψ .

Теоретическая пластичность введена в [27] как пластичность идеального кристалла при достижении теоретической прочности на сдвиг и предполагается бездислокационный механизм сдвиговой деформации. Введение понятия теоретической пластичности представляется рациональным, поскольку только обе характеристики: прочность и пластичность могут адекватно характеризовать механическое поведение материала.

Предполагается, что твердое тело деформируется полностью упруго до достижения теоретической прочности σ_T , а затем развивается пластическая деформация без деформационного упрочнения.

Для расчета теоретической пластичности $\,\delta_{HT}\,$ в [31] было получено выражение:

$$\delta_{\rm HT} = 1 - \frac{22,8C\tau_t (1 - \nu - 2\nu^2)}{E},$$
(16)

где С – параметр Тэйбора, т_t – значение теоретической прочности на сдвиг, принято по книге [32].

Значения теоретической пластичности δ_{HT} приведены в табл. 2 в сравнении со значениями δ_H при 20 °C и δ_H при 0 К при дислокационном механизме деформации, если δ_H определяется с использованием индентора Виккерса. При этом $\delta_H(0)$ рассматривается как теоретическая пластичность при дислокационном механизме деформации.

Таблица 2 - Твердость НМ, модуль Юнга Е, коэффициент Пуассона ν , теоретическая прочность τ_t , теоретическая пластичность δ_{HT} при бездислокационном механизме деформации, $\delta_H(0) = \delta_{HTD}$ – теоретическая пластичность при дислокационном механизме деформации и δ_H при 20 ⁰С [31]

Материал	НМ при 20⁰С, ГПа	Е, ГПа	ν	_{δн} при 20ºС	δ _{нтд} = δ _н (0)	τ _t , ГПа	δ _{HT}
AI	0,16	70	0,35	0,988	0,976	0,90	0,78
Cu	0,90	130	0,343	0,961	0,935	1,20	0,85
Ag	0,03	29,5	0,38	0,995	-	0,77	0,76
Au	0,05	78	0,42	0,998	-	0,74	0,91
Zn	0,06	110	0,231	0,995	-	2,30	0,44
W	5,63	420	0,28	0,90	0,85	16,50	0,50
Fe	1,34	200	0,28	0,95	0,88	6,60	0,58
AI_2O_3	22,04	325	0,23	0,40	0,25	16,90	0,21

Из уравнения (16) видно, что теоретическая пластичность определяется тремя параметрами: величиной τ_t , модулем Юнга Е и коэффициентом Пуассона v. При этом снижение τ_t и увеличение Е и v приводит к росту теоретической пластичности.

В работе [23] показано, что характеристика пластичности при 0 К – δ_{H} (0) также является фундаментальной характеристикой материала. $\delta_{\rm H}$ (0) определяется в тех же условиях пластической деформации, что и напряжение Пайерлса-Набарро σп-н, потенциальных необходимое преодоления дислокацией барьеров для кристаллической решетки без помощи термических колебаний атомов, т.е. при 0 К. $\sigma_{\Pi-H}$ практически является теоретической прочностью при дислокационном механизме деформации, а $\delta_{\rm H}$ (0) может рассматриваться как теоретическая пластичность при дислокационном механизме деформации и обозначено нами $\delta_{\rm HTZ}$. Значение $\delta_{\rm H}$ (0) для большинства реальных материалов может быть определено экстраполяцией температурной зависимости $\delta_{
m H}$ на 0 К, поскольку теоретически (уравнение (15)) и экспериментально (рис. 7-9) показан линейный характер зависимости $\,\delta_{
m H}$ (T) [23].

Как видно из табл. 2, для всех материалов выполняется соотношение $\delta_{HT} < \delta_{HTД} < \delta_H$ (20 °C). Анализ проведенных результатов показывает, что любое упрочнение, связанное с повышением τ_t и структурным упрочнением материала приводит к снижению теоретической пластичности δ_{HT} и $\delta_{HTД}$. Только повышение модуля Юнга Е приводит не только к повышению теоретической прочности и напряжения Пайерлса-Набарро $\sigma_{\Pi-H}$, но и к одновременному увеличению теоретической пластичности δ_{HT} и δ_{HTD} .

4. Новая концепция параметра Тэйбора С – как показателя пластичности материалов

Для сталей и ряда других конструкционных металлических сплавов параметр Тэйбора в соотношении (1) находится в довольно узком интервале С = 2,8...3,1. Однако, как показано в [9], С значительно выше для чистых ГЦК металлов, а для керамики и других хрупких материалов С приближается к единице. Физический смысл константы С был раскрыт в [9]. В результате определения С и характеристики пластичности δ_H для материалов с различной кристаллической структурой и разным типом межатомного взаимодействия обнаружено, что величина хорошо коррелирует было С очень С характеристикой пластичности δ_{H} (рис. 10).

Одновременно δ_{H} также коррелирует с относительной шириной зоны упруго-пластической деформации (см рис. 1) x=b_s/c (рис. 11).







относительной шириной зоны упругопластической деформации х. Кривая построена по уравнению (17) при значениях z = 0,38 и v_s = 0,27 [9]

В [9] используя систему уравнений (2) и уравнение (10) получено теоретическое соотношение между $\delta_{\rm H}$ и х:

$$\delta_{\rm H} = 1 - \frac{2,21z \left(\frac{2}{3} + 2\ln x\right)}{x^3 - \alpha} \lambda, \qquad (17)$$
$$\lambda = \frac{1 - \nu - 2\nu^2}{1 - \nu} = 1 - 2\frac{\nu^2}{1 - \nu}.$$

где

Теоретическая кривая, полученная по этому уравнению, нанесена на рис. 11 и, как видно, она хорошо соответствует экспериментальным значениям. Из этого рисунка видно, что ширина зоны упруго-пластической деформации увеличивается с ростом характеристики пластичности. В [9] была также рассчитана теоретическая

зависимость C(δ_H). Для этого использованы уравнения (2d) и (10). Было получено соотношение

$$\delta_{\rm H} = 1 - \frac{2,21zC\lambda}{\exp(1,5C-1) - \alpha}.$$
 (18)

Теоретическая кривая, полученная из этого соотношения нанесена на рис. 10 и она также как теоретическая кривая на рис. 11 хорошо соответствует экспериментальным результатам.

Приведенные результаты позволяют ввести принципиально новую трактовку параметра Тэйбора С. Величина С однозначно определяется пластичностью материала – чем больше характеристика пластичности δ_H, тем выше значение С. Рис. 10 и приведенное выше (см. раздел 3). Критическое значение δ_{Hcr} = 0,9 (ниже которого пластичность при испытании на растяжение δ=0) дали основание ввести представление о критическом значении C_{cr} = 2,5. При C≤ C_{cr} – пластичность материалов при испытании на растяжение близка к нулю или равна нулю. Физическое объяснение связи С и HM с пластичностью также четко прослеживается из приведенных результатов. Чем пластичней материал, тем больше ширина зоны упруго-пластической деформации х.

При внедрении индентора пластическая деформация происходит не только под индентором, а в полусфере радиусом b_s , которая существенно превышает радиус отпечатка твердости с. Для обеспечения такой деформации давление на границе полусферы радиусом b_s должно быть равно пределу текучести σ_s . Следовательно, давление под индентором на сфере радиусом с должно быть существенно выше предела текучести, что и обуславливает повышенное значение С в пластичных материалах.

Приведенные результаты дают основание для представления о двойственном характере твердости HM, которая зависит и от прочностной характеристики σ_S и от пластичности материалов. HM пропорциональна σ_S, но коэффициент пропорциональности C определяется пластичностью материала.

5. Упрощенный метод расчета параметра Тэйбора С = ΗΜ/σ_s и предела текучести σ_s

Изложенные результаты позволили авторам [9] предложить очень простой метод определения параметра Тэйбора С и предела текучести σ_S . В этом методе характеристика пластичности δ_H рассчитывается по простой формуле (10), а параметр Тэйбора С рассчитывается по формуле (18). Или, что еще проще, С определяют по графику C(δ_H) (рис. 10). Затем предел текучести рассчитывают как $\sigma_S = HM/C$. Такая методика может использоваться на практике определения твердости в заводских лабораториях.

6. Использование характеристики пластичности δ_H и предела текучести σ_S , рассчитанного по величине твердости

Описанная методика позволяет определить σ_S и δ_H на тонких покрытиях, что невозможно сделать другими методами механических испытаний [33].

Важно также, что современные методики измерения твердости позволяют определять микротвердость и характеристику пластичности δ_H в широком температурном интервале, начиная от криогенных температур близких к 0 К и до температуры 1000 °C при использовании алмазного индентора и до 1350 °C – при использовании индентора из Al_2O_3 .

Для малопластичных материалов сочетание σ_S и δ_H , определенных методом индентирования, позволяет более полно характеризовать поведение материалов, чем только по величине твердости.

Известно, что подвижность дислокаций и механические свойства металлов коррелируют с их электронным строением [34]. Для керамических и других материалов

хрупких при стандартных методах определения механических свойств возможность изучения такой корреляции появилась после разработки методики определения σ_{s} и δ_{H} методом индентирования. В качестве примера приведем результаты работы [35], в которой показана корреляция числа свободных электронов в ковалентных кристаллах с характеристикой δ_{H} (рис. 12).



Рисунок 12 - Сравнение при комнатной температуре характеристики пластичности δ_н ковалентных кристаллов [35]

Также в работе [36] показано, что увеличение величины псевдопотенциала W_{111} для ковалентных кристаллов с решеткой алмаза коррелирует с характеристикой пластичности δ_{H} : чем больше W_{111} , тем ниже величина пластичности (рис. 13). Эти результаты хорошо соответствуют современным представлениям о влиянии электронной структуры на подвижность дислокаций в этих кристаллах [37-39].



Рисунок 13 - Зависимость характеристики пластичности б_н псевдопотенциала W₁₁₁ для ковалентных кристаллов [36]

После выхода статьи [15] и введения индекса пластичности PI, равного δ_A [40, 41] характеристика пластичности δ_H или δ_A широко используется в работах многих исследователей [35, 36, 42-45].

Можно с уверенностью сказать, что это направление будет интенсивно развиваться и далее, особенно для малопластичных материалов и покрытий.

Список литературы:

1. Tabor, D. The Hardness of Metals. – Oxford: Clarendon Press, 1951. – 130 p.

2. Johnson, K. L. The correlation of indentation experiments // J. Mech. Phys. Solids. – 1970. – Vol. 18. – P. 115 – 126.

3. Джонсон, К. Механика контактного взаимодействия. – Москва: Мир, 1989. – 510 с.

4. Tanaka, K. Elastic/plastic indentation hardness and indentation fracture toughness: the inclusion core model // J. Mater. Sci. – 1987. – Vol. 22. – P.1501 -1508.

5. Mata, M. A hardness equation for sharp indentation of elastic – power – low strain – hardening materials / M.Mata, M.Anglada, J.Alcala // Phil. Magazine A. – 2002. – Vol. 82, № 10. – P.1831-1839.

6. Kogut, L. Elastic-Plastic Contact Analysis of a Sphere and a Rigid Flat / L.Kogut, I.Etsion // Journal of Applied Mechanics. – 2002. – Vol.69. – P.657 – 662.

7. Song, Z. Elastic–plastic spherical indentation: Deformation regimes, evolution of plasticity, and hardening effect / Z.Song, K.Komvopoulos // Mechanics of Materials. – 2013. – Vol. 61. – P. 91–100.

8. Галанов, Б.А. Усовершенствованная ядерная модель индентирования и ее применение для измерения твердости алмаза / Б.А.Галанов, Ю.В.Мильман, С.А.Ивахненко, Е.М.Супрун, С.И.Чугунова, А.А.Голубенко, В.Н.Ткач, П.М.Литвин, И.В.Воскобойник // Сверхтвердые материалы. – 2016. – №5. – С.3-24.

9. Galanov, B.A. Application of the Improved Inclusion Core Model of the Indentation Process for the Determination of Mechanical Properties of Materials / B.A.Galanov, Yu.V.Milman, S.I.Chugunova, I.V.Goncharova, I.V.Voskoboinik // Crystals. – 2017. – Vol.7, No.3. – P.87-99. doi:10.3390/ cryst7030087 www.mdpi.com/journal/crystals.

10. Hill, R. The Mathematical Theory of Plasticity. - Oxford: Clarendon Press, 1985. - Vol.1.

11. Plasticity [Электронный ресурс]. – https://en.wikipedia.org/wiki/ Plasticity.

12. Орлов, А.Н. Пластичность / А.Н.Орлов, В.Р.Регель // Физический энциклопедический словарь. – Москва: Советская энциклопедия, 1965. – Т.4. – С.39.

13. Ильюшин, А.А. Пластичность / А.А.Ильюшин, В.С.Ленский // Физический энциклопедический словарь. – Москва: Советская энциклопедия, 1983. – С.547.

14. Ройтбурд А.Л. Физический энциклопедический словарь. – Москва: Советская энциклопедия, 1965. – С.548.

15. Milman, Yu.V. Plasticity characteristic obtained though hardness measurement (overview 107) / Yu.V.Milman, B.A.Galanov, S.I.Chugunova // Acta Met. Mater. – 1993. – Vol.41, No.9. – P.2523-2531.

16. Галанов, Б.А. Исследование механических свойств высокотвердых материалов методом индентирования / Б.А.Галанов, Ю.В.Мильман, С.И.Чугунова, И.В.Гончарова // Сверхтвердые материалы. – 1999. – №3. – С.23-35.

17. Milman, Yu.V. Plasticity characteristic obtained by indentation technique for crystalline and noncrystalline materials in the wide temperature range / Yu.V.Milman, S.I.Chugunova, I.V.Goncharova // High Temperature Materials and Processes. 2006. – Vol.25, No.1-2. – P.39-46.

18. Milman, Yu.V. Results from bending fests of submicron and micron WC-Co grades of elevated temperatures / Yu.V.Milman, S.Luyckx, V.A.Goncharuk, Y.T.Northrop // Intern J. of Refractory Metals and Hard Materials. – 2002. – Vol.20. – P.71-79.

19. Milman, Yu.V. Plasticity characteristic obtained by indentation // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2008. – Vol.41. – 074013, (9p.).

20. Yurkova, A.I. Structure and Mechanical Properties of Iron Subjected to Surface Severe Plastic Deformation by Attrition: II. Mechanical Properties of Nano- and Submicrocrystalline Iron. / A.I.Yurkova, Yu.V.Milman, A.V.Byakova // Russian Metallurgy (Metally). – 2010. – No.4. – P.258-263.

21. Cheng, S. Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu / S.Cheng, E.Ma, M.Y.Wang et al. // Acta Mater. – 2005. – Vol.53. – P.1521-1533.

22. Hoffmann, M. Elastic and plastic behavior of submicrometer-sized polycrystalline NiAl / M.Hoffmann, R.Birringer // Acta mater. – 1996. – Vol.44, No.7. – P.2729-2736.

23. Milman, Yu. Plasticity at absolute zero as a fundamental characteristic of dislocation properties / Yu. Milman, S. Chugunova, I. Goncharova // International Journal of Materials Science and Applications. – 2014. – Vol.3, No.6. – P.353-362.

24. Мильман, Ю.В. О физической природе температурной зависимости предела текучести / Ю.В.Мильман В.И.Трефилов // Механизм разрушения металлов, Киев: Наукова Думка, 1966. – С.59-76.

25. Milman, Yu. Physical nature of the temperature dependence of yield stress / Yu.Milman, V.I.Trefilov // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2010. – Vol. 49, iss. 7-8. – P.374-385.

26. Trefilov, V.I. Deformation and rupture of crystals with covalent interatomic bonds / V.I.Trefilov, Yu.V.Milman, O.N.Grigoriev // Prog.Crystal Growth Charact. – 1988. – Vol.16. – P.225-277.

27. Milman, Yu. Plasticity determined by indentation and theoretical plasticity of materials / Yu. Milman, S. Chugunova, I. Goncharova // Bulliten of the Russian Academy of Science: Physics. – 2009. – Vol.73, No.9. – P.1215-1221.

28. Мильман, Ю.В. Структурные аспекты теплой и холодной пластической деформации // МиТОМ. – 1985. – №6. – С.2-6.

29. Milman, Yu.V. Structure and mechanical properties of materials in the temperature ranges of cold, warm and hot deformation // Materials Science Forum. – 2003. – Vol.426-432. – P.4399-4404.

30. Gridneva, I.V. On the Mechanical Properties of Crystals with Covalent Bond / I.V.Gridneva, Yu.V.Milman, V.I.Trefilov // Phys.Status Sol. – 1969. – Vol.36 (59). – P.59-67.

31. Гончарова, И.В. Теоретическая пластичность материалов / И.В.Гончарова, Ю.В.Мильман, С.И.Чугунова // 5^в Межд.конференция, *H*igh*M*at*T*ech, 5 – 8 октября 2015 г., Киев, Украина. – С.256.

32. Келли, А. Высокопрочные материалы. – Москва: Мир, 1976. – 256 с.

33. Yeung, W.Y. A nanoindentation study of magnetron co-sputtered nanocrystalline terny nitride coatings / W.Y.Yeung, S.N.Dub, R.Wuhrer, Yu.V.Milman // Science of Sintering. – 2006. – Vol.38. – P.211-221.

34. Трефилов, В.И. Физические основы прочности тугоплавких металлов / В.И.Трефилов, Ю.В.Мильман, С.А.Фирстов. – Киев: Наукова Думка, 1975. – 315 с.

35. Shchurov, A.F. Band structure and low-temperature plasticity of covalent crystals / A.F.Shchurov, A.V.Kruglov, V.A.Perevoshchikov // Inorganic Materials. – 2001. – Vol.37, is.4. – P.349-353.

36. Shchurov, A.F. Relation between the plasticity index and the pseudopotential of covalent tetrahedral crystals / A.F. Shchurov, V.A. Perevoshchikov, A.V. Kruglov // Technical Physics Letters. – 1998. – Vol.24(5). – P.395-397.

37. Haasen, P. Atomic Theory of Fracture (New Topics in Foreign Science) [in Russian]. – Москва: Мир, 1987. – С.213-235.

38. Gilman, J. Flow of Covalent Solids at Low Temperatures // J.Appl.Phys. – 1975. – Vol.46. – P.5110-3.

39. Suzuki, T. Dislocation Dynamics and Plasticity / T.Suzuki, S.Takeuchi, H.Yoshinaga. – Berlin: Springer-Verlag, Berlin, 1991.

40. Sakai, M. The Meyer hardness: A measure for plasticity? // J. Mater. Res. – 1999. – Vol.14, No.9. – P.3630-3639.

41. Cheng, Y.-T. Relationships between hardness, elastic modulus, and the work of indentation / Y.-T.Cheng, C.-M.Cheng // J. Appl. Phy. Letters. – 1998. – Vol.73, No. 5. – P.614-616.

42. Boldt, P.H. A transmission electron microscope study of hardness indentations in MoS_2 / P.H. Boldt, G.C. Weatherly, J.D. Embury // J. Mater. Res. – 2000. – Vol.15(4). – P.1025-1031.

43. Бойко, В.Ф. Корреляционная зависимость поверхностной энергии металлов и карбидов от их пластичности - δ_H / В.Ф.Бойко, Т.Б.Ершова, А.В.Зайцев // Материаловедение. – 2011. – №12. – С. 22-24.

44. Фоменко, Л.С. Микромеханические свойства нанокристаллического титана, полученного криопрокаткой / Л.С.Фоменко, А.В.Русакова, С.В.Лубенец, В.А.Москаленко // Физика Низких Температур. – 2010. – Т.36, вып.7. – С.809-818.

45. Sharma, G. Indentation creep studies of iron aluminide intermetallic alloy / G.Sharma, R.V.Ramanujan, T.R.G.Kutty, N.Prabhu // Intermetallics. – 2005. – Vol.13. – P.47-53.

Глава 5 ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ УПРОЧНЕНИЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ТРЕНИИ В СРЕДЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННОЙ СМАЗКИ

Жорник В.И., Белоцерковский М.А., Кукареко В.А.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси г.Минск, Республика Беларусь, zhornik@inmash.bas-net.by

Введение

Работоспособность машин и механизмов в значительной степени определяется уровнем надежности их узлов трения, которая, в свою очередь, определяется триботехническими (износостойкими, антифрикционными) свойствами поверхностей трения. Существует широкий ряд технологий инженерии поверхности, направленных на нанесение покрытий или изменение структурно-фазового состояния поверхностных слоев с целью повышения износостойкости поверхности и снижение коэффициента трения в трибосопряжении, которые базируются на методах газотермического и ионновакуумного напыления, электрохимического и газофазного осаждения, лазерной и химико-термической обработки и др. [1–3]. При этом особенно перспективными представляются комбинированные методы инженерии поверхности, в которых сочетаются преимущества нескольких различных технологических приемов изменения структуры и свойств поверхности деталей машин. К числу подобных технологических подходов следует отнести, в частности, сочетание газотермического напыления покрытий с последующим их модифицированием методами химико-термической обработки или триботехнологии [4, 5].

Методы газотермического напыления, основанные на нагреве распыляемого материала до высокопластичного или расплавленного состояния, ускорении порошковых частиц или капель газовым потоком и последующем взаимодействии частиц (капель) с поверхностью детали с формированием на ней покрытия, различаются видом используемого источника нагрева (газовое пламя, плазма, электрическая дуга, энергия детонационной волны и др.), типом распыляемого материала (порошок, проволока, шнур и др.), химической природой наносимого покрытия (металлы, сплавы, керамики, полимеры, композиты на их основе). Существенным преимуществом газотермических методов напыления является широкий спектр возможного функционального назначения (антифрикционные, износостойкие, антикоррозионные, жаростойкие, декоративные и др.) наносимых покрытий и большой диапазон (от десятых долей до нескольких миллиметров) возможной толщины наносимых покрытий [2, 6].

Триботехнология – это направление в трибологии, предметом исследования и разработки которой являются технологические методы управления трибологическими характеристиками (антифрикционность, износостойкость) трибосопряжений. Триботехнология охватывает две крупные области приложения трибологии: а) изучение процессов формообразования деталей узлов трения, обработки материалов разрушающими и деформирующими методами во взаимосвязи с триботехническими характеристиками трибосопряжений; б) разработка технологических методов получения требуемых триботехнических характеристик поверхностей трения. Задача второй области приложения триботехнологии – управление триботехническими характеристиками поверхностей трения – решается, главным образом, путем разработки специальных методов модифицирующей упрочняющей обработки, реализующихся в процессе трибоконтактирования. При этом изменение свойств поверхностных слоев трущихся деталей достигается изменением структуры модифицированием химического состава материала в поверхностного слоя, поверхностном слое или сочетанием одного и другого факторов.

Триботехнология является новой перспективной технологической отраслью, направленной на повышение триботехнических свойств поверхностей трения и увеличение ресурса трибосопряжений. В основу триботех-нологии положен принцип преобразования разрушительного действия силы трения в созидательный процесс упрочнения и восстановления поверхностей трения, принцип управления процессами физико-химических превращений, происходящих на поверхности трения под термомеханическим воздействием при фрикционном контакте. Ее целью является формирование в поверхностном слое структур с пониженной энергией сдвига либо повышенным сопротивлением зарождению усталостных трещин, а также для восстановления изношенного поверхностного слоя.

Современная триботехнология располагает большим количеством технологических приемов, как используемых уже в течение многих десятилетий, так и разработанных в последние 10–15 лет, в числе которых наплавка трением, упрочнение поверхностно-пластическим деформирование, финишная антифрикционная безабразивная обработка (ФАБО), избирательный перенос [5, 7, 8].

Известен широкий класс металлоплакирующих смазочных материалов. содержащих в своем составе ультрадисперсные порошки мягких металлов или их химические соединения. Принцип действия этих смазочных материалов состоит в формировании на участках фактического контакта защитных пленок, которые, локализуя в себе сдвиговые деформации при трении, уменьшают силовое взаимодействие И интенсивность изнашивания сопряженных поверхностей. Триботехнология включает в себя способы восстановления поверхностей трения в режиме непрекращающейся эксплуатации с применением добавок к смазочным материалам, содержащих дисперсные природные слоистые силикаты. Применение подобных добавок способно обеспечить восстановление изношенных поверхностей с формированием на поверхностях трения металлокерамических покрытий, имеющих повышенную износостойкость[9, 10].

К триботехнологии следует также отнести технологические приемы повышения триботехнических свойств пар трения и увеличения ресурса трибосопряжений так методом трибомеханического модифицирования называемым поверхности, реализуемым на стадии их приработки пары трения в присутствии смазочных материалов, содержащих наноразмерные твердые компоненты [8, 11]. Твердые наноразмерные частицы, введенные в состав приработочной смазочной композиции, оказывают комплексное воздействие на трибосистему, увеличивая ее долговечность. С одной стороны, наночастицы улучшают реологические и трибологические свойства самого смазочного материала, увеличивая несущую способность смазочного слоя, повышая термостойкость смазочного материала, его коллоидную стабильность. С дрогой стороны, твердые наноразмерные частицы способны оказать положительное влияние на поверхность контактирующих тел, изменив их структурно-фазовое состояние в процессе фрикционного контакта. К числу процессов, положительно использовании влияюших на трибосистему при смазочных материалов с наноразмерными твердыми добавками, относятся: формирование разделительных слоев повышенной несущей способности, стабилизация реологических характеристик смазочного слоя в широком температурном диапазоне, уменьшение шероховатости поверхности трения, упрочнение поверхностных слоев. В результате, применение смазочных материалов, модифицированных твердыми наноразмерными добавками, обеспечивает интенсификацию приработочных процессов в трибосопряжениях, расширение диапазона температурно-нагрузочных режимов эксплуатации узлов трения и повышение их ресурса [1, 8].

Целью данной работы является рассмотрение процессов эволюции структурнофазового состояния поверхностных слоев стальных газотермических покрытий в результате трибомеханического модифицирования при взаимодействии пар трения в присутствии смазочного материала, содержащего наноразмерные компоненты, и установление взаимосвязи параметров процесса приработки с физико-механическими и триботехническими свойствами модифицированных стальных газотермических покрытий.

Материалы и методы исследований

Триботехнические испытания проводились в присутствии пластичных смазочных материалов двух типов: без твердых наноразмерных добавок и при их наличии в составе смазочного материала. В качестве смазочного материала была выбрана смазочная композиция на основе литиевой смазки Литол-24 с добавкой алмазно-графитовой шихты ША-А (ТУ РБ 100056180.003-2003) в различной концентрации (от 0,25 до 0,50 масс.%). Микроструктура дисперсной фазы пластичной смазки Литол-24 без добавок шихты ША-А и с добавкой шихты ША-А представлена на рисунке 1.





Рисунок 1 – Микроструктура дисперсной фазы пластичной литиевой смазки Литол-24 без шихты ША-А (а) и с добавкой шихты ША-А (б)

структурно-фазового Исследование состояния поверхностных слоев испытываемых образцов из различных материалов осуществлялось методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-3.0 в монохроматизированном СоКаизлучении. Съемка образцов осуществлялась при ускоряющем напряжении на рентгеновской трубке 30 кВ и анодном токе 10 мА. Запись интенсивности рассеянного рентгеновского излучения проводилась в режиме сканирования (по точкам) с фиксированным временем счета 10 с на точку. Шаг сканирования составляет 0,1°. Твердость поверхности трения определялась по Виккерсу при нагрузке 295 Н (30 кгс), микротвердость измерялась при нагрузке 0,24 Н на приборе ПМТ-3. Триботехнические испытания проводились на автоматизированном трибометре АТВП, работающем по схеме возвратно-поступательного перемещения и оснащенном устройством для регистрации коэффициента трения.

Измерение величины износа проводилось с использованием метода искусственных баз. Испытания проводились в среде исследуемых смазочных материалов при возвратно-поступательном перемещении образца цилиндрической формы размером \emptyset 10х8 мм, изготовленных из отожженной при 970 К (твердость 270 *HV* 30) стали 45 по пластинчатому контртелу, в качестве которого использовалась пластина размерами 90×30×3 мм, изготовленная из закаленной углеродистой стали У8 твердостью 800 *HV* 30. Для нанесения газотермических покрытий использовались проволоки диаметром $d_{np} = 1,5, 1,6, 1,8$ и 2,0 мм из различных сталей мартенситного и аустенитного классов. В качестве модельного варианта использовались образцы с покрытия из меди М1, нанесенные методом деформационного плакирования. Скорость перемещения образца относительно контртела в процессе испытаний составляла V = 0,15-35 м/с, номинальная удельная нагрузка находилась в пределах p = 10-60 МПа.

Методы модифицирования поверхностей трения обработкой в смазочных композициях

Трибомодифицирование поверхности трения путем осаждения металлических пленок из состава смазочного материала

Расширение нагрузочно-температурного диапазона работы узлов трения возможно при использовании смазочных материалов, содержащих в качестве

наполнителей или присадок порошки мягких металлов или их химические соединения. смазочные материалы относятся класси Подобные К так называемых металлоплакирующих смазок, и основной принцип их действия состоит В формировании на участках фактического трибоконтакта защитных металлических пленок, материал которых характеризуется низкой энергией сдвига и в которых при трибовзаимодействии локализуются сдвиговые деформации, обеспечивая тем самым снижение уровня силового взаимодействия контактирующих тел и уменьшение при изнашивания сопряженных поверхностей. В этом интенсивности качестве модифицирующих компонентов смазочных материалов выступают чаще всего мелкоили ультрамелкодисперсные порошки таких мягких металлов как медь, олово, свинец, цинк, кадмий, их сплавы или соли этих металлов [7]. При этом формирование защитных пленок может протекать либо через осаждение мелкодисперсного металлического компонента смазочного материала на поверхность трения (физический принцип), либо через химическое взаимодействие металла поверхности трения с маслорастворимыми металлсодержащими соединениями, входящими в состав смазочного материала (химический принцип).

Механизмы смазочного действия подобных смазочных композиций в значительной степени обуславливаются видом введенных в них присадок или наполнителей и нагрузочно-температурными условиями их применения, т.е. условиями эксплуатации узла трения. Чаще всего основную роль в снижении интенсивности изнашивания трущихся деталей отводят образованию на поверхности трения металлических пленок [12]. Однако в ряде работ повышенные трибологические свойства этих смазок объясняются появлением координационных соединений металлов, вводимых в смазочную среду или образующихся в процессе трения [13, 14], либо это связывается с синтезом в процессе трения металлополимерных пленок [13, 15].

По однородности состава металлоплакирующие смазки разделяются на два типа: гомогенные и гетерогенные. При этом гомогенные смазочные материалы содержат растворимые в базовой смазочной среде соединения металлов и реализуют химический механизм осаждения, а гетерогенные смазки в качестве добавок включены нерастворимые в масле наполнители в виде порошков металлов или их окислов, и в их присутствии наблюдается физическое осаждение защитных пленок. К положительным качествам гомогенных смазочных материалов следует отнести их неограниченную седиментационную устойчивость. В то же время практическое применение ограничено рядом требований, к числу которых следует отнести определенную скорость восстановления соединений металла в зоне трения, которая должно обеспечивать образование металлоплакирующей пленки, а также их обычно высокая коррозионная агрессивность по отношению материалам пары трения.

Гетерогенный вид структуры металлоплакирующих смазочных композиций применяется, как правило, в пластичных смазках, что обусловлено низкой седиментационной устойчивостью масляных дисперсий металлических порошков. Гетерогенные системы для жидкие смазочных композиции создаются С использованием металлических порошков (чаще всего медных) наноразмерной 10–100 дисперсности (размер частиц нм), причем только в присутствии стабилизирующей добавки, например, олеиновой кислоты.

Гомогенные металлоплакирующие смазочные содержащие материалы, соединения меди, применяются, главным образом, для пар трения типа «сталь – сталь» и «сталь – чугун». В этих парах трения железо выступает в качестве активного восстановителя меди на поверхности трения из его соединений, что обеспечивает формирование металлоплакирующей пленки. Однако эти составы обеспечивают возможность существенного снижения сил трения и интенсивности изнашивания и в других парах трения, например «сталь – медный сплав», посредством образования на поверхности трения защитных пленок на основе меди как по выше описанному механизму, так и за счет меди, входящей в состав медного сплава. При этом введение металлосодержащей присадки одновременно СО снижением интенсивности изнашивания может приводить иногда и к некоторому увеличению сил трения [16].

Противозадирные и противоизносные свойства – важнейшая характеристика смазок, применяемых в узлах с высокими контактными напряжениями и скоростями скольжения. Противоизносные свойства – это свойство смазки уменьшать износ поверхности в течение длительного периода трибоконтактного взаимодействия. Противозадирные свойства определяются способностью смазочного материала препятствовать заеданию и задирам поверхностей под действием высокой нагрузки. Противоизносные и противозадирные свойства гомогенных металлоплакирующих смазочных композиций при жестких режимах трения целесообразно рассматривать отдельно. Противоизносные свойства наиболее полно проявляются при относительно невысоких давлениях, в условиях, когда металлоплакирующие пленки способны длительно существовать на контакте без разрушения. Противозадирные свойства проявляются в очень жестких условиях трения, когда возможно разрушение органической основы смазочного материала. В промежуточной области условий трения, т.е. когда давление и температура на контакте велики, но не настолько, чтобы нарушался режим граничного трения, введение в базовую смазывающую среду растворимых соединений металлов, в частности меди, как правило, ухудшает ее противоизносные характеристики, но повышают противозадирные свойства.

Гетерогенные металлоплакирующие смазочные материалы используются, как правило, в парах трения «сталь – медный сплав» [13]. При трении подобных пар трения коэффициенты трения в базовой среде и соответствующем металлоплакирующем смазочном материале обычно различаются незначительно, а интенсивность изнашивания реагирует на вид смазочного материала более заметно. Введение порошка металла, например, меди, может как уменьшать, так и увеличивать силы трения [17].

При сравнении триботехнических свойств гомогенных и гетерогенных металлоплакирующих смазочных композиций, используемых в парах трения «сталь сталь» и «сталь – чугун» с результатами испытания гетерогенных смазочных материалов в парах трения «сталь – медный сплав» можно видеть следующую закономерность. Вне зависимости от вида металлсодержащего компонента добавки и, следовательно, от механизма образования металлоплакирующих пленок, последние хорошо защищая поверхность трения от износа, не обеспечивают существенного улучшения антифрикционных свойств трибосопряжения. Так, например, при скорости скольжения V = 0.8 м/с и удельной нагрузке p = 5 МПа в паре трения «сталь – чугун» в присутствии смазочной композиции, содержащей хлорид меди и диэтиленгликоль, коэффициент трения составляет порядка f = 0,10-0,12 [18], что соответствует уровню этого показателя для граничного трения. По всей видимости, в данном случае на антифрикционного действия металлоплакирующих эффективность смазочных материалов большое влияние оказывают механические характеристики сопряженных поверхностей вследствие неполного их разделения металлоплакирующей пленкой. Существенное снижение коэффициента трения (от f = 0,10-0,12 до f = 0,015-0,040) достигается и в паре трения «сталь – сталь», для чего необходимо обеспечить полное их разделение при формировании пленки толщиной в десяток микрометров [19].

Предельная несущая способность металлических пленок, образующихся при трении с использованием металлоплакирующих смазочных материалов в парах трения «сталь – сталь», также имеет определенные ограничения (порядка 15–20 МПа). Имеющиеся сведения об их работоспособности при более высоких давлениях обуславливается, по мнению авторов [13–15], свойствами самих металлоплакирующих пленок, а формированием на поверхностях трения полимероподобных структур, что имеет место, например, при наличии в смазочном материале органических металлокомплексов.

Однако не все смазочные материалы, содержащие в качестве присадок соединения металлов, можно отнести к металлоплакирующим составам. В частности, в качестве присадок к маслам наряду с солями или комплексными соединениями мягких металлов (меди, олова, цинка, кадмия и магния) могут вводиться также соединения хрома, никеля, железа и кобальта [11, 20]. Вполне очевидно, что пленки на основе этих металлов несущественно различаются по механическим свойствам от основного

материала пары трения, и, естественно, повышение трибологических характеристик таких трибоконтактов (снижение сил трения, повышение износостойкости) ни в коей мере не может быть обусловлено видом материала сформированной пленки. Вероятнее всего, причина положительного влияния пленок из этих металлов кроется в ее структурном состоянии (наличие пористости, дефектность тонкой структуры и т.д.).

В металлоплакирующих композициях наряду с добавками металлов или их соединений могут применяться также мелкодисперсные компоненты другой природы, обеспечивающие изменение состояние поверхности трения по различным механизмам триботехнических свойств на и повышенный уровень основе проявления синергетического эффекта. Так, в работе [11] описана металлоплакирующая присадка, содержащая, масс. %: железо ультрадисперсное – 3,0-4,0; алмаз ультрадисперсный – 0,7–1,0; индустриальное или моторное масло – остальное. В данном случае ультрадисперсные порошки металла и алмаза по-разному влияют на изменение поверхности трения, с одной стороны, формируя пленку мягкого металла, а с другой стороны, снижая шероховатость ее поверхности и упрочняя ее. Предлагаемая металлоплакирующая присадка используется в смазочных маслах, в частности, в антифрикционных металлоплакирующих смазочных композициях на основе масел, которые применяются в узлах трения различных машин и механизмов. Технический результат – повышение износостойкости пар трения и уменьшение коэффициента трения.

Механизм повышения триботехнических свойств пары трения в присутствии металлоплакирующих смазочных материалов может реализовываться не только через осаждение на поверхности трения металлической пленки с низкой энергией сдвига, но и проявляться в виде так называемого эффекта Ребиндера. Физическая природа этого явления состоит в проникновении жидких поверхностно-активных веществ в микропоры и трещины на поверхности твердых тел и облегчении их дальнейшего развития вследствие уменьшения работы образования новых поверхностей (снижения поверхностной энергии) [21]. В парах трения «сталь – сталь» эффект Ребиндера может проявляться, в частности, в присутствии смазочной композиции обеспечивающей формирование на поверхности трения медной пленки. Медьсодержащая пленка оказывает сильное пластифицирующее воздействие на стальную поверхность, однако в отличие от жидких поверхностно- и коррозионно-активных сред она может вызывать избирательный эффект пластифицирования, который проявляется исключительно в местах ее фактического контакта со сталью, т.е. без разупрочнения, подповерхностных материала. При трении поверхности контактируют между собой по слоев микровыступам профиля, в связи с этим наблюдается пластифицирование материала вершин микровыступов, и возникают предпосылки их сглаживания. Поэтому, наряду с вышеописанным механизмом повышения антифрикционных свойств через образование на поверхности трения металлической пленки или слоя комплексных соединений с особыми свойствами, другим фактором снижения сил трения в паре «сталь – сталь» при добавлении в смазочный материал металлических порошков является выглаживание металлических поверхностей трения.

Химический процесс формирования пленки плакирующего металла на поверхности трения может происходить как в результате восстановления ионов плакирующего металла железом материала пар трения, так и путем их восстановления с помощью собственных анионов смазочной среды. Восстановление ионов металла железом лежит в основе механизма действия большинства металлосодержащих присадок, предлагаемых для гомогенных металлоплакирующих композиций [13, 22]. Восстановление ионов металла смазочной средой, или собственным анионом более благоприятно сказывается на триботехнических характеристиках металлоплакирующих композиций, так как при этом уменьшается степень химического взаимодействия ионов металла с поверхностью трения, а, следовательно, снижается степень коррозионного воздействия на поверхность смазочной среды. В качестве иллюстрации высказанного положения можно привести пример использования солей двухвалентного олова (активного восстановителя для меди), вводимых в глицериновый раствор солей меди для улучшения противоизносных свойств и несущей способности формирующейся при трении пленки [23].

Следует отметить, что вне зависимости от природы химических реакций, приводящих к восстановлению металла на фрикционном контакте, в основе формирования пленок из гомогенных смазочных сред лежат процессы кристаллизации металла из растворов его солей или металлокомплексов. Эти процессы начинаются с появления зародыша новой фазы (кристаллита), после чего происходит его рост. Следовательно, по природе образования металлоплакирующие пленки дискретны, и их правомерно рассматривать как лиофобные (с большим избытком свободной поверхностной энергии) дисперсные системы, в которых дисперсной фазой являются частицы восстановленного металла, а дисперсионной средой – смазочный материал или продукты его трибопревращений. Как правило, триботехнические свойства этих формирующихся пленок, механизм проявления их трибологических свойств, целесообразно связывать прежде всего со свойствами дисперсных систем, зависящих как от дисперсной фазы, так и дисперсионной среды [15].

Образование на контакте свободно-дисперсной системы, состоящей ИЗ кристаллизующихся частиц металла, предопределяет слабое их энергетическое взаимодействие с поверхностью трения, что исключает длительное существование на контакте этих частиц, а, следовательно, и самой пленки. Поэтому при использовании металлоплакирующих материалов в парах трения «сталь – сталь», «сталь – чугун» для поддержания необходимой концентрации частиц восстановленного металла в зоне трения в случае образования свободнодисперсной системы нужно обеспечиты определенную скорость восстановления металла из смазочной среды [15]. В этих парах трения доминирующим процессом восстановления солей металла в зоне трения будет их контактное взаимодействие со сталью, которое сопровождается окислением эквивалентного количества железа. Поэтому для обеспечения условий устойчивости дисперсной системы при восстановлении солей металла из смазочной среды должно происходить интенсивное коррозионно-механическое изнашивание стальной является негативной характеристикой гомогенных поверхности трения, что металлоплакирующих добавок.

Основным недостатком пластичных смазок с металлоплакирующими компонентами является недолговечность дисперсной фазы смазки, в связи с чем применение добавок металлических порошков в антифрикционных пластичных смазках ограничено. Для снижения влияния минимизации этого эффекта плакирующие компоненты смазочного материала должны иметь стабильный наноразмерный уровень, помещены в специальную защитную оболочку, позволяющую исключить их окисление, и иметь механизм запуска реакции взаимодействия с поверхностью трения в процессе эксплуатации.

Что касается целесообразности применения металлоплакирующих добавок в пластичных смазках, то следует отметить, что анализ физико-химических и трибологических свойств пластичных смазок с подобными добавками, определяющих в совокупности работоспособность любого смазочного материала, проведенный в работе [24], показывает, что эти смазки недопустимо применять в узлах трения, работающих в режиме окислительного изнашивания, к числу которых относится подавляющее большинство шариковых и роликовых подшипников. Их применение может быть оправдано в тяжелонагруженных узлах трения скольжения с ограниченным ресурсом работы, в которых основным видом фрикционного разрушения является схватывание. Негативный фактор применения добавок металлических порошков в антифрикционных пластичных смазках заключается также в возможности разрушения в смазке.

Триботехнологические процессы, обеспечивающие реализацию деформационно-активируемых структурных превращений

Механизмы деформационно-активируемых структурных превращений в материалах с метастабильной структурой при трении. Деформационное

воздействие в процессе трения способно инициировать структурно-фазовые превращения в поверхностных слоях материалов контактирующих тел по двум направлением: 1) изменение микро- и макростроения материала (диспергирование зеренной структуры, повышение дефектности кристаллического строения и др.); 2) изменение фазового состава (бездиффузионные γ→α - превращения, появление неоднородностей вследствие протекания диффузионных процессов и химических превращений).

Первое из этих направлений реализуется под воздействием на поверхностные слои интенсивной пластической деформации. Интенсивная пластическая деформация как технологический прием представляет собой способ получения металлов и сплавов с мелкозернистой (размер зерна около 100 нм) структурой, который заключается в формировании за счет больших деформаций сильно фрагментированной и себе разориентированной структуры, сохраняющей в остаточные признаки рекристаллизованного аморфного состояния. Интенсивная пластическая деформация применима, в основном, к пластически деформируемым материалам. Для достижения больших деформаций используются кручение под квазигидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, прокатка, всесторонняя ковка. Сущность этих методов заключается в многократной интенсивной пластической деформации сдвига обрабатываемых материалов. Использование интенсивной пластической деформации позволяет, например, наряду с уменьшением среднего размера зерен до наноуровня получать массивные образцы с практически беспористой структурой материала, чего не удается достичь компактированием нанопорошков.

Интенсивная пластическая деформация со всеми вытекающими из нее структурными изменениями в материале может также реализовываться в поверхностных слоях контактирующих тел при трении. Особенно активно эти процессы могут протекать в присутствии смазочного материала, содержащего твердые микро- и наноразмерные наполнители. Твердые ультрадисперсные частицы наполнителя при трении выступают в качестве инденторов, которые оказывают деформирующее воздействие на вершины микронеровностей и интенсифицирует протекание в них процессов множественного скольжения, приводящих к образованию субзеренной структуры. Материалы с мелкодисперсной субзеренной структурой характеризуются повышенным уровнем твердости и сопротивления распространению микротрещин. Образующиеся в процессе трения в таком материале микротрещины растут замедленно вследствие присущего подобным материалам высокого уровня значений характеристической длины трещины I_с и релаксации напряжений за счет пластической деформации в устье микротрещин границ [25]. Развитие микротрещин тормозится густоразвитой сетью межзеренных границ [26, 27].

Пластическая деформация микровершин рельефа обеспечивает не только получение мелкодисперсной структуры, но и позволяет снизить шероховатость поверхности трения. Так, в работе [1] приводятся данные по исследованию эволюции состояния поверхности трения в процессе триботехнических испытаний образцов отожженной стали 45 в присутствии смазки Литол-24, содержащей наполнитель в виде наноразмерной алмазно-графитовой шихты ША-А. Показано, что поверхность отожженной стали выглаживается и приобретает зеркальный блеск (рис. 2, а). При большом увеличении на ней обнаруживаются заглаженные пластифицированные участки (рис. 2, б).



Рисунок 2 – Микроструктуры поверхности трения отожженной стали 45 при различном увеличении (смазка Литол-24+ША-А; давление 20 МПа)

Данные по структурному состоянию и микротвердости поверхностных слоев отожженной стали 45, после различных режимов триботехнических испытаний приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Значения	микротвердости	И	структурных	параметров	отожженной
стали 45 после триботехничес	ких испытаний				

Материал	Режим	испытаний	Микротвердость	Размер субзерен	
пары	давление, МПа	смазочный	<i>Н</i> _µ , МПа	d _{сз} , мкм	
трения		материал			
Сталь 45	Исходно	е состояние	1800	-	
(отжиг)	10	Литол-24	2350	0,13	
		Литол-24+ША-А	2700	0,10	
	20	Литол-24	2500	0,12	
		Литол-24+ША-А	2950	0,09	
	30	Литол-24	2700	0,09	
		Литол-24+ША-А	3300	0,06	

Анализ данных, представленных в таблице 1, свидетельствует о формировании при трении в поверхностном слое ожженной стали 45 субзеренной структуры. Следует отметить, что присутствие в смазочном материале наноразмерного твердого наполнителя ША-А способствуют образованию более диспергированной структуры (размер субзерен порядка $d_{c3} = 0,06-0,09$ мкм) по сравнению с вариантом трения без наполнителя (размер субзерен $d_{c3} = 0,09-0,12$ мкм), при этом микротвердость поверхности трения в первом случае увеличивается в 1,6–1,8 раза, а во втором – в 1,4–1,5 раза.

Результаты исследования влияния длительности процесса триботехнического взаимодействия на кинетику измельчения структуры поверхностных слоев покрытия из меди М1, представленные в работе [1], свидетельствуют о том, что начало периода стабилизации структурного состояния зависит от удельной нагрузки в контакте. В частности, замедление процесса измельчения субзерен происходит после пути трения I = 200-300 м для удельной нагрузки p = 20 МПа и после пути трения I = 350-450 м для удельной нагрузки p = 10 МПа, при этом размер субзерен находится для обоих случаев в пределах $d_{c3} = 0,060-0,065$ мкм. Для случая испытаний пары трения «медное покрытие – закаленная сталь 45» при давлении p = 5 МПа модифицирование поверхности трения меди М1 также наблюдается, однако степень измельчения

структуры при этом не столь существенна, и размер субзерен после пути трения I = 350-550 м составляет $d_{c3} = 0,120-0,130$ мкм (рис. 3).



1 – p = 5 МІ Іа; 2 – p = 10 МІ Іа; 3 – p = 20 МІ Іа Рисунок 3 – Зависимость размера зерна в поверхностном слое меди М1 от пути трения при различных удельных нагрузках (C_a =1,0 масс. %)

Наряду со сказанным ускоренное формирование упрочненных поверхностных слоев и приработка трибосопряжения позволяет существенно повысить порог контактных удельных нагрузок, при превышении которого начинает проявляться адгезионное взаимодействие контактирующих тел. Энергия фрикционного взаимодействия при трении в подобных условиях эффективно поглощается при диспергировании зеренной структуры И трибосопряжение, подвергнутое трибомеханическому модифицированию поверхностных слоев. устойчиво функционирует на стадии установившегося изнашивания [1].

Особенности эволюции метастабильных фаз в стали при трибонагружении. Реализация другого механизма влияния деформационного воздействия при трении на свойства поверхностных слоев, связанного с фазовыми превращениями, требует наличия в поверхностных слоях метастабильных фаз, применительно к сталям такой фазой может являться остаточный аустенит. В процессе приработки вследствие интенсивной пластической деформации метастабильный аустенит, имеющий твердость HV = 2000–3000 МПа, трансформируется в твердый (HV = 7000–8000 МПа) и мартенсит деформации за счет протекания деформационноизносостойкий инициируемого $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Образующиеся в результате интенсивного деформационного воздействия при трении мартенситные фазы обладают высокой твердостью, усталостной прочностью и износостойкостью, что существенно повышает триботехнические свойства элементов пар трения. При этом твердость приработанной поверхности трения выходит на уровень, недостижимый при обычных методах обработки покрытий [1].

Бездиффузионное $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращение, приводящее к образованию фазы с тетрагональной кристаллической решеткой – мартенсита, обычно протекает в углеродистых сталях при их ускоренном охлаждении от температур закалки. Мартенситное превращение в процессе охлаждения сталей протекает в интервале температур M_{μ} - M_{κ} , начинаясь при достижении температуры M_{μ} и завершаясь при

температуре М_к. По мере увеличения содержания в сталях углерода и легирующих элементов (Mn, Cr, Ni, V и др.) температурный интервал мартенситного превращения смещается в сторону более низких температур, и в закаленных сталях при комнатных температурах регистрируется присутствие значительных количеств метастабильной высокотемпературной усфазы – остаточного аустенита. Для завершения мартенситного превращения требуется либо охлаждение сплава в область криогенных температур (обработка холодом), либо дополнительное воздействие магнитным полем или пластической деформацией. Мартенсит деформации образуется в тех случаях, когда температура деформации лежит ниже некоторой критической температуры М_д, располагающейся, как правило, выше температуры *М_н.* Значение температуры *М*_д сталей и сплавов в общем случае коррелирует с температурой M_{μ} и определяется степенью легированности материалов элементами, повышающими устойчивость аустенита. С повышением концентрации вышеуказанных легирующих элементов температура М_∂ понижается. В высоколегированных сталях при деформации выше температуры M_{∂} мартенситное превращение не реализуется. В процессе трения содержащих метастабильный аустенит, сталей и сплавов, могут возникать мартенситные α-и ε-фазы.

Формирование газотермических покрытий при распылении проволок сопровождается интенсивным физико-химическим взаимодействием расплавленных частиц с раскаленными газами факела, а также взаимодействием частиц распыленного материала между собой при формировании напыляемого покрытия на поверхности детали. При этом в покрытии протекают процессы ускоренной кристаллизации, деформации и отпуска напыленных частиц, образуются оксиды, часть легирующих элементов выгорает.

Для обеспечения формирования в структуре напыленного покрытия метастабильного аустенита, имеющего низкую температуру протекания деформационного γ→α - превращения (температура *M*∂), соответствующую температурам эксплуатации узлов трения скольжения (300-350 К), необходимо достижение определенных условий формирования покрытия (перегрев материала проволоки выше температуры плавления, его распыление, определенные скорость охлаждения и степень окисления распыленного материала), приводящих к изменению в нем концентрации легирующих элементов.

Упрочнение элементов поверхностей трения газотермическим напылением и последующим трибомеханическим модифицированием. Как отмечалось выше, в процессе приработки со смазкой, модифицированной шихтой ША-А, в поверхностном слое покрытия из цветного металла формируется наноразмерная субструктура, характеризующаяся размером субзерен d_{c3}≤ 100 нм. Образование в поверхностях трения наноразмерной субзеренной структуры вследствие присущих ей чрезвычайно высоких пластических свойств, приводит к эффективному поглощению энергии фрикционного взаимодействия при трении и облегчает приработку контактирующего фрикционного модифицирования, сопровождающийся сопряжения. Процесс измельчением формирующейся в поверхностях трения субзеренной структуры, обусловливает повышенные триботехнические свойства деталей узлов трения скольжения и в их дальнейшей эксплуатации [28].

В ОИМ НАН Беларуси был разработан способ восстановления деталей узлов трения скольжения [29], включающий формирование на рабочей поверхности восстанавливаемой детали покрытия гиперзвуковой металлизацией проволок из сталей мартенситного или аустенитного классов, его механическую обработку, нанесение на покрытие слоя смазки, содержащей ультрадисперсный порошок шихты алмазосодержащей ША-А и приработку в узле трения при удельной нагрузке p = 32-40 МПа и скорости скольжения $V_{ck} = 0,2-1,0$ м/с. Основным недостатком данной технологии является невозможность ее использования взамен гальванического хромирования или при восстановлении изношенных хромированных деталей, поскольку у газотермических покрытий, напыленных известными стальными проволоками, отсутствует необходимое сочетание значений твердости и коррозионной стойкости. Если покрытие наносить распылением только проволок мартенситного

класса с содержанием углерода более $C_C = 0,4\%$, то вследствие относительно высокой твердости покрытия будет отсутствовать эффект трибомодифицирования, который обеспечивается смазкой с алмазосодержащей шихтой, помимо того, покрытие не будет обладать высокой коррозионной стойкостью. Если же использовать проволоки только из сталей аустенитного класса, то будет обеспечен процесс трибомодифицирования и высокая стойкость покрытий в агрессивных средах, но при этом покрытие будет иметь недостаточную твердость.

Требуемое сочетание свойств обеспечивают композиционные проволочные материалы, состоящие из никелевой трубчатой оболочки и износостойкого порошкообразного наполнителя, однако стоимость таких материалов в 4,0–6,5 раз больше стоимости литых стальных проволок.

Для упрочнения рабочих поверхностей элементов узлов трения применяют нанесение газотермических покрытий из коррозионностойких и жаростойких сталей аустенитного класса. Для снижения степени устойчивости аустенитной структуры и повышения уровня температурного диапазона γ→α-превращения в этих сталях газотермическое распыление проволочных аустенитных сталей осуществляют при температурах выше 2500 К с целью снижения содержания таких легирующих элементов, как хром и марганец за счет их интенсивного окисления при высоких температурах напыления [1].

Подобный подход, на наш взгляд, является экономически неоправданным, как с точки зрения неэффективного использования дорогостоящих высоколегированных сталей, так и необходимости повышенного расхода энергии для чрезмерного перегрева распыляемых материалов. Одним из возможных подходов формирования композиционных газотермических покрытий, отвечающих принципу Шарпи (материал, отвечающий высоким требования по износостойкости, должен состоять из сплошной вязкой матрицы, в которой расположены твердые структурные составляющие), может быть одновременное распыление стальных проволок аустенитного и мартенситного классов. При этом частицы аустенитной стали образуют вязкую коррозионно-стойкую матрицу, в которой на стадии приработки узла трения может быть реализован эффект трибомеханического модифицирования с формированием наноразмерной зеренной ячеистой субструктуры [1], а частицы мартенситного аустенита [30], в котором на начальной стадии эксплуатации будут протекать деформационно-активируемые $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения с образованием твердых включений мартенсита деформации.

Для обеспечения достаточно высокого содержания упрочняющей фазы в композиционном покрытии содержание остаточного аустенита в нем должно быть в пределах 45-60 об.%. При его содержании менее 45 об.% количество формирующегося мартенсита деформации и твердость покрытия после приработки будет недостаточными для обеспечения высокой абразивной износостойкости рабочего слоя, а при содержании более 60 об.% после приработки может сформироваться чрезмерно твердое покрытие низкой трещиностойкости, которое будет иметь недостаточную износостойкость в условиях ударных нагрузок. Вязкая и износостойкая матрица композиционного покрытия может быть получена в процессе трибомеханического модифицирования элементов газотермического покрытия, сформированных из напыленных частиц аустенитной стали, с образованием в них наноразмерной субзеренной структуры, в то время как твердые включения образуются в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращения в напыленных частицах мартенситной стали в процессе деформационного воздействия при приработке.

Поскольку механические и физические свойства высокохромистых аустенитных сталей определяются количеством аустенита, перешедшего в мартенсит, а также температурой мартенситного превращения (чем ниже, тем лучше), то необходимо, чтобы концентрация никеля в высокохромистой стали аустенитного класса, как одного из наиболее активных аустенитообразующих элементов, составляла не менее 10 об.%.

Для дальнейших исследований были выбраны хромсодержащие стали мартенситного класса с содержанием углерода $C_c = 0,2-1,1$ % и хрома $C_{Cr} = 13-18$ %, дополнительно легированные никелем, марганцем, ванадием, молибденом,

вольфрамом, кремнием следующих марок 20Х13, 30Х13, 40Х13, 40Х15Н7Г7Ф2МС, 45Х14Н14В2М, 65Х13, 90Х18МФ, 95Х18, 110Х18М, а также высокохромистые никельсодержащие стали аустенитного класса с содержанием углерода $C_C = 0,08-0,17$ %, хрома $C_{Cr} = 18-25$ % и никеля $C_{N/=} 9-16$ %, дополнительно легированные титаном, следующих марок 08Х8Н9.

Отработка состава газотермического композиционного покрытия, напыленного из комбинации сталей аустенитного и мартенситного классов. Для газотермического напыления композиционных покрытий использовались проволоки диаметром $d_{np} = 1,5, 1,6, 1,8$ и 2,0 мм в различных сочетаниях. Нанесение покрытий осуществлялось на установке гиперзвуковой металлизации АДМ-10 на режимах, соответствующих полученным в предыдущем разделе для распыления стальных проволок.

Содержание остаточного аустенита в газотермических покрытиях оценивалось методом рентгенофазового анализа. Результаты рентгенофазового исследования приведены в таблице 2.

Анализ результатов проведенных экспериментов показал, что для формирования покрытий с количеством остаточного аустенита в пределах 45 – 60% (опыты № 8, 9, 12, 13, 16, 17, 20, 21, 24, 25, 28, 29, 32, 33) необходимо, чтобы в качестве материала одной из проволок использовалась высокохромистая сталь аустенитного класса с содержанием никеля не менее $C_{N=}$ 10%, в качестве другой проволоки – высокохромистая сталь мартенситного класса с содержанием углерода более $C_{C} = 0,4\%$, причем ее диаметр должен быть в 1,12–1,20 раза больше диаметра проволоки аустенитного класса.

·····									
Nº	№ Марки напыляемых			иетр	Соотношение	Содержание			
опыта	стальных пр	ОВОЛОК*	провол	оки, мм	диаметров	остаточного			
	проволока №1	проволока №2	D_1	D_2	проволок	аустенита,			
					D ₁ / D ₂	об.%			
1	20X13	12X18H9T	1,8	1,6	1,12	33			
2	30X13	17X18H9	1,8	1,5	1,20	38			
3	40X13	12X18H9T	1,8	1,6	1,12	40			
4	40X13	17X18H9	1,8	1,5	1,20	42			
5	30X13	08X18H10T	1,8	1,6	1,12	40			
6	30X13	12X18H12T	1,8	1,5	1,20	38			
7	40X13	08X18H10T	2,0	1,8	1,11	43			
8	40X13	08X18H10T	1,8	1,6	1,12	46			
9	40X13	08X18H10T	1,8	1,5	1,20	50			
10	40X13	08X18H10T	2,0	1,6	1,25	62			
11	40X15H7Γ7Φ2MC	12X25H16T7	2,0	1,8	1,11	62			
12	40X15H7F7Ф2MC	12X25H16T7	1,8	1,6	1,12	53			
13	40X15H7F7Ф2MC	12X25H16T7	1,8	1,5	1,20	58			
14	40X15H7F7Ф2MC	12X25H16T7	2,0	1,6	1,25	65			
15	45X14H14B2M	12X18H10T	2,0	1,8	1,11	62			
16	45X14H14B2M	12X18H10T	1,8	1,6	1,12	52			
17	45X14H14B2M	12X18H10T	1,8	1,5	1,20	56			
18	45X14H14B2M	12X18H10T	2,0	1,6	1,25	61			
19	65X13	08X18H10T	2,0	1,8	1,11	63			
20	65X13	08X18H10T	1,8	1,6	1,12	55			
21	65X13	08X18H10T	1,8	1,5	1,20	57			
22	65X13	08X18H10T	2,0	1,6	1,25	62			
23	90X18MФ	12X18H12T	2,0	1,8	1,11	67			
24	90X18MΦ	12X18H12T	1,8	1,6	1,12	56			
25	90X18MΦ	12X18H12T	1,8	1,5	1,20	60			

Таблица 2 – Зависимость содержания остаточного аустенита в газотермических покрытиях после гиперзвуковой металлизации различными сочетаниями проволок

26	90X18MΦ	12X18H12T	2,0	1,6	1,25	66
27	95X18	12X18H10T	2,0	1,8	1,11	63
28	95X18	12X18H10T	1,8	1,6	1,12	55
29	95X18	12X18H10T	1,8	1,5	1,20	58
30	95X18	12X18H10T	2,0	1,6	1,25	65
31	110X18M	12X25H16T7	2,0	1,8	1,11	65
32	110X18M	12X25H16T7	1,8	1,6	1,12	57
33	110X18M	12X25H16T7	1,8	1,5	1,20	60
34	110X18M	12X25H16T7	2,0	1,6	1,25	65
35	90X18MΦ	12X18H9T	1,8	1,6	1,12	62
36	110X18M	17X18H9T	1,8	1,5	1,20	68

*проволока 1 – сталь мартенситного класса, диаметр проволокиD₁; проволока 2 – сталь аустенитного класса, диаметр проволокиD₂)

Отработка состава смазочного материала и режимов приработки осуществлялась на основе анализа процессов трибологического контактирования элементов узлов трения в присутствии модифицированных пластичных смазок, оценки особенностей взаимодействий наночастиц добавки с волокнами дисперсной фазы пластичных смазок и экспериментальных данных по исследованию структурного состояния (размер субзерен) и свойств (твердость, износостойкость) поверхностных слоев газотермических покрытий после приработки поверхности трения, на основе анализа реологических характеристик смазочного материала и оценкой экономической составляющей трибомеханической обработки.

смазочного материала отработка Выбор состава и режимов их модифицирования. Эксплуатационные характеристики смазочных материалов в значительной степени определяются их вязкостными показателями. Для пластичных смазок этот показатель может быть охарактеризован пенетрацией. Пенетрация (лат. penetratio – проникать) – это физико-химическое свойство пластичных смазок, которое показывает степень густоты, консистенцию смазки. В сфере разработки, производства и применения пластичных смазок принята их классификация по консистенции, Американским национальным институтом предложенная пластичных смазок (NationalLubricatingGreaseInstitute (NLGI)), в которой консистенция пластичной смазки характеризуется числом пенетрации, которое является мерой погружения конуса стандартной массы в пластично-вязкую среду за определенное время при определенной температуре (показатель, указывающий глубину проникновения конуса иглы под действием собственной силы тяжести в испытуемый нефтепродукт в течение заданного времени [31]).

В странах СНГ количественно пенетрация, определяется согласно ГОСТ 5346-78 или ASTM D 217. Обычно пенетрацию определяют как у перемешанной, так и не перемешанной смазки. Разница этих показателей характеризует стабильность смазки и способность выдержать механические нагрузки.

Существует девять категорий пенетрации смазок: от 000 до 6:

категории 000 и 00 – полужидкие смазки, использующиеся в качестве альтернативы маслам в механизмах и централизованных системах смазки с малым сечением подающих каналов (например, в двигателях современных грузовиков);

категории 0 и 1 – смазки для применения в централизованных системах смазки (например, промышленное оборудование, грузовые автомобили);

категории 2 и 3 – смазки, использующиеся, в основном, для подшипников (категория 2 наиболее распространена среди пластичных смазок для легкового транспорта);

категории 4, 5 и 6 – густые смазки для тяжелонагруженных и низкоскоростных узлов трения.

Помимо деления согласно показателю консистенции, NLGI разбивает смазки на категории качества. Для определения соответствия тому или иному классу помимо консистенции определяется температура каплепадения, а также стойкость к окислению и испарению, изменению консистенции, антикоррозионных свойств, совместимость с

эластомерами, низкотемпературный момент вращения и т.д. Рассмотрим представленные NLGI категории подробнее.

Смазки категории NLGI LA используются для элементов ходовой части и шарнирных соединений легковых автомобилей и других транспортных средств с легким режимом работы. Требования к качеству: смазки должны удовлетворительно смазывать элементы ходовой части и шарнирные соединения при частой замене (в легковых автомобилях через каждые 3200 км или чаще). Они должны быть стойкими к окислению и изменению консистенции, а также беречь шарниры и другие элементы ходовой части от коррозии и износа в условиях малой нагрузки. Обычно рекомендуются смазки консистенции NLGI 2, но также могут быть использованы смазки и других степеней NLGI.

Смазки категории NLGI LB используются для элементов ходовой части и шарнирных соединений легковых автомобилей, грузовиков и других транспортных средств, работающих в условиях как легкого, так и тяжелого режима эксплуатации. Тяжелым называется такой режим эксплуатации, когда большой интервал замены смазки, большие нагрузки, вибрации, воздействие воды или других загрязнений. Это смазки высшего качества для ходовой части. Требования к качеству: смазки должны удовлетворительно смазывать элементы ходовой части и шарнирные соединения при температуре от 40°C до +120°C при продленном интервале замены смазки (в легковых автомобилях более 3200 км). Смазки должны быть стойкими к окислению и изменению консистенции, а также охранять элементы ходовой части и шарниры от коррозии и износа, даже под воздействием грязи и больших нагрузок. Обычно рекомендуются смазки консистенции NLGI 2, но также могут быть использованы смазки и других степеней NLGI.

Смазки категории NLGI GA используются для подшипников колес легковых автомобилей, грузовиков и других транспортных средств, работающих как в легком режиме при частой замене смазки в обычных условиях эксплуатации. Требования к качеству: Смазки должны удовлетворительно смазывать подшипники при ограниченной температуре от 20°C до +70°C. Дополнительных требований нет.

Смазки категории NLGI GB используются для подшипников колес легковых автомобилей, грузовиков и других транспортных средств, работающих как в легком, так и в умеренном режиме. Требования к качеству:

смазки должны удовлетворительно смазывать в широком интервале температур от 40°С до +120°С и даже до +160°С. Должны быть стойкими к окислению, испарению, изменению консистенции, хорошо защищать

подшипники от коррозии и износа. Обычно рекомендуются смазки консистенции NLGI 2, но также могут быть использованы и смазки других степеней NLGI, а именно: NLGI 1 и NLGI 3.

Смазки категории NLGI GC используются для подшипников колес легковых автомобилей, грузовиков и других транспортных средств, работающих как в легком, так и в тяжелом режиме. Тяжелый режим встречается в тех автомобилях, подшипники которых нагреваются до высокой температуры. Это транспортные средства с дисковыми тормозами, которые работают в «стоп -старт» режиме (автобусы, такси, городские полицейские автомобили и т.д.) или в режиме тяжелого торможения (буксировка, тяжелая езда в горах и т.д.). В настоящее время это смазки высшего качества для подшипников колес. Требования к качеству: смазки должны удовлетворительно смазывать в широком интервале температур от 40°C до +160°C и даже до +200°C. Смазки должны быть стойкими к окислению, испарению, изменению консистенции, хорошо защищать подшипники от коррозии и износа. Обычно рекомендуются смазки консистенции NLGI 2, но также могут быть использованы и смазки NLGI 0, NLGI 1 и NLGI 3.

Для обозначения категорий смазок NLGI использует символ NLGI, который присваивается лишь смазкам наивысшей категории: GC, LB и GCLB. Смазки других категорий этим знаком не обозначаются, только на этикетке или в описании обычно указываются символы категории NLGI GA, NLGI GB, NLGI LA. В Европе американская

система обозначения автомобильных смазок, основанная на назначении, используется редко, аналогичной европейской системы нет.

В таблице 3 приведена классификация пластичных смазок по их консистенции.

Класс	Число (0,1 мм)	Консистенция	Область
NEOI	пенетрации п		применения
000	445-475	очень жидкая	закрытые зубчатые передачи
00	400-430	жидкая	
0	355-385	полужидкая	центральные смазочные системы
1	310-340	очень мягкая	
2	265-295	мягкая	шариковые/роликовые подшипники
3	220-250	полутвердая	высокоскоростные подшипники
4	175-205	твердая	
5	130-160	очень твердая	открытые зубчатые передачи
6	85-115	особо твердая	

Таблица 3 – Классификация пластичных смазочных материалов по их консистенции

Как указывалось выше, повышение триботехнических свойств поверхностей трения за счет реализации эффекта трибомеханического модифицирования достаточно эффективно протекает в присутствии пластичных смазочных материалов, содержащих наноразмерные алмазосодержащие добавки.

Пластичные смазки с числом пенетрации выше Π = 340 представляют собой смазочные материалы полужидкой (Π = 355–385), жидкой (Π = 400–430) и очень жидкой (Π = 445–475) консистенций, в которых твердые наноразмерные добавки легко агрегируются в субмикро- и микроразмерные образования, обуславливающие низкую седиментационную устойчивость смазочной композиции. Использование смазочных композиций этого класса пенетрации с модифицирующими алмазосодержащими добавками в качестве прирабочных составов является неэффективным ввиду чрезмерного абразивного действия образующихся алмазосодержащих агрегатов. Причем смазки этого класса рекомендуются только для обслуживания узлов трения с хорошими уплотнительными устройствами, что сужает область применения предлагаемого технического решения.

Пластичные смазочные материалы с числом пенетрации ниже $\Pi = 265$ (полутвердая консистенция – $\Pi = 220-250$; твердая – $\Pi = 175-205$, очень твердая – $\Pi = 130-160$ и особо твердая – $\Pi = 85-105$) рекомендуются, в основном, для применения в низкоскоростных или неподвижных соединениях, поскольку они, в силу высокой вязкости, плохо подтекают в зону трибоконтакта, и при их использовании в узлах трения может происходить разрыв смазочной пленки и появляться задиры на поверхности трения. Вследствие их высокой вязкости при введении в них наноразмерных добавок, в том числе и наночастиц алмазно-графитовой шихты, практически невозможно добиться гомогенности состава получаемой смазочной композиции. При этом в ней остаются крупные агрегаты наночастиц, оказывающие отрицательное влияние на поверхность трения по абразивному механизму изнашивания.

Для реализации эффекта трибомеханического модифицирования наиболее рационально использовать пластичные смазочные материалы с числом пенетрации П = 265–340, что соответствует очень мягкой и мягкой консистенции.

Наноразмерные частицы добавки благодаря их высокой поверхностной энергии склоны к агрегированию, и для повышения эффективности их применения требуется проводить операции диспергирования агрегатов наночастиц. Для этих целей используют диспергирующие устройства, в основу функционирования которых положены эффекты акустической или гидродинамической кавитации. Как правило, использование подобных устройств эффективно для достижения дисперсности частиц не ниже d₄ = 10 нм. В противном случае резко возрастает продолжительность обработки, требуются дополнительные операции по стабилизации гранулометрического состава диспергируемого материала, что снижает экономическую целесообразность операции диспергирования. В случае применения наночастиц алмазно-графитовой шихты размером более $d_{\rm v} = 50$ нм невозможно получить нанокомпозиционную пластичную смазку с бинарной дисперсной фазой, в которой наночастицы добавки были бы закреплены (стабилизированы) в волокнах солей высокомолекулярных кислот, что предопределяет увеличенный ресурс, высокие противозадирные И противоизносные свойства. а также эффективное трибомеханическое воздействие на поверхности трения используемого смазочного материала.

Диапазон оптимальных значений концентрации наноразмерной алмазнографитовой добавки и режимов приработки (удельная нагрузка, скорость скольжения, продолжительность) в присутствии нанокомпозиционной смазки определялись на основе экспериментальных исследований.

Эффективность процесса трибомеханического модифицирования поверхности трения определялась на основе оценки характера изменения коэффициента трения в процессе приработки, уровня увеличения твердости прирабатываемой поверхности и продолжительности процесса приработки. Поверхность покрытия после газотермического напыления подвергалась механической обработке (шлифованию) до получения шероховатости поверхности, соответствующей параметру шероховатости *Ra* = 0,63–0,80 мкм. В качестве образцов-представителей были выбраны пять вариантов композиционных покрытий, полученных распылением следующих пар проволочных материалов (табл. 4).

Таблица 4 – Варианты газотермических покрытий для отработки параметров трибомеханического модифицирования (маркировка образцов соответствуют таблице 2)

,										
Nº	Марки напь	іляемых	Диаметр		Соотношение	Содержание				
	стальных п	провол	оки, мм	диаметров	остаточного					
образца	проволока №1	проволока №2	D_1	D_2	проволок	аустенита,				
					D ₁ / D ₂	об.%				
8	40X13	08X18H10T	1,8	1,6	1,12	46				
12	45X14H14B2M	12X18H10T	1,8	1,6	1,12	52				
25	90X18MΦ	12X18H12T	1,8	1,5	1,20	60				
29	95X18	12X18H10T	1,8	1,5	1,20	58				
33	110X18M	12X25H16T7	1,8	1,5	1,20	60				

На рисунке 3 представлена зависимость коэффициента трения от продолжительности приработки (путь трения) для газотермического покрытия состава №1 (табл. 2).

Режимы трения: скорость скольжения $V_{c\kappa} = 0,25$ м/с и удельные нагрузки P = 40 МПа (кривые 1а, 1б, 1в, 1г) и P = 50 МПа (кривые 2а, 2б, 2в, 2г) с использованием пластичной смазки Литол-24 (число пенетрации 300), модифицированной алмазнографитовой шихтой ША-А (ТУ РБ 1000561180.003-2003) (размер частиц в пределах $d_{\rm q} = 10-50$ нм) с различной концентраций добавки: $C_{\rm ША-A} = 0,20$ масс.% (кривые 1а, 2а), $C_{\rm ША-A} = 0,25$ масс.% (кривые 1б, 2б), $C_{\rm ША-A} = 0,50$ масс.% (кривые 1г, 2г).



Рисунок 3 – Изменение коэффициента трения газотермического покрытия в процессе приработки в присутствии пластичной смазки Литол-24, модифицированной алмазно-графитовой шихтой ША-А (размер частиц в пределах $d_4 = 10-50$ нм) с различной концентраций добавки: С_{ША-А} = 0,20 масс.% (кривые 1а, 2а); С_{ША-А} = 0,25 масс.% (кривые 16, 2б); С_{ША-А} = 0,50 масс.% (кривые 1в, 2в); С_{ША-А} = 0,60 масс.% (кривые 1г, 2г)

приведенных данных показывает, что в случае использования Анализ приработочного состава с концентрацией алмазно-графитовой шихты в пределах Сша-A = 0,25–0,50 масс.% (кривые 1б, 1в, 2б, 2в) процесс приработки протекает достаточно интенсивно, и уже после пути трения L = 1000-1500 м наступает стабилизация При использовании приработочной коэффициента трения. композиции С концентрацией алмазно-графитовой шихты С_{ША-А} < 0,25 масс.% (кривые 1а, 2а) продолжительность процесса приработки рабочей поверхности газотермического покрытия чрезвычайно велика, о чем можно судить по тому, что стабилизация коэффициента трения не наступает даже после пути трения L = 3000 м. Это обусловлено недостаточным содержанием в приработочном составе сверхтвердых частиц, обеспечивающих проявление эффекта трибомеханического модифицирования поверхности трения.

При концентрации алмазно-графитовой шихты в смазке $C_{\text{ША-A}} > 0,50$ масс.% (кривые 1г, 2г) на начальной стадии происходит резкое снижение коэффициента трения, однако через некоторое время наблюдается столь же резкое его увеличение с последующим наступлением задира. Это, вероятно, связано с чрезмерно повышенной вязкостью смазочной композиции при таком содержании в ней модификатора, ухудшением подтекания смазочного состава в зону трибоконтакта и нарушением условий смазывания пары трения. Наряду с этим повышенное содержание наноразмерной алмазно-графитовой шихты в смазочной композиции приводит к существенному увеличению стоимости последней.

Исследование влияния режимов трибомодифицирования на характер изменения свойств поверхности газотермического покрытия (твердость, коэффициент трения), а также продолжительность эволюции свойств поверхностного слоя покрытия (по пути трения) осуществлялось на образцах покрытий, материал которых соответствовал нумерации, приведенной в таблице 2. Концентрация алмазно-графитовой шихты в смазочной композиции составляла $C_{\text{ША-A}} = 0,40$ масс.%, удельная нагрузка в зоне трибоконтакта p = 30-60 МПа, скорость скольжения $V_{c\kappa} = 0,15-0,35$ м/с.

Анализ данных, приведенных в таблице 5, показывает, что наиболее эффективно трибомодифицирования поверхности трения для исследованных процесс газотермических покрытий проявляется в диапазоне удельных нагрузок *p* = 40–50 МПа при скорости скольжения V_{ск} = 0,20-0,30 м/с. При этих режимах стабилизация коэффициента трения на уровне f = 0.07 - 0.09 наступает после приработки на пути трения L = 1580 - 1860 м, а твердость поверхностного слоя при этом увеличивается на 50-70 %. При давлениях p < 40 МПа стадия приработки протекает на пути трения более L = 3000 м, и при этом повышение твердости поверхности составляет не более 12–23 %, а коэффициент трения стабилизируется на уровне f = 0,10-0,12. При давлениях р > 50 МПа уже на стадии приработки начинают проявляться явления задира, обусловленные выдавливанием смазочного материала из зоны трения.

Скорость скольжения в меньшей степени, чем удельная нагрузка, оказывает влияние на протекание процессов модифицирования поверхности. Однако, при значениях скорости скольжения $V_{c\kappa} < 0,20$ м/с отмечено замедленное протекание процессов приработки поверхности трения, которые завершаются после пути трения более L = 2500 м с фиксацией коэффициента трения на уровне f = 0,09-0,11 и повышением твердости поверхности покрытия на 28–37 %. В случае проведения приработки при скорости скольжения $V_{c\kappa} > 0,30$ м/с наблюдаются процессы разрушения дисперсной фазы пластичного смазочного материала и вытекания последнего из зоны трибоконтакта с последующим появлением задиров на поверхностях трения.

Таким образом, технология восстановления изношенных штоков должна включать процесс гиперзвуковой металлизации двумя проволоками. В качестве материала одной из проволок необходимо использовать высокохромистую сталь аустенитного класса с содержанием никеля не менее $C_{Ni} = 10$ %, в качестве другой проволоки использовать высокохромистую сталь мартенситного класса с содержанием углерода более $C_C = 0,4$ %, причем ее диаметр в 1,12–1,20 раза больше диаметра проволоки аустенитного класса.

		Режимь	трибо-	Параме	И			
Nº		модифиці	ирования	трибо	модифицирования	<u>.</u>		
опыта	Nº	Давление,	Скорость	Твердость HV,	Коэффициент	Путь трения	Примечание	
	образца	МПа	, м/с	МПа	трения <i>f</i> ,	<i>L</i> , м		
				начальн./конеч.	начальн./конеч.			
1	8	30	0,30	3300/3700	0,16/0,12	3050		
2		40	0,30	3300/5500	0,16/0,07	1850		
3		50	0,30	3300/5600	0,17/00,8	1580		
4		60	0,30	3300/-	0,20/-	-	задир	
5		50	0,15	3300/4450	0,17/0,10	2540		
6		50	0,20	3300/5550	0,17/0,07	1620		
7		50	0,35	3300/-	0,18/-	-	задир,	
							разрушение ДФ ПСМ*	
8	12	30	0,30	3650/4500	0,16/0,10	3100		
9		40	0,30	3650/5700	0,16/0,08	1780		
10		50	0,30	3650/5800	0,17/0,08	1610		
11		60	0,30	3650/-	0,21/	—	задир	
12		50	0,15	3650/4700	0,17/0,11	2510		
13		50	0,20	3650/5750	0,17/0,08	1670		
14		50	0,35	3650/-	0,19/-	-	задир,	
							разрушение	
							ДФ ПСМ	
15	25	30	0,30	4050/4950	0,16/0,10	3180		
16]	40	0,30	4050/5900	0,16/0,08	1720		
17		50	0,30	4050/6200	0,17/0,07	1580		

Таблица 5 – Влияние режимов трибомодифицирования на свойства газотермических покрытий и продолжительность приработки (маркировка образцов

18		60	0,30	4050/-	0,22/-	-	задир
19		50	0,15	4050/5550	0,17/0,11	2620	
20		50	0,20	4050/6150	0,18/0,09	1640	
21		50	0,35	4050/	0,19/-	-	задир,
							разруше ние ДФ ПСМ
22	29	30	0,30	4200/5050	0,16/0,11	3380	
23		40	0,30	4200/6200	0,16/0,08	1800	
24		50	0,30	4200/6400	0,17/09	1620	
25		60	0,30	4200/	0,23/-	-	задир
26		50	0,15	4200/5750	0,17/0,09	2850	
27		50	0,20	4200/6150	0,18/0,08	1680	
28		50	0,35	4200/-	0,20/-	-	задир,
							разрушение
							ДФ ПСМ
29	33	30	0,30	4600/5650	0,16/0,10	3500	
30		40	0,30	4600/6500	0,16/0,07	1860	
31		50	0,30	4600/6850	0,17/0,08	1660	
32		60	0,30	4600/-	0,22/-	-	задир
33		50	0,15	4600/5950	0,17/0,10	3100	
34		50	0,20	4600/6700	0,17/0,09	1720	
35		50	0,35	4600/-	0,19/-	-	задир,
							разрушение ДФ ПСМ

* ДФ ПСМ – разрушение дисперсной фазы пластичного смазочного материала

После механической обработки необходимо осуществлять процесс приработки в смазочном материале, в качестве которой использовать пластичную смазку с числом пенетрации от Π = 265 до Π = 340, с содержанием алмазно-графитовой шихты $C_{\text{шА-}}$ = 0,25–0,50 масс.% при размере частиц $d_{\text{ч}}$ = 10–50 нм. Процесс приработки необходимо осуществлять при давлении p = 40–50 МПа и скорости скольжения $V_{c\kappa}$ = 0,20–0,30 м/с.

Технологический маршрут трибомеханического модифицирования стальных покрытий нанокомпозиционными смазками. В общем случае технологическая схема выполнения операции трибомеханического модифицирования детали включает следующие технологические переходы:

<u>1. Установка детали</u> на универсальном токарном станке или специализированном стенде для проведения деформационной поверхностной обработки нанесенного газотермического стального покрытия.

<u>2. Нанесение слоя приработочной композиции</u> толщиной 0,2–0,5 мм с помощью шпателя или валика. В качестве приработочной композиции применяются пластичные смазки 1-го или 2-го класса пенетрации по классификации NLGI, содержащие в своем составе твердый наноразмерный наполнитель, например, ультрадисперсную алмазно-графитовую шихту ША-А. К числу смазочных материалов с наноразмерными твердыми наполнителями относятся, в частности, промышленно выпускаемые комплексная литиевая смазка ИТМОЛ-150 (ТУ РБ 100029077.005-2006) и комплексная кальциевая смазка БИНОЛ-180 (ТУ РБ 100029077.007-2006).

<u>3. Проведение деформационной обработки</u> газотермического покрытия с нанесенным слоем приработочной композиции с использованием закрепленного на суппорте универсального токарного станка или специализированного стенда специального индентора, изготовленного из твердого сплава (например, ВК8) или

закаленной стали твердостью 62–65 *HRC*. Продолжительность деформационной обработки зависит от фазового состава напыленного газотермического стального покрытия и определяется степенью завершенности в поверхностном слое покрытия бездиффузионного α—γ - превращения.

4. Контрольная операция включает проверку микротвердости поверхностного слоя напыленного покрытия, которая должна, как минимум, в 1,5 раза превышать микротвердость покрытия после операции его шлифования, а также может предусматривать оценку показателя качества поверхности (по параметру шероховатости *Rz* должно быть увеличение, как минимум, на один класс по сравнению операцией шлифования).

Заключение

Рассмотрены процессы эволюции структурно-фазового состояния поверхностных слоев стальных газотермических покрытий в результате трибомеханического модифицирования при взаимодействии пар трения в присутствии смазочного материала, содержащего наноразмерные компоненты. Выявлен механизм упрочнения стального газотермического покрытия, базирующегося на деформационноинициируемом γ→α - бездиффузионном превращении в стали на стадии приработки пары трения, для эффективного протекания которого необходимо, чтобы содержание остаточного аустенита в напыленном покрытии составляло 45 – 60 %. Это может быть реализовано, например, при нанесении газотермического покрытия методом гиперзвуковой металлизации с использованием двух проволок, материал одной из которых - высокохромистая сталь аустенитного класса с содержанием никеля не менее С_м= 10 %, а материал другой – высокохромистая сталь мартенситного класса с содержанием углерода более $C_{\rm C} = 0.4$ %, причем диаметр второй проволоки должен быть в 1,12–1,20 раза больше диаметра первой проволоки. Определены оптимальные параметры процесса приработки (концентрация наноразмерной добавки в смазочном материале $C_{IIIA-A} = 0,25-0,50$ macc. %, давление p = 40 - 50МПа. скорость $V_{c\kappa} = 0,20-0,30$ м/с) и рациональные относительного перемещения области трения применения трибомеханического модифицирования поверхностей в машиностроении и ремонтном производстве.

Список литературы

1. Повышение ресурса трибоосопряжений активированными методами инженерии поверхности / П. А. Витязь и [др.]. – Минск: Беларус. навука, 2012. – 452 с.

2. Витязь, П. А. Основы нанесения износостойких, коррозионно-стойких и теплозащитных покрытий / П. А. Витязь, А. Ф. Ильющенко, А. И. Шевцов. – Минск: Беларус. навука, 2006. – 363 с.

3. Белый, А.В. Инженерия поверхностей конструкционных материалов с использованием плазменных и пучковых технологий / А.В. Белый, А.С. Калиниченко, О.Г. Девойно, В.А. Кукареко. – Минск : Беларус. навука, 2017. – 457 с.

4. Витязь, П. А. Упрочнение газотермических покрытий / П. А. Витязь, Р. О. Азизов, М.А. Белоцерковский. – Минск: Бестпринт, 2004. – 192 с.

5. Горленко А.О. Триботехнология / А.О. Горленко, О.А. Горленко, А.С. Проскурин; под ред. О.А. Горленко. – Брянск: БГТУ, 2006. – 188 с.

6. Теория и практика нанесения защитных покрытий / П. А. Витязь и [др.]. – Минск: Беларус. навука, 1998. – 583 с.

7. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / А.В. Чичинадзе, Э.М. Берлинер, Э.Д. Браун и др.; под общ. ред. А.В. Чичинадзе. – М.: Машиностроение, 2003. – 576 с.
8. Zhornik, V.I. Tribomechanical Modification of Friction Surface by Running-In Lubricants with Nano-Sized Diamonds / V.I. Zhornik, V.A. Kukareko, M.A. Belotserkovsky // Advances in Mechanics Research. Volume 1 / Editors: Jeremy M. Campbell. – New York: Nova Science Publishers, Inc., 2011. – P. 1–78.

9. Кобыльсков, И. П. Комплексное решение вопросов энергосбережения и надежности при эксплуатации машин на основе РВС-технологии / И. П. Кобыльсков // Инновации в машиностроении: сб. науч. тр. междунар. науч.-техн. конф. ОИМ НАН Беларуси (Минск, 30–31 окт. 2008 г.). – Минск, 2008. – С. 125–128.

10. Балабанов, В. И. Трение, износ, смазка и самоорганизация в машинах / В. И. Балабанов, В. И. Беклемешев, И. И. Махонин. – М.: Изумруд, 2004. – 192 с.

11. Металлоплакирующая присадка: пат. 2178803 РФ, МПК7 С10М125/02 / Е.В. Никитин, А.П. Ильин, В.М. Волчков и др.; заявитель ГП Комбинат «Электрохимприбор». – № 99126880/04; заявл. 16.12.1999; опубл. 27.01.2002 // Офиц. бюл. рос. агентства по пат. и товар. знакам / ФИПС. – 2002. – № 3 (II). – С. 276.

12. Избирательный перенос в тяжелонагруженных узлах трения; Под ред. Д.Н. Гаркунова. – М.: Машиностроение, 1982. – 207 с.

13. Кужаров, А.С. Молекулярные механизмы саморганизации при трении. Часть 2. Ориентационная упорядоченность поддерживающего слоя при самоорганизации в гидродинамическом режиме трения / А.С. Кужаров, С.Б. Булгаревич, А.А. Кужаров, К. Кравчик // Трение и износ. – 2001. – Т. 22, № 4. – С. 650–658.

14. Поляков, А.А. Основные явления избирательного переноса в узлах трения машин / А.А. Поляков // Избирательный перенос в тяжелонагруженных узлах трения. – М.: Машиностроение, 1982. – С. 30–38.

15. Комаров, С.Н. Металлоплакирующие смазочные материалы для пар трения сталь-сталь / С.Н. Комаров, В.Ф. Пичугин // Долговечность трущихся деталей машин. – М.: Машиностроение, 1990. – Т. 5. – С. 70–85.

16. Металлоплакирующая присадка: патент 859425 Россия: МПК С 10 М 1/24 / Прокопенко А.К., Симаков Ю.С., Гаркунов Д.Н., Красиков С.Г.; № 2873847/23-04; заявл. 28.12.78; опубл. 30.08.81, Бюл. №32.

17. Мельниченко, И.М. О влиянии твердых наполнителей на эксплуатационные свойства пластичных смазок / И.М. Мельниченко, А.П. Грибайло, В.О. Замятин // Трение и износ. 1980. – Т. 1, № 4. – С. 674–677.

18. Антифрикционная присадка: а.с. 1086009 СССР: МПК С 10 М 1/10, С 10 М 1/38 / Латышев В.Н., Усольцева Н.В., Годлевский В.А., Волков В.Ф., Коротков В.Б.; № 3495706/23-04; заявл. 01.10.82; опубл. 15.04.84, Бюл. №14.

19. Смазочная композиция: а.с. 925992 СССР: МПК С 10 М 1/10, 3/02 / Белов П.С., Комарова Н.Н., Петросянц А.А., Пичугин В.Ф., Хорошев Н.Е.; № 2993046/23-04; заявл. 15.10.80; опубл. 07.05.82, Бюл. №17.

32. 20. Комплексы маслорастворимых галогенидов металл и содержащие их смазочные композиции: патент 3256188 США: МПК С 10М 125/04. / Papayannopoulos Andreas G., Herbert Myers, №РСТ/US2005/027097; опубл. 14.06.1966.

21. Ребиндер, П.А. Поверхностные явления в дисперсных системах. Физикохимическая механика. Избранные труды / П.А. Ребиндер. – М.: Наука, 1979. – 381 с.

22. Способ получения сульфокатиона: а.с. 595336 СССР: МПК С 08F 212/14, С 08F 8/36 / Доронин В.В., Корельская Г.И., Макарова С.Б., Кафалов В.В., Дорохов И.Н., Витолс О.А.; № 2177249/23-05; заявл. 30.06.75; опубл. 28.02.78, Бюл. №8.

23. Смазочная композиция: а.с. 1171511 СССР: МПК С 10 М 125/18, 125/22, 141/02 // С10 N 10:02, 10:08, 30:06 / Комаров С.Н., Петросянц А.А., Пичугин В.Ф., Белов

П.С., Комарова Н.Н., Волкова М.С., Григорьева Е.Н.; № 3645362/23-04; заявл. 22.07.83; опубл. 07.08.85, Бюл. №29.

24. Ищук, Ю.Л. Состав, структура и свойства пластичных смазок / Ю.Л. Ищук. – Киев: Наукова думка, 1997. – 512 с.

25. Витязь, П.А. Формирование износостойких поверхностных структур и механизм фрикционного разрушения при трении в среде смазочного материала, модифицированного ультрадисперсными алмазографитовыми добавками. Ч.2. Модель разрушения / П.А. Витязь, В.А. Кукареко, В.И. Жорник, А.И. Камко // Трение и износ. – 2006. – Т. 27, № 2. – С. 196–200.

26. Черепанов, Г.П. Механика хрупкого разрушения / Г.П. Черепанов. – М.: Наука, 1974. – 203 с.

27. Плювинаж, Г. Механика упругопластического разрушения / Г. Плювинаж. – М.: Мир, 1993. – 316 с.

28. Витязь, П.А. Формирование износостойких поверхностных структур и механизм фрикционного разрушения при трении в среде смазочного материала, модифицированного ультрадисперсными алмазографитовыми добавками. Ч.1. Триботехнические свойства / П.А. Витязь, В.И. Жорник, В.А. Кукареко, А.И. Камко // Трение и износ. – 2006. – Т. 27, № 1. – С. 61–68.

29. Способ изготовления детали узла трения скольжения: пат 12982 Респ. Беларусь, МПК С 23 С 28/00 / М. А. Белоцерковский, В. И. Жорник, В. А. Кукареко, А. И. Камко, А.С. Прядко, М. М. Заболоцкий; заявитель Объединенный ин-т машиностроения НАН Беларуси. – № а 20081384; заявл. 03.11.08; опубл. 30.04.10 // Афіцыйны бюл. / Нац. цэнтр інтэлектуал. уласнасці. – 2010. – № 2. – С.111.

30. Белоцерковский, М.А. Структурные аномалии в стальных газотермических покрытиях и возможности их использования / М.А. Белоцерковский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – №10. – С. 39–44.

31. Основы трибологии (трение, износ, смазка): Учебник для технических вузов. 2-е изд. переработ. и доп. / А.В. Чичинадзе, Э.Д. Браун, Н.А. Буше и др. – М.: Машиностроение, 2001. – 684 с.

Глава 6 ИССЛЕДОВАНИЕ УПРОЧНЕННЫХ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ С ПОМОЩЬЮ ТОКОВ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ

Алифанов А. В.¹, Малеронок В. В.¹, Ционенко Д.А.²

¹ Учреждение образования «Барановичский государственный университет»,
 г. Барановичи, Республика Беларусь
 ² Учреждение образования «Белорусский государственный университет

учрежоение ооразования «Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники», г. Минск, Республика Беларусь e-mail: alifanov_aav@mail.ru

Введение

Учёными ФТИ НАН Беларуси и сотрудниками учреждения образования «Барановичский государственный университет» разработана новая технология повышения прочностных свойств как закалённых, так и незакалённыхстальных изделий, путём воздействия сильным импульсным электромагнитным полем. При таком воздействии устраняются дефекты в кристаллической решётке, выравниваются внутренние напряжения, измельчается и становится более однородной структура металла [1, 2].

Токи, индуцируемые магнитным полем в заготовке, нагревают ее поверхность. Выделение теплоты происходит наиболее интенсивно в местах структурной неоднородности заготовки, а именно в местах, где есть дефекты кристаллической решетки, или сторонние включения (коррозия, естественное старение, деформация). Локализация тепловыделения, вызванная воздействиеммагнитных полей приводит к локальной перестройке структуры, в результате которой дефекты исправляются или выталкиваются. Магнитно-импульсная обработка металлов повышает такие показатели, как стойкость, прочность и коррозионная защищенность[3, 4].

Преимуществом магнитно-импульсной обработки, по сравнению с известными методами упрочнения, является то, что геометрические параметры и качество поверхности упрочнённых изделий не меняются, не требуются дополнительная термообработка, финишные операции, сам процесс отличается низким энергопотреблением, высокой производительностью, экологической чистотой.

Под воздействием магнитно-импульсной обработки на поверхности стального изделия образуется упрочненный слой толщиной до 70 мкм.

Анализ физико-механических свойств материала, подвергшегося высокоэнергетическому воздействию, можно проводить различными методами как разрушающего, так и неразрушающего контроля, каждый из которых имеет свои преимущества и недостатки[5 - 7].

Для исследования влияния параметров МИО на изменение структуры поверхности обработанных стальных заготовок, предлагается способ, основанный на сопротивления ИХ поверхностного слоя. Реализация анализе изменения предлагаемого способа заключается в измерении импеданса заготовки до упрочнения посредством МИО и измерении импеданса этой же заготовки после воздействия При приложении к проводящему импульсного магнитного поля. образци высокочастотного напряжения, области, расположенные внутри проводника, будут обладать большим индуктивным сопротивлением. Это явление известно как скинэффект. В результате этого эффекта переменный ток высокой частоты при протекании по проводнику распределяется не равномерно по сечению, а преимущественно в поверхностном слое. Так как при магнитно-импульсном упрочнении происходит воздействие именно на слои изделия, близкие к поверхности, то изменение сопротивления поверхностного слоя заготовки, после МИО будет свидетельствовать об изменении структуры материала вблизи поверхности. Изменение структуры (увеличение однородности, образование мелкодисперсной структуры) приводит не только к изменению сопротивления приповерхностных слоев, но и к их упрочнению. Таким образом, можно определить корреляцию между изменением сопротивления и изменением структуры приповерхностных слоев. Преимуществом предлагаемого

метода является простота его реализации, а недостатком –большая погрешность измерения, связанная с необходимостью обеспечения однообразного подключения контактов к поверхности заготовки.

Учитывая определяющее влияние температуры на структурно-фазовые превращения металла, в данной работе также проведен анализ зависимости изменения температуры вблизи поверхности стального изделия при магнитноимпульсном упрочнении от параметров процесса и от особенностей профиля поверхности изделия.

Экспериментальное исследование влияния параметров магнитно-импульсного воздействия на сопротивление заготовки при протекании по ней тока высокой частоты

Для проведения исследований были изготовлены образцы из стали 40X диаметром 20 мм и длиной 100 мм. Для повышения сопротивления образцов, их боковая поверхность подвергалась корродированию.

Однообразность подключения подводящих электродов к образцам обеспечена их подключением к торцам заготовки, которые обрабатывались с высокой точностью. Постоянство силы, прижимающей контакты к торцам заготовки, обеспечено применением ограничителя усилий. Для этих целей наиболее удобно использовать микрометр с храповым механизмом. При этом электроды, подключаемые к заготовке, должны быть электрически изолированы от пяток микрометра.

Упрочняющую обработку образцов проводили на магнитно-импульсной установке, изготовленной для БарГУ в лаборатории механофизики формообразования гетерогенных систем ФТИ НАН Беларуси, с максимальным накопленным напряжением 5,2 кВ и энергией импульса 6,1 кДж. Обработку образцов осуществляли в цилиндрическом индукторе с внутренним (рабочим) диаметром 22 мм. Количество импульсов изменяли от 2 до 4. Для исследования свойств поверхностного слоя стального образца использованы осциллограф и генератор высокой частоты, которые в совокупности представляют собой USB-приставку к компьютеру, а также специальные щупы (рисунки 1 и 2). Температуру образцов после обработки в индукторе измеряли с помощью термопар.



Рисунок 1 — USB-приставка к компьютеру, содержащая осциллографический анализатор и генератор сигналов произвольной формы

После магнитно-импульсной обработки образцы подсоединяются к измерительному комплексу с помощью щупов через кольцевые контакты-хомуты (рисунок 2).



Рисунок 2 — Стальной образец с наличием коррозии, подсоединенный к измерительной цепи

Опытный образец подключается по пути следования зондирующего сигнала между генератором и осциллографом (рисунок 3).



Рисунок 3 — Схема подключения образца в измерительную цепь

В качестве зондирующего сигнала использован сигнал синусоидальной формы, частотой 33,3 МГц и амплитудой 255 мВ. Выбор обусловлен увеличением чувствительности и точности данного метода, а также с учетом результатов исследований, говорящих о появлении упрочненного слоя толщиной до 70 мкм [1]. Глубину \varDelta проникновения зондирующего сигнала частотой 33,3 МГц в поверхность стального образца можно определить по формуле[8]:

$$\Delta = c \sqrt{\frac{\rho \varepsilon_0}{\pi \mu_r f}} , \qquad (1)$$

где Δ — толщина токопроводящего слоя (скин-слоя);

с — скорость света в вакууме;

ho — удельное сопротивление материала заготовки;

ε₀— электрическая постоянная системы СИ;

µ,— относительная магнитная проницаемость;

f — частота сигнала.

Подставив известные значения с, $\varepsilon_{
ho}$, π , получим упрощенную формулу:

$$\Delta = 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu_r f}} , \qquad (2)$$

Подставим табличные значения для изделий из стали $\mu_r = 100$, $\rho = 2 \cdot 10^{-7}$ Ом·м и частоту f = 33.3 МГц, получим:

$$\Delta = 503 \sqrt{\frac{2 \cdot 10^{-7}}{100 \cdot 33, 3 \cdot 10^6}} \approx 3,9 \cdot 10^{-6} [m] = 3,9 \, \text{мкм}$$
(3)

Согласно полученным результатам по формуле (1) можно сделать вывод, что применение указанного частотного диапазонапозволяетосуществлять анализ упрочненных слоев толщиной до десятков микрометров.

Перед проведением магнитно-импульсного упрочнения получена контрольная осциллограмма прохождения сигнала синусоидальной формы напряжением 255 мВ и частотой 33,3 МГц по стальному образцу цилиндрической формы с наличием коррозии (рисунок 4). Корродированный слой наносили с целью увеличения эффективности метода с использованием токов высокой частоты, так как он обладает значительно большим электросопротивлением, чем поверхностный слой стального образца.



Рисунок 4 — Осциллограмма напряжения с частотой тока 33,3 МГц после прохождения по корродированному образцу до проведения упрочняющей обработки (эталонный сигнал – темная линя; сигнал, прошедший через заготовку – светлая линия)

Из рисунка 4 видно, что падение напряжения на образце, по которому протекает ток высокой частоты, составляет 16 мВ. Оно изменяется от значения 255 мВ при отсутствии образца, до 239 мВ при его подключении в измерительную цепь (см. рисунок 4). Это объясняется протеканием тока по корродированному слою, где активное сопротивление увеличено за счет различных дефектов (неоднородность микроструктуры, искажение кристаллической решетки и др.).

Для улучшения физико-механических показателей металла применили магнитноимпульсную обработку образца и получили соответствующую осциллограмму на той же частоте (рисунок 5).



Рисунок 5— Осциллограмма напряжения с частотой тока 33,3 МГц после прохождения по корродированному образцу после проведения упрочнения методом МИО (эталонный сигнал – темная линя; сигнал, прошедший через заготовку – светлая линия)

Анализ рисунка 5 показывает, что произошло уменьшение падения напряжения на образце после того, как он был подвергнут МИО. Падение напряжения на обработанном образце составляет 5 мВ: амплитуда сигнала, подаваемого на осциллограф через образец, подключенный в измерительную цепь, равна 250 мВ, а в отсутствии образца, как и ранее, 255 мВ. Это обусловлено снижением сопротивления прохождению тока высокой частоты в корродированном слое и связано с устранением дефектов кристаллической решетки и остаточных напряжений. Такая перестройка структуры приводит к большей однородности приповерхностных слоев, чем в исходном состоянии (до обработки МИО), что приводит к уменьшению сопротивления (до применения МИО падение напряжениебыло равно 16 мВ, см. рисунок 4). В то же время, увеличение однородности приповерхностных слоев обеспечивает их упрочнение. Таким образом, существует корреляция между уменьшением сопротивления по отношению к напряжению тока высокой частоты и повышением прочности приповерхностных слоев.

Таким образом, разработанный метод обладает достаточной простотой при анализе результатов упрочнения металлических изделий посредствомвысокоэнергетических методов обработки, и в сочетании с другими методами анализа (измерение твердости изделия и проведение микроскопии структуры поверхности) дает наиболее полную картину результатов упрочнения.

В ходе исследований проводили обработку образцов при различных режимах работы магнитно-импульсной установки с изменением энергии и количества импульсов. С помощью термопар определяли температуру образцов после МИО. Результаты представлены в таблице 1.

Режим обработки	3,3 кВ; 2,45кДж	4,2 кВ; 4 кДж	5,2 кВ; 6,1кДж	
Температура нагрева образца при двух импульсах, °С	63	78	96	
Температура нагрева образца при четырех импульсах, °С	97	110	156	

Таблица 1 — Температура нагрева поверхности образцов в зависимости от режимов обработки

Из таблицы видно, что температура образца зависит как от энергии каждого импульса, так и от количества импульсов, достигая довольно значительной максимальной величины 156°С. В [3] установлено, что в результате МИО стальных образцов, локальная температура (в микрообъемах) может достигать 1000°С, что объясняет достаточно высокую объемную температуру образца. Как известно [2, 3, 4, 9], повышение температурыстальных заготовокв определенных пределахспособствует проявлению мелкодисперсной структуры.

В процессе упрочнения с помощью магнитно-импульсной обработки наблюдалась остаточная намагниченность изделий, так как рабочее поле индуктора имеет постоянный характер, что требует учета и мер по размагничиванию. Простейшим способом размагничивания является выдержка изделий в воздушном пространстве в течении нескольких часов. При необходимости ускорения процесса размагничивания заготовку необходимо поместить в индуктор с переменным магнитным полем, что приведет к многократному перемагничиванию (даже в промышленной сети с частотой 50 Гц) без ощутимой остаточной намагниченности.

В данной работе также проводили упрочнение методом МИО стальной пружины диаметром 20 мм с измерением коэффициента упругости до упрочнения и после. Приравняв силу упругости (по закону Гука) (4) и силу тяжести (5) находим коэффициент упругости (формула 6) [10]:

$$F_{vnp} = k \cdot \Delta l, \tag{4}$$

где *k*— коэффициент упругости пружины; *∆I* — удлинение пружины;

$$F_m = m \cdot g, \tag{5}$$

(6)

где *т*— масса груза;

g— ускорение свободного падения;

$$k = \frac{m \cdot g}{k}$$
,

∆l где *m*= 1,144 кг;

g= 9,8 м/с²;

 $\Delta I_1 = 3,88 \cdot 10^{-3}$ м — модуль удлинения до упрочнения;

 $\Delta I_1 = 3,81 \cdot 10^{-3}$ м — модуль удлинения после упрочнения.

Подставив соответствующие значения в формулу (6) получим два значения коэффициентов упругости: до упрочнения 2,89·10³H/м и после 2,95·10³H/м. Сравнение этих значений показывает, что произошло увеличение коэффициента упругости пружины на 56,94 H/м, что указывает на наличие изменений, которые происходят в материале, из которого изготовлена пружина.

Особенность обработки изделий, подобных пружине, заключается в подборе определенного режима обработки с целью недопущения перегрева изделия и, как следствие, отпуска металла с последующим снижением коэффициента упругости.

Разработка модели распределения тепловой энергии в цилиндрических стальных образцах, в том числе имеющих на поверхности выступы и канавки. Методы расчета количества теплоты, выделяемой в процессе МИО и распределение температуры на поверхности цилиндрической заготовки

Для осуществления процесса магнитно-импульсного упрочнения металлическое изделие помещается в непосредственной близости или внутри индуктора [1]. В индукторе создается импульс тока. Поток магнитного поля, создаваемого индуктором, изменяется через поверхность сечения изделия и в нем возникает вихревое электрическое поле, а ЭДС индукции определяется формулой [8]:

$$\mathcal{E} = -\frac{d\Phi}{dt},$$

(7)

где *dt* — времяизменения магнитного потока при магнитно-импульсном воздействии,

*d*Ф — магнитный поток, который в случае однородного поля напряженностью *H*, направленной перпендикулярно поверхности поперечного сечения, равен:

 $\Phi = \mu \mu_0 HS \,, \tag{8}$

где *S* — площадь поперечного сечения заготовки,

µ — магнитная проницаемость материала заготовки,

 $\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7}$ Гн/м — магнитная постоянная в системе СИ.

Знак минус в формуле (7) определяет направление индукционного тока.

Если заготовка выполнена из токопроводящего материала и однородна (не имеет диэлектрических вставок) в пределах сечения, то по внешнему периметру сечения будет протекать индукционный ток, сила которого определяется в соответствии с законом Ома:

$$I = \frac{\left|\mathcal{E}\right|}{R},\tag{9}$$

где *R* — сопротивление участка изделия вблизи внешнего периметра сечения, по которому протекает индукционный ток, определяемое по формуле:

$$R = \rho \frac{\langle l \rangle}{\Delta S},\tag{10}$$

где $\Delta S = \Delta h \Delta r$ — площадь области заготовки, по которой протекает индукционный ток (рисунок 6);

 Δr — ширина области протекания тока вблизи внешнего периметра сечения;

 Δh — высота однородного участка заготовки (участка с постоянным поперечным сечением);

р — удельное сопротивление материала заготовки;

 $< l >= l_0 - 0.5 \Delta r$ — длина средней линии, соответствующей области протекания тока;

*l*₀ — длина периметра поперечного сечения заготовки.



Рисунок 6 — Распределение индукционного тока вблизи внешнего периметра заготовки.

Используя формулы (7) – (10), для определения плотности вихревого индукционного тока $j = I \Delta S$ получаем зависимость:

$$j = \frac{\mu\mu_0 S}{c < l > dH} \frac{dH}{dt}.$$
(11)

Из формулы (11) видно, что с увеличением скорости изменения напряженности магнитного поля $\frac{dH}{dt}$, создаваемого индуктором, и при увеличении площади поперечного сечения заготовки *S*, расположенной перпендикулярно полю, а также при большом значении относительной магнитной проницаемости μ (заготовка выполнена из магнитного материала), плотность индукционного тока возрастает. При этом линии тока представляют собой замкнутые линии, повторяющие форму периметра заготовки и расположенные в плоскостях, перпендикулярных силовым линиям магнитного поля индуктора[9].

Временная зависимость $\frac{dH}{dt}$, характеризующая нарастание магнитного поля индуктора, определяется для немагнитных материалов периодом колебаний, возникающих при разрядке батареи конденсаторов емкостью *C* на индуктор с индуктивностью *L*. Полагая, что:

$$H(t) = \hat{I}_{\max} \left(\exp\left(i \, \omega t \right) \right), \tag{12}$$

где $\omega = \left(\sqrt{LC}\right)^{-1}$ – циклическая частота колебаний контура, получаем:

$$\left|\frac{dH}{dt}\right| = \omega H_{\text{max}},\tag{13}$$

где H_{\max} — максимальное амплитудное значение напряженности магнитного поля, которое достигается в момент времени t = T/4 после начала колебаний. В дальнейшем амплитуда колебаний будет уменьшаться вследствие потерь энергии при затухающих колебаниях.

При дальнейшей разработке модели будем считать, что вследствие взаимной индукции участков заготовки, индукционный ток вытесняется к внешнему периметру сечения заготовки [3] и толщина слоя, по которому протекает индукционный ток, определяется толщиной скин-слоя:

$$\Delta r = \sqrt{\frac{2 \rho}{\mu_0 \mu_0}},\tag{14}$$

Значение максимального значения напряженности магнитного поля $H_{\rm max}$ не определяется в рамках разрабатываемой здесь модели, а определяется геометрическими характеристиками индуктора и параметрами изделия [9]. Это значение может быть рассчитано методами численного моделирования при помощи программ FEMM, CST, FEKO и др.

Запишем выражение, определяющее преобразование энергии индукционного тока в теплоту для малого объема изделия, в котором протекает индукционный ток за малое время *dt*:

$$j^{2}(t) \approx l > \Delta h \Delta dt = c \Delta \Delta T + (k_{1} l \Delta \Delta h(T_{01}) + k_{2}(l - \Delta r) \Delta h(T_{02}))dt, \qquad (15)$$

где плотность индукционного тока *j* на основании формул (11) и (13) определяются формулой:

$$j = \frac{\mu_0 \mathcal{A}}{\tilde{n} < l >} \omega H_{\text{max}}, \qquad (16)$$

где с — удельная теплоемкость материала изделия,

 $\Delta m = \gamma \Delta V$ — масса близкого к поверхности элемента изделия, нагреваемого индукционным током,

γ — плотность материала изделия,

 $\Delta V = < l > \Delta h \Delta r$ — объем нагреваемого индукционным током участка изделия,

*k*₁ — коэффициент теплопроводности, который определяет энергию, передаваемую нагретым участком поверхности изделия окружающей среде (воздух) через единицу площади за единицу времени,

dT — изменение температуры участка вблизи поверхности изделия, в которой происходит выделение теплоты при протекании индукционного тока за время *dt*,

*l*Δ*h* — площадь поверхности изделия, контактирующей с окружающей средой,

 T_{01} — температура окружающего воздуха,

*k*₂ — коэффициент теплопроводности внутри металла,

 $(l - \Delta r)\Delta h$ — площадь, через которую энергия за счет теплопроводности переходит из нагреваемой током области внутри изделия поверхности заготовки, контактирующей с окружающей средой,

*T*₀₂ — температура внутренних слоев изделия.

Интегрирование уравнения (15) в общем случае представляет собой сложную задачу и может быть осуществлено только в случаях, когда изделие имеет определенную форму, обладающую аксиальной симметрией. Помимо сложностей, связанных с геометрией реальных изделий, обрабатываемых магнитно-импульсным воздействием, задача в общем случае является нелинейной. Нелинейность связана с зависимостью параметров уравнения (15) от температуры. В частности, удельное сопротивление материала изделия р увеличивается с увеличением температуры. Изменяются с увеличением температуры и остальные параметры, при этом, изменения теплоемкости c, коэффициентов теплопроводности k_1 и k_2 с изменением температуры несущественны. Температура окружающей среды Т₀₁ зависит от условий и определяется экспериментально, а распределение охлаждения заготовки температуры T₀₂ внутренних слоев заготовки в поперечном сечении, которая уменьшается при удалении от нагреваемой поверхности к центру, может быть рассчитана в рамках модели путем интегрирования по объему заготовки. Для магнитных материалов следует учесть зависимость относительной магнитной проницаемости от напряженности магнитного поля. Учет всех указанных зависимостей возможен при решении задачи методами численного моделирования.

Модель, основанная на уравнении (15), может быть упрощена так, чтобы на основе упрощенного уравнения можно было бы выполнить качественные оценки для анализа ряда практических случаев.

Во-первых, экспериментально установлено, что импульсный разряд имеет форму затухающей синусоиды. Максимальное количество наблюдаемых периодов затухающих колебаний равно 3. Поэтому для оценки количества теплоты, выделяемой при протекании тока, можно использовать понятие действующего значения, а время

импульсного разряда оценить как 1,5 периода колебаний $t=3\pi\sqrt{LC}$.

Во-вторых, относительную магнитную проницаемость большей части изделия можно считать постоянной и независящей от напряженности магнитного поля. Это связано с тем, что индукционные токи имеют такое направление, что создают магнитные поля, направленные противоположно направлению нарастания внешнего магнитного поля, создаваемого индуктором, что отражается знаком минус в формуле (7). Поэтому полная напряженность магнитного поля внутри изделия, равная векторной сумме внешнего и индуцированного поля, равна нулю. То есть, в случае сплошного изделия ее тело выполняет роль сердечника и, в случае обработки магнитных материалов, приводит к повышению интенсивности процесса МИО.

В-третьих, характерные частоты импульсного разряда в магнитно-импульсных установках достигают значений порядка 2...10 кГц. При этом толщина скин-слоя Δr становится значительно меньше типичных размеров поперечного сечения обрабатываемого изделия. Поэтому область максимального выделения тепла можно

ограничить областью вблизи внешнего периметра изделия, а плотность тока в пределах расстояния Δr считать постоянной.

В-четвертых, поскольку импульс длится не более трех периодов, то время выделения теплоты за счет протекания индукционных токов мало (порядка 1 мс). Таким образом, теплота, выделяемая за время импульса, не успевает передаться окружающей среде (воздуху). Это связано с тем, что процессы передачи теплоты от изделия воздуху являются медленными (при характерных размерах изделия и теплопроводности воздуха время релаксации этого процесса во много раз больше 1 мс). Поэтому слагаемым, определяющим передачу теплоты в окружающее пространство, можно пренебречь и считать процесс адиабатным.

Передачей теплоты от нагреваемого участка внутрь изделия пренебрегать нельзя, поскольку теплопроводность металла обусловлена, в том числе, электронами проводимости, и процесс теплопередачи внутрь изделия является быстрым. обладающей большой Например, для меди, теплоемкостью И большой теплопроводностью, нагревание поверхности будет на порядок меньше по сравнению с нагреванием поверхности стального изделия при одинаковых геометрических размерах индукторов и изделий и напряженности внешнего магнитного поля, создаваемого индуктором. Однако, учесть уменьшение температуры поверхности за счет распространения теплоты внутрь изделия, можно путем введения эмпирического фактора $\Psi(k_2) > 1$, который определяется материалом изделия и его формой.

В результате, вместо уравнения (15), запишем упрощенное уравнение модели, пригодное для оценки температуры поверхности обрабатываемых изделий, подставив плотность тока из уравнения (16):

$$\Delta T = \frac{3 \pi}{c \rho \gamma \Psi(k_{2}) \sqrt{LC}} \left(\frac{\mu_{0} \mathcal{S}}{\langle l \rangle} H_{\text{max}} \right)^{2}, \qquad (17)$$

где С — емкость батареи конденсаторов;

L— индуктивность индуктора и питающей цепи;

 $S = \pi r^2$ — площадь поперечного сечения заготовки, которую пронизывает магнитный поток, создаваемый индуктором;

 $< l >= 2\pi (r - 0.5\Delta r)$ — длина средней линии, которая характеризует протекание индукционного тока;

 $H_{\rm max}$ — амплитудное значение напряженности магнитного поля, которое достигается в момент времени t = T/4 с начала колебаний. В дальнейшем амплитуда колебаний будет уменьшаться вследствие потерь энергии при затухающих колебаниях, что учтено в формуле (15), поскольку время протекания индукционного тока выбрано равным 1,5 периода колебаний $t = 3\pi\sqrt{LC}$;

 $\Psi(\underline{k},r,T)$ — эмпирический фактор, который определяет передачу теплоты внутрь заготовки от нагретых участков ее поверхности, зависящий от коэффициента теплопроводности материала заготовки k_2 , градиента температур и площади теплопередачи $2\pi(r-\Delta r)h$ по длине заготовки. Численное значение этого коэффициента определяется в результате численного моделирования.

Уравнение (17) можно использовать для анализа некоторых схем МИО, указанных ниже.

1. Воздействие импульса на плоское изделие, выполненное из однородного материала и помещенное в поле спирального индуктора.

2. Воздействие импульса на сплошное цилиндрическое изделие, выполненное из однородного материала и помещенное в поле спирального индуктора.

3. Воздействие импульса на полое цилиндрическое изделие, выполненное из однородного материала и помещенное в поле спирального индуктора.

4. Воздействие импульса на цилиндрическое изделие, имеющее на поверхности выступы и канавки, параллельные плоскости поперечного сечения.

5. Учет неоднородностей материала изделия путем локализации индукционных токов по его высоте.

Численная оценка распределения температуры на поверхности цилиндрического стального образца под воздействием магнитно-импульсной обработки

упрочняющей Рассмотрим магнитно-импульснойобработки процесс цилиндрической заготовки, помещенной внутрь спирального цилиндрического индуктора. Здесь и далее полагается, что зазор между индуктором и заготовкой минимален, что обеспечивает максимальную эффективность эксплуатации магнитноимпульсной установки [9] $r_{_3} \approx r_{_{\!H}} = r$. Длина заготовки равна 10 см, длина индуктора во всех рассматриваемых случаях одинакова и равна $l_0 = 13.6\,$ см, количество витков равно $N\!=\!10$. Распределение модуля вектора напряженности магнитного поля на оси катушки определяется формулой:

$$H_{1k} = NI_1(\cos\alpha_1 - \cos\alpha_2)/2l_0,$$
 (18)

где α_1 — угол между направлением оси катушки и направлением вектора, соединяющего точку наблюдения и первый конец катушки;

 α_2 — угол между направлением оси катушки и направлением вектора, соединяющего точку наблюдения и второй конец катушки.

При дальнейшем анализе определяется максимальная температура на поверхности заготовки, которая достигается в точках на поверхности, которые расположены в сечении, проходящем перпендикулярно оси системы через ее центр. Для этого сечения:

$$\cos \alpha_1 = -\cos \alpha_2 = l_0 / \sqrt{4r^2 + l_0^2} , \qquad (19)$$

где *r* — внутренний радиус индуктора.

Индуктивность катушки определяется формулой:

$$L = \mu \,\mu_0 \pi \, r^2 N^2 \,/ \,l_0 \tag{20}$$

Энергия системы накапливается системой конденсаторов емкостью С, находящейся под напряжением U. Накопленная энергия рассчитывается по формуле:

$$W = CU^2/2 \tag{21}$$

В работе [3] было установлено, что плотность индукционного тока, возникающего на поверхности цилиндрической заготовки на расстоянии r от ее оси, в процессе магнитно-импульсного упрочнения определяется формулой:

$$j = \frac{\mu\mu_0 r}{2c} \frac{dH}{dt},$$
(22)

где *µ* — магнитная проницаемость материала заготовки;

 $\mu_0 = 4\pi \times 10-7$ Гн/м — магнитная постоянная в системе СИ;

с— удельнаятеплоемкость материала заготовки;

$\frac{dt}{dt}$ – скорость изменения напряженности магнитного поля, создаваемого

индуктором.

При радиусе заготовки, выполненной из меди ($\rho_0 = 1.7 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, $\mu = 1$) R= 2 см и скорости нарастания магнитного поля 8 · 10¹⁰ А/(м·с), значение плотности тока равно $j=5,9\cdot10^{10}$ А/м². Для стальной заготовки (ст10) ($\rho_0=1.5\cdot10^{-7}$ Ом·м, $\mu=2$)такого же размера, значение плотности тока составляет $j=1,3\cdot10^{10}$ А/м².

Считая процесс протекания тока в индукторе затухающим гармоническим процессом с частотой f, для изменения температуры заготовки в малом объеме, расположенном на расстоянии r от ее оси, запишем:

$$\Delta T(r) = \frac{j(r)^2 \rho_0}{4c \gamma f},$$
(23)

где γ — плотность материала заготовки.

Численные оценки для температуры на поверхности заготовки в случае, когда она выполнена из меди ($c = 400 \, \text{Дж/(кг·K)}$, $\gamma = 8.9 \cdot 10^3 \, \text{кг/m}^3$), выполненные по формуле (23), дают значение 2087 К при рассчитанном по формуле (22) значении плотности тока. Для стальной заготовки ($c = 500 \, \text{Дж/(кг·K)}$, $\gamma = 7.8 \cdot 10^3 \, \text{кг/m}^3$) того же размера, изменение температуры точек на ее поверхности, рассчитанное в соответствии с формулой (19), равно 864 К.

Приведенные численные оценки являются завышенными, поскольку при анализе изменения температуры по формуле (23) не учтены нижеследующие факторы.

1. Вследствие скин-эффекта ток в заготовке протекает только в пределах узкого кольца вблизи ее поверхности. Толщина скин-слоя *∆г*определяется по формуле (14).

Для вышеприведенной медной заготовки радиусом 2 см $\Delta r = 5,2$ мм, а для стальной заготовки такого же размера $\Delta r = 11$ мм.

2. При нагревании приповерхностного слоя осуществляется передача теплоты участкам, находящимся внутри заготовки.

3. Изменение удельного сопротивления материала заготовки в зависимости от температуры в области протекания индукционного тока выражается формулой [10]:

 $\rho(T) = \rho_0 (1 + \alpha \Delta T),$

(24)

Где α — температурный коэффициент изменения сопротивления.

С учетом указанных факторов, для изменения температуры поверхности заготовки в малом объеме предложена формула (17).

Оценку температуры поверхности медной и стальной заготовок радиусом 2 см на основании формулы (17) проведем для следующих значений параметров: $H_{\rm max} = 2 \cdot 10^7$ A/м, $C = 10^{-3}$ Ф, $L = 10^{-3}$ Гн, что соответствует техническим возможностям магнитно-импульсной установки, обеспечивающей энергию импульса 5 МДж и частоту колебаний порядка 1 кГц. В результате для медной заготовки с параметрами $\Psi(k_{medu}, r, T) = 20, k_{medu} = 382(BT/(M \cdot K))$ получаем, что максимальное изменение температуры на поверхности заготовки будет равно 492 К, а для стальной заготовки ($\Psi(k_{cmanu}, r, T) = 10, k_{cmanu} = 47(BT/(M \cdot K))$) — 407 К (см. расчеты по формуле (23)). Учет скин-эффекта и теплопроводности материала приводит к значениям температуры, которые для меди в 4,2 раза, а для стали в 2,11 раза меньше, чем рассчитанные без учета этих эффектов. При удалении от поверхности внутрь образца в пределах скин-слоя, изменение температуры уменьшается в 7.4 раза. Поскольку в рамках разрабатываемой модели выделение теплоты рассматривается только в пределах скин-слоя, то при дальнейшем удалении от поверхности к центру заготовки изменение температуры связано только с процессами теплопередачи. Таким образом, несмотря на то, что температура поверхности медной заготовки больше чем у заготовки, выполненной из стали, выделение энергии в заготовке из стали будет выше, поскольку толщина скин-слоя в стали вдвое больше, чем в меди. Это связано с магнитными свойствами стали и квадратичной зависимостью температуры в формуле (17) от магнитной проницаемости материала заготовки.

Анализ распределения температуры в стальном образце, имеющем переменное поперечное сечение, под воздействием магнитно-импульсной обработки

Рассмотрим влияние радиуса заготовки и индуктора на распределение температур на поверхности обрабатываемой заготовки.

В соответствии с формулой (17), изменение температуры на поверхности заготовки квадратично зависит от ее радиуса. Изменение радиуса заготовки непосредственно связано с изменением радиуса индуктора, что влечет за собой изменение индуктивности катушки и максимального значения напряженности магнитного поля, создаваемого ей. Поэтому, при изменении радиуса индуктора, для того, чтобы обеспечить неизменное значение максимальной напряженности магнитного поля в области обработки, необходимо изменить энергию импульса.

При изменении радиуса заготовки изменяется и значение эмпирического фактора $\Psi(k, r, T)$. Это связано с тем, что изменяется площадь, по которой происходит теплопередача от области, ограниченной толщиной скин-слоя (14), в которой происходит выделение теплоты при протекании индукционных токов, к внутренним областям заготовки.

Рассчитаем температуру на поверхности стальной заготовки радиусом 5 см. При моделировании параметры материала (ст10) остаются неизменными (см. выше). Для обеспечения максимального значения напряженности магнитного поля $H_{\rm max} = 2 \cdot 10^7$

А/м, индуктивность индуктора равна $L = 5 \cdot 10^{-3}$ Гн. Значение параметра $\Psi(k, r, T) = 25$

. В результате расчетов по формуле (15) получено значение 455 К. Следовательно, при увеличении радиусов индуктора и заготовки увеличивается потребляемая энергия и, соответственно, увеличивается температура поверхности заготовки. В предыдущем примере для стальной заготовки радиусом 2 смТ = 407 К< 455 К.

Рассмотрим стальную заготовку длиной 10 см и радиусом 5 см, имеющую канавку шириной 1 см и радиусом 4 см, которая расположена перпендикулярно оси заготовки на расстоянии 2 см от центра. Оценим, насколько различается температура поверхности участков, расположенных симметрично относительно центра заготовки, но имеющие разные радиусы. Индуктивность системы индуктор-заготовка в рассматриваемом случае составляет $4.5 \cdot 10^{-3}$ Гн и значение максимальной напряженности магнитного поля на рассматриваемом участке поверхности равно $1.9 \cdot 10^{-7}$ А/м. Коэффициент $\Psi(k_{cma.nu}, 5, T) = 25$ для участка радиусом 5 см и $\Psi(k_{cma.nu}, 4, T) = 20$ для участка радиусом 4 см. Рассчитанное по формуле (15) изменение температуры нагревания участка радиусом 5 см составляет 433 К, а для участка радиусом 4 см – 346 К. Следовательно, в заготовке происходит перераспределение тепловой энергии при МИУ: больше энергии выделяется на участках с большим радиусом, так как зазор между этими участками и внутренней поверхностью индуктора меньше.

Если на заготовке присутствуют пазы, параллельные оси заготовки, то это существенно снижает эффективность нагревания всей поверхности заготовки. При этом линии индукционного тока существенно отличаются от концентрических окружностей. В случае, когда в заготовке есть один паз, температура нагревания поверхности минимальна внутри и вблизи него и максимальна в точках, диаметрально противоположных пазу. Чем больше глубина паза, тем меньше температура нагревания нагревания всей поверхности заготовки и ниже эффективность процесса МИО.

Заключение

Разработан метод анализа свойств металлических изделий, основанный на появлении скин-эффекта при прохождении тока высокой частоты (ТВЧ). С помощью этого метода проведены исследования влияния магнитно-импульсной обработки стальных цилиндрических изделий на амплитуду электрического сигнала в процессе пропускания тока высокой частоты (33,3 МГц) через стальной образец диаметром 20 мм, предварительно подвергшийся коррозии. Корродированный слой наносили на образец с целью увеличения эффективности метода с использованием ТВЧ, так как он обладает значительно большим электросопротивлением, чем поверхностный слой стального образца. Исследования показали, что в результате МИО амплитуда тока увеличивается, что говорит об уменьшении электросопротивления поверхностного слоя за счет устранения дефектов кристаллической решетки, снижения остаточных напряжений, измельчения структуры.

Установлено, что магнитно-импульсная обработка стальной пружины диаметром 20 мм привела к увеличению коэффициента упругости пружины, что указывает на появление упрочненного слоя в материале пружины.

Анализ модели распределения температуры у тел различного поперечного сечения показал нижеследующее:

Если магнитно-импульсному упрочнению подвергается полая цилиндрическая заготовка, то распределение температуры вблизи ее поверхности зависит от толщины стенок. Если толщина стенок меньше толщины скин-слоя, то стенка прогревается практически равномерно. При этом режим теплоотдачи определяется полостью внутри заготовки, заполненной воздухом, то есть, коэффициент $\Psi(k,r,T) \approx 1$. В случае полой

заготовки со стенками, толщина которых больше толщины скин-слоя, передача тепла внутренним слоям заготовки также менее интенсивна по сравнению со случаем сплошной заготовки. При этом, в случае полой заготовки, индуктивность системы индуктор-заготовка меньше, чем в случае сплошной заготовки, однако для высоких значений напряженности магнитного поля возникает насыщение ферромагнитных образцов и влияние полости не оказывает существенного влияния на изменение температуры на поверхности заготовки.

Если цилиндрическая заготовка имеет на поверхности узкую канавку, расположенную в плоскости, перпендикулярной оси системы, то температура нагревания поверхности будет зависеть от радиуса заготовки в определенном сечении. Для обработки заготовок сложного поперечного сечения с большими отличиями размеров необходимо предусмотреть изменение профиля индуктора путем введения диамагнитных вставок – концентраторов магнитного поля. Однако, если глубина канавки во много раз меньше внешнего радиуса цилиндрической заготовки, то изменение температур незначительно, так как радиусы рассматриваемых участков отличаются ненамного.

Список литературы

1. Алифанов, А. В. Магнитно-импульсная упрочняющая обработка изделий из конструкционных и инструментальных сталей / А. В. Алифанов, А. В. Акулов, Ж. А. Попова, А. С. Демянчик. — Литье и металлургия, 2012. — №3. — С. 77 — 82.

2. Алифанов, А. В. Магнитострикционный механизм образования мелкодисперсной структуры в стальных изделиях при магнитно-импульсном воздействии / А. В. Алифанов, Д. А. Ционенко, А. М. Милюкова, Н. М. Ционенко // Вес. Нац. акад. навук. Беларусі. Сер.фіз.-мат. навук. — 2016. — №4. — С. 31 — 36.

3. Алифанов, А. В. Механизм упрочнения легированных сталей в импульсном магнитном поле / А. В. Алифанов, Ж. А. Попова, Н. М. Ционенко // Литье и металлургия, 2012. — №4. — С. 25 — 35.

4. Alifanov, A. Modeling of non-stationary diffusion of alloying elements on exposure of steel samples to magnetic pulses / A. Alifanov, A. Miliukova, Zh. Popova, D. Tsionenko / 15-th International Scientific Conference — «TRANSFER 2014» Alexander Dubcek University of Trencin, 23-24.10.2014, Trencin, Slovakija. — P. 10-14.

5. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряже-ний. — Киев: Наук. Думка, 1981. — 584 с.

6. Технологические остаточные напряжения / Под ред. А. В. Подзея. — М.: Машиностроение, 1973. — 216 с.

7. Кане, М. М. Основы научных исследований в технологии машино-строения / М. М. Кане — Минск: Вышэйшая школа. — 1987. — 231 с.

8. Шпиганович, А. Н. Анализ влияния высших гармонических составляющих на безотказность электроизоляционных покрытий / А. Н. Шпиганович, С. В. Довженко // Журн. науч. публ. аспирантов и докторантов. — 2008. — Режим доступа: http://www.jurnal.org/articles/2008/elect7.html. — Дата доступа: 02.03.2012.

9. Алифанов, А. В. Глава 2. Физика процесса магнитно-импульсного упрочнения стальных изделий, расчет индукторов и параметров процесса / А. В. Алифанов, Д. А. Ционенко, А. М. Милюкова. — Перспективные материалы и технологии. — Монография в 2-х томах, Том 2. — Витебск, 2017. — С. 31 — 53.

10. Савельев, Н. П. Общий курс физики. Том 3 /Н. П. Савельев — М: Наука, 1989. - 356 с.

Глава 7 СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ, ВЫЗВАННЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЕМ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

^{1,2}Савенков Г.Г., ²Кузнецов А.В.

¹Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия, <u>sav-georgij@yandex.ru</u> ²АО "Машиностроительный завод "Армалит", г. Санкт-Петербург, Россия,

avkuznecov77@mail.ru

Введение

Поверхностная обработка конструкционных металлов и сплавов импульсным сильноточным электронным пучком (СЭП) с целью повышения их эксплуатационных характеристик является в настоящее время одной из наиболее перспективных [1 – 4]. Электронно-пучковая обработка позволяет создавать в поверхностном слое, который в наибольшей степени подвержен трещинообразованию в условиях внешнего химикомеханического и температурного воздействия, наноструктурное состояние. Данное состояние поверхности обеспечивает повышенные значения химических и пластических характеристик поликристаллических материалов [5].

поверхностная Однако, если обработка металлов И сплавов низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (U = 10 - 40 кэВ, $W_{\rm S} =$ 10⁶ – 10⁷ Вт/см²) микросекундной длительности (2,5 – 10 мкс и выше) позволяет обеспечить, при всех прочих указанных достоинствах, удовлетворительное качество обрабатываемой поверхности, то применение высокоэнергетических сильноточных электронных пучков (U = 100 - 800 кэВ, W_S = 10⁹ - 10¹² Вт/см²) наносекундной длительности (5 – 50 нс) такое качество поверхности может не обеспечить. Такое положение связано с условиями генерации электронного пучка. Так, для генерации низкоэнергетического СЭП применяется катод автоэмиссионного типа, что и позволяет извлекать из катода при приложении к нему небольшого электрического поля формировать поток электронов с невысокой энергией.

В случае, когда в промежутке между катодом и анодом в вакууме приложен высоковольтный импульс с наносекундным фронтом, то за счёт микровзрывов вещества на микроостриях катода образуется плазма с достаточно высокой температурой (до нескольких десятков тысяч градусов) [6]. Из плазмы под действием приложенного электрического поля извлекается поток электронов высокой энергии (соизмеримой или намного превышающей их энергию покоя *mc*² (для электрона это 511 кэВ), а их скорость приближается к скорости света в вакууме). Такое явление носит название взрывной эмиссии электронов. Для частиц взрывоэмиссионной плазмы (иначе называемой прикатодной плазмой или катодным факелом (КФ)) скорость может достигать 1,5·10⁵ м/с [7, 8].

Таким образом, в случае катода взрывоэмиссионного типа, характер взаимодействия СЭП с поверхностью облучаемого образца (который играет роль анода) усложняется, поскольку кроме самого электронного пучка вклад в разогрев анода вносит КФ. Импульс напряжения, вызываемый тепловым ударом на поверхности анода плазмой, имеет временное запаздывание, определяемое расстоянием между катодом и анодом и скоростью движения фронта плазмы. В результате суперпозиции обоих импульсов могут измениться (по сравнению с действием только СЭП) градиенты температур, скорости теплоотвода в основной объём материала, шероховатость поверхности [9] и неравновесное структурно-фазовое состояние. Последнее характеризуется высоким уровнем дисперсности элементов субструктуры, большей плотностью дефектов материала по сравнению сего исходным состоянием, значительным градиентом концентрации легирующих элементов (при их наличии) и др.

Поэтому установление закономерностей эволюции структуры приповерхностных слоев, обрабатываемых металлов и сплавов, в результате воздействия СЭП

наносекундной длительности является достаточно актуальной задачей, решению которой посвящена настоящая работа.

Оборудование

Для воздействия сильноточных электронных пучков на металлические образцы использовалась установка, функциональная схема которой приведена на рис. 1. Установка включает сильноточный ускоритель электронов, измерительную аппаратуру, устройства регулирования и контроля условий облучения. Источником излучения служил сильноточный ускоритель электронов ГКВИ–300 (рис. 2). Он относится к ускорителям прямого действия, в котором ускоряющий промежуток нагружен непосредственно на генератор импульсных электрических напряжений. Конструкция подобных ускорителей и регулировка параметров описана в [10].

Ниже приведены параметры электронного ускорителя ГКВИ–300, с помощью которого нами изучалось воздействие СЭП на металлы и сплавы получены все экспериментальные результаты, приведенные в настоящей работе:

1. Генератор электрических импульсов выдаёт одиночные (разовые) импульсы прямоугольной или колоколообразной формы отрицательной и положительной полярности, со ступенчато – плавной регулировкой амплитуды в пределах от 500 В до 300 кВ, для амплитуды до 650 кВ использовалась выходное устройство ускорителя электронов с цилиндром Фарадея. Цилиндр Фарадея (ЦФ) позволяет производить прямые абсолютные измерения тока пучка заряженных частиц. Он может использоваться также в качестве эталонного измерителя для калибровки других измерительных устройств. Основные достоинства ЦФ _ высокая точность (погрешность может составлять десятые доли процента) и возможность измерения тока в большом диапазоне от 10⁻¹³ А до 10⁵ А. Установка ЦФ на пути пучка приводит к поглощению электронов и невозможности использования пучка для других целей;



Рисунок 1 - Функциональная схема экспериментальной установки: 1 – ускоритель пучка электронов; 2 – исследуемый образец; 3 – пояс Роговского



Рисунок 2 - Сильноточный ускоритель электронов ГКВИ-300

Длительность импульса регулируется в интервале 2 – 100 нс;

Длительности фронтов нарастания и спадания импульса – 3 нс;

Максимальный ток в импульсе 2,5 – 10 кА;

5. Плотность тока регулируется в интервале 1 – 2500 А/см²;

6. Относительный спад вершины импульса – 1,0%;

7. Выходной импеданс – 300 Ом. В диапазоне изменения величины импульса от 0 до 60 кВ предусмотрен к выходному импедансу 75 Ом;

 Время необходимое для полной готовности к повторному запуску генератора – 32 нс;

9. Питание прибора от сети 220 В, 50 Гц;

10. В качестве зарядной ёмкости используется два стандартных конденсатора КБГ 30 кВ, 0,5 мкФ, включённых последовательно;

11. Для зарядки формирующей линии используется резонансный трансформатор Тэсла.



Рисунок 3 - Выходное устройство ускорителя электронов с цилиндром Фарадея: 1 – изолятор ускорительной трубки; 2 – катододержатель; 3,4,5 катод: 3 – корпус катода; 4 – капролоновая вставка; 5 – медная (проволока Ø 1 мм) или танталовая (3 витка фольги толщиной 10 мкм наружным Ø 1 мм) вставка; 6₁(одно окно), 6₂(два окна) – окна для рентгенографии и применения скоростной оптической съемки процесса; 7 – фольговая мишень (АI или Та толщиной 13 мкм); 8 – металлическая диафрагма; 9 – коллектор цилиндра Фарадея; 10 – разъем СР – 75 цилиндра Фарадея; 11- пояс Роговского

Пучок электронов ускорителя 1 (рис. 1) попадает на исследуемый образец 2, формируя в нём импульс термоупругих напряжений, параметры которого определяются характеристиками пучка и свойствами мишени. Для измерения импульса тока пучка используется пояс Роговского [11], электрический сигнал с которого регистрируется на экране скоростного осциллографа.

Измерения тока в наших экспериментах дополняются измерениями тока поясом Роговского, который представляет собой торроидальную катушку индуктивности, перпендикулярно которой протекает измеряемый ток, так что магнитное поле



измеряемого тока сцепляется с витками катушки, катушка нагружена на нагрузочное сопротивление *R_H* и волновое сопротивление измерительного кабеля *ρ* (рис. 4).

Рисунок 4 - Схема измерения тока поясом Роговского.

Уравнение измерительной цепи записывается в виде

$$M \frac{di}{dt} = (R + R_{g})i_{\kappa} + L \frac{di_{\kappa}}{dt}$$

где M – взаимная индуктивность пояса Роговского и контура с измеряемым током, R – активное сопротивление катушки пояса, $R_{_{3}} = \frac{R_{_{n}} \cdot \rho}{(R_{_{n}} + \rho)}$ – эквивалентное сопротивление нагрузки пояса, i - измеряемый ток, $i_{_{\kappa}}$ - ток в катушке пояса, L – собственная индуктивность катушки пояса. При $\frac{L}{(R+R_{_{3}})} >> \tau$ (τ – длительность импульса тока) членом $L\frac{di_{_{\kappa}}}{dt}$ в уравнении измерительной цепи можно пренебречь, т.е. $M\frac{di}{dt} = L\frac{di_{_{\kappa}}}{dt}$ и

после интегрирования $i(t) = \frac{L}{M}i_k(t) = \frac{L}{M}\frac{U_{ocu}}{R_u}$ (пояс Роговского работает в режиме трансформатора тока), U_{ocu} – подводимый по измерительному кабелю к осциллографу сигнал. Величины *L* и *M* можно определить согласно [12].

Оценка энергетического спектра пучка производилась двумя методами. Сущность первого метода состоит в сопоставлении по времени величины ускоряющего напряжения и тока пучка ускорителя [10, 13]. Для этого совмещают осциллограммы ускоряющего напряжения и тока пучка (рис. 5). При совмещении осциллограмм их нулевые линии располагают параллельно, а окончания импульсов приводят к одной координате. Совмещённые осциллограммы разбивают на временные интервалы, соответствующие одинаковым приращениям ускоряющего напряжения, при этом площадь, ограниченная таким интервалом на осциллограмме, даёт заряд, переносимый пучком, соответствующая ордината на осциллограмме напряжения даёт энергию электронов. Отношение заряда на каждом интервале к величине суммарного заряда в зависимости от энергии электронов является энергетическим спектром электронов пучка.



Рисунок 5 Осциллограммы времени величины ускоряющего напряжения и тока пучка ускорителя

Второй метод основан на использовании зарядового спектрометра [14]. Спектрометр состоит из пакета измерительных алюминиевых фольг, расположенных перпендикулярно пучку. Между фольгами располагается диэлектрическая плёнка, выполняющая роль изолятора и определяющая расстояние между фольгами. Заряд, поглощённый каждой из фольг, за время импульса облучения, измеряется баллистическим гальванометром. Результаты измерения зарядов фольг спектрометра приведены в таблице 1. Погрешность измерения заряда не превышает 10%.

№ фольги	Заряд	Nº	Заряд	Nº	Заряд
	10 ⁻⁹ Кл	фольги	10 ⁻⁹ Кл	фольги	10 ⁻⁹ Кл
1	158,8	11	131,1	21	38,1
2	158,5	12	120,4	22	28,6
3	160,3	13	115,3	23	22,2
4	153,8	14	96,2	24	14,0
5	161,1	15	81,4	25	10,7
6	158,5	16	71,5	26	8,8
7	150,5	17	65,4	27	6,4
8	145,8	18	57,2	28	4,3
9	136,2	19	50,3	29	2,6
10	131,1	20	45,5	30	0.0

Таблица 1 - Заряды алюминиевых фольг

Заряды на фольгах спектрометра связаны с распределением *N*(*E*) электронов по энергиям в пучке следующим образом:

$$q_i = \int_{E_{\min}}^{E_{\max}} A_i(E) N(E) dE; \ i = 1,...,m.$$

Здесь E_{\max} и E_{\min} – максимальная и минимальная энергия электронов пучка; m – число фольг в спектрометре; $A_i(E)$ – аппаратная функция, имеющая смысл заряда, выделяющегося на *i*-ой фольге в случае монохроматического пучка с энергией *E*. Задача определения N(E) с помощью уравнения (2.8) является некорректной, так как заряды q_i измеряются с некоторой погрешностью. Входные данные задачи дискретны, поэтому она может быть решена методом сплайнов [15], который является специфической формой метода регуляризации Тихонова [16]. Восстановленный по

этим данным (таблица 1) спектр электронов (рис. 6) использовался нами для расчёта распределения поглощённой энергии в облучаемых материалах.



Рисунок 6 - Распределение поглощенной энергии в облучаемых материалах.

Методы испытаний

Для всех образцов (за исключением образца из меди марки M2) применялась схема воздействия СЭП, изображённая на рис. 7. Параметры СЭП – энергия электронов в пучке ~ 300 кэВ, амплитуда тока 1 кА, длительность импульса ~ 20 нс, диаметр пучка 10 мм. Во всех случаях использовались катоды взрывного типа из нержавеющей стали. В ряде случаев для отсечения прикатодной плазмы (КФ) между катодом и анодом (образцом) устанавливалась бронзовая мелкоячеистая сетка с размером ячеек 50×50 мкм. Образцы представляли собой диски диаметром 34 мм (кроме образца из меди марки M2), толщиной 1,5 – 5 мм.



Рисунок 7 - Схема облучения образца: 1 – вакуумная камера, 2 – катод, 3 – стальное кольцо, 4 – образец, 5 – пояс Роговского, 6 – бронзовая сетка

В оценке изменений, произошедших в металле после удара электронным пучком, использованы световой микроскоп «Аксиоверт», микротвердомер «Аффри», электронный растровый микроскоп «Камскан» и рентгеновский дифрактометр «Алтима 4», который работал в режимах большеугловой и малоугловой дифракции. Анализ формы рентгеновских линий, зарегистрированных в первом режиме, позволил собрать данные о микроискажениях кристаллической решетки ($\Delta d/d$) и размерах областей когерентного рассеяния (OKP). Изучение функции малоуглового рассеяния рентгеновских лучей дало возможность получить информацию об особенностях

распределения электронной плотности в одном из образцов (медном), которая интерпретирована как следствие разуплотнения материала.

Результаты экспериментов и их обсуждение

Образец из меди марки М2

Мишень в форме диска диаметром 97 мм и толщиной 1,5 мм вырезана из горячекатаного листа меди марки М2. Электронный пучок, сформированный в импульсном сильноточном ускорителе, направлялся перпендикулярно поверхности пластины. При средней энергии электронов в спектре 650 кэВ в месте удара пучка объему мишени в один кубический сантиметр в течение 40 нс была передана энергия *W*~750 Дж.

Если бы электронный пучок воздействовал на образец в течение одной секунды, то при указанных геометрических параметрах медной пластины к пятну контакта диаметром ~ 3см подводилась бы удельная мощность ~ $2 \cdot 10^2$ Вт/ см². Такой мощности мало для проявления эффекта «инерции тепла» [17], однако оказалось достаточно для получения сквозного отверстия (рис.8). По расчетным оценкам [18] наносекундное воздействие электронного пучка эквивалентно механическому давлению $p \sim 1, 2 - 1, 5$ ГПа: $p = \Gamma \cdot W$, где $\Gamma \sim 2 -$ коэффициент Грюнайзена, который в изотропном случае является скаляром.



Рисунок 8 - Фронтальная –а) и тыльная –б) поверхности мишени

Неровные края отверстия в образце имели короткие разрывы поперек листа, были пластически деформированы и загнуты вдоль направления движения пучка. На фронтальной поверхности мишени, которая первой приняла на себя поток энергии электронов, обнаружены следы теплового воздействия в виде круглого участка диаметром ~ 60 мм, расположенного вокруг отверстия. В пределах этого участка зафиксированы многочисленные чешуйки и капли металла, затвердевшего после оплавления (рис. 9). Наличие отверстия и следы оплавления свидетельствуют о значительном тепловом эффекте, вызванном поглощением энергии пучка. Как видно, его хватило для расплавления меди в приповерхностных слоях мишени.



Рисунок 9 - Чешуйки –а, б) и капли –в) в зоне оплавления фронтальной поверхности мишени

На противоположной (тыльной) поверхности мишени вокруг сквозного отверстии в пределах кольцевой площадки диаметром ~ 50 мм образовались отслоения металла глубиной до 0,1 мм, механически загнутые или параллельные поверхностям листа (рис. 10). По внешнему виду и ориентации они похожи на трещины откола, которые образуются при ударных (импульсных) механических воздействиях на металл. Признаки откольного разрушения и следы пластической деформации указывают, что при перераспределении энергии пучка ее некоторая часть вызвала механический эффект в форме механического импульса нагрузки и пластической релаксации.



Рисунок 10 - Следы пластической деформации и отслоения откольного вида на тыльной стороне мишени

При детальном рассмотрении краев образовавшегося отверстия и берегов раскрывшихся разрывов было обнаружено, что поверхность разрушения материала мишени имеет неоднородное строение. Так, в направлении воздействия электронного пучка на глубине до 60±10 мкм морфология поверхности разрушения вдоль края отверстия характеризуется изломом камневидного типа (рис.11), что соответствует межзеренному разрушению перегретого металла [19]. Далее, после короткой (~ 100 мкм) площадки сдвига с волнистым «бесструктурным» рельефом, типичным при локализованной деформации с исчерпанием запаса пластичности, доминирует квазихрупкий излом внутризеренного разрушения механизмом квазискола





На чешуйках отслоения и берегах разрывов, доступных для наблюдения в растровом электронном микроскопе, зафиксирован микрорельеф, представленный мелкими ямками малого диаметра, типичными при разрушении упрочненного металла после небольшой пластической деформации. На упрочнение металла вблизи места удара электронного пучка также указали результаты замеров микротвердости. Так, после индентирования призмы микротвердомера (HV) нагрузкой 50 г установлено, что

в непосредственной близости к отверстию значения микротвердости составили 1,30



б)
 Рисунок 12 - Пример изображения поверхности разрушения, обработанного на компьютере, -а), результат обработки в виде гистограммы распределения ямок по размерам –б)

Компьютерная обработка изображений поверхностей разрушения с участками отслоений и разрывов (рис.12) позволила обнаружить характеристические масштабы в рельефе поверхности разрушения. Первый масштаб (~3,5 мкм) принадлежит массе ямок квазискола, которые доминируют в микрорельефе и типичны при квазихрупком внутризёренном разрушении металла. Второй масштаб (~ 9 мкм) характеризует ямки, которые наблюдаются в меньшем количестве, но сгруппированы вокруг участков, по размеру сопоставимых с величиной зерен. Поскольку по данным металлографии на шлифах, подготовленных на разных удалениях от места удара электронного пучка, размер зерен определен как 30±10 мкм, можно полагать, что второй масштаб соответствует ямкам межзеренного разрушения. Третий масштаб (свыше 27 мкм) принадлежит отдельно и редко расположенным объектам цилиндрической формы, как на рисунке 11в, у которых стенки имеют оглаженный или волнистый микрорельеф вязкого разрушения после интенсивной межзеренной пластической деформации. Заметим, что количественные отношения между масштабами сопоставимы: 3,5/9 ~ 9/27 ~ 0,34±0,04, что является косвенным признаком масштабной инвариантности и автомодельности произошедших структурных перестроек.

Перечисленные особенности, хорошо различимые визуально, свидетельствовали о том, что кратковременное воздействие электронного пучка является термомеханическим, а рассеяние энергии пучка сопровождается тепловым и механическим эффектами в виде быстрого упругого и медленного пластического фронтов.

Например, если за время воздействия электронного пучка (40 нс) поверхностные слои медной мишени расплавились, то при коэффициенте теплового расширения меди $\alpha = 0.92 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹ температурный градиент вызвал термическое расширение и деформацию, которая распространялась со скоростью $\dot{\mathcal{E}}_{mepM} \sim 2.3 \cdot 10^4$ с⁻¹, что на два порядка выше скорости деформации при штамповке взрывом [20]. Полученная оценка не противоречит результатам фрактографического и металлографического исследования.

Можно предположить, что из обнаруженных характеристических масштабов каждый отвечает структурному состоянию, которое сформировалось в момент прохождения одного из фронтов. Например, откликом материала на прохождение самого быстрого упругого фронта могли явиться отслоения и массовая фрагментация зерен. На открытых участках поверхностей отслоений о наличии упрочненной фрагментированной структуры свидетельствует микрорельеф квазискола с множеством мелких ямок микроскопического масштаба. На фоне неоднородного температурного поля по толщине пластины замедленный пластический фронт с участием диффузии внутри зерен мог активировать крупномасштабные перестройки

мезоуровня в системе дефектов кристаллического строения, что выразилось в пластической деформации вдоль границ зерен с формированием более крупных ямок. Тепловой фронт, распространяясь по уже деформированному материалу пластины, мог вызвать глобальные макроскопические изменения с локальным расплавлением поверхности в месте соударения, а в толщине пластины вызвать перекристаллизацию и ориентированный рост новых зерен механизмом рекристаллизации.

Описанный сценарий возможных изменений в материале мишени нашел подтверждение в результатах структурных исследований. Так, методами световой и электронной растровой микроскопии удалось зафиксировать следы эволюции зерен, вызванной тепловым полем, появление трещин расслоения, пор и каналов локализованной пластичности. Например (рис.13 и 14), вблизи фронтальной поверхности мишени под каплями затвердевшего расплава на глубине до 100 мкм виден слой зерен столбчатого вида, образованных в ходе перекристаллизации металла. В средних по толщине слоях пластины форма и размер зерен (~30 мкм) сохранили первоначальные параметры, но сами зерна заметно фрагментированы. Вблизи отверстия обнаружены расслоения. Как видно, перечисленные особенности обусловлены процессами пластической деформации с участием механизмов скольжения и диффузии в среде ансамблей дефектов кристаллического строения.





Рисунок 13 - Участки металлографического шлифа с фрагментированными зернами (а) и(б)

Результаты обработки рентгенограмм, зарегистрированных в диапазоне большеугловой дифракции, показали, что в чешуйках меди, которые в зоне удара электронного пучка образовались вследствие расслоения мишени, скалярная плотность дислокаций достигла значений 10¹⁵ м⁻². Полученная оценка является предельной накануне разрушения металлических материалов. При этом размеры областей когерентного рассеяния составили 40 ± 10 нм. Регистрация рентгеновского излучения



Рисунок 14 - Структурные особенности (показаны стрелками), вызванные прохождением теплового, упругого и пластического фронтов: расплавление, зерна столбчатого вида и пористость –в), расслоения –г)

под малыми углами (МУР), рассеянного в тех же чешуйках, выявила возможное изменение электронной плотности в металле. Предполагая, что МУР обусловлено разуплотнением материала мишени, были вычислены эффективные размеры соответствующих пор. Их средний диаметр равен 57± 2 нм. Полученные данные говорят о том, что в зоне кратковременного воздействия электронного пучка большой мощности вследствие интенсивной упругой и пластической деформации в мишени сформировалось наноструктурированное состояние, в котором минимальный размер кристаллитов составил 30 – 60 нм.

Образцы из алюминиевого сплава Д16

Исследования образцов, испытавших воздействие и электронного пучка и плазмы, показали, что действие плазмы на его лицевую поверхность является основным фактором её деградации. Примеры структур приведены на рис. 15.



Рисунок 15 - Микроструктура приповерхностного слоя из алюминиевого сплава Д16: а) – центральная зона образца после воздействия СЭП+КФ; б) – периферийная центральная зона образца после воздействия СЭП+КФ; в) – центральная зона образца после воздействия СЭП; г) – периферийная центральная зона образца после воздействия СЭП

В центральной зоне образца на поверхности образуется характерный шероховатый рельеф с максимальными размерами выступов и впадин до 600 мкм. Приповерхностный слой выступов оплавлен. В ряде случаев под выступами обнаружены откольные микро- мезотрещины, пересекающие 3 – 4 гребня. В периферийной зоне наблюдаются мезотрещины длиной до 100 мкм, идущие от поверхности вглубь образца. Такие трещины являются следствием растягивающих напряжений, возникающих при плоском напряженном состоянии в тонком приповерхностном слое за счёт теплового удара, возникающих от действия пучков электронов и прикатодной плазмы (КФ).

Растягивающие напряжения для мезотрещин в случае плоского наряженного состояния есть макросдвиговые напряжения, действующие на всей глубине пробега (~ 0,3 мм) электронов в дюралюминиевом образце.

При действии только электронного пучка (КФ отсекается бронзовой сеткой) на образец его микроструктура качественно меняется. В центре мишени под действием давления, возникающего в области воздействия пучка, и (вероятно) локального

выброса паров металла образуется кратер глубиной ~ 200 мкм. В периферийной зоне действия пучка (ближе к внешнему диаметру реакционной области) на поверхности образца наблюдаются микро- мезоразрушения (рис.15 г). Появляется сеть продольных и откольных микро- мезотрещин, поверхность приобретает характерный микрошероховатый вид. Кроме того, ближе к центру облученной зоны обнаружен, как и в первом случае, оплавленный приповерхностной слой толщиной 10 – 25 мкм (рис. 16). Оплавление связано с невысокой температурой плавления алюминия и его сплавов.



Рисунок 16 - Оплавленный слой металла на лицевой поверхности

Задняя граница оплавленного слоя практически параллельна тыльной поверхности образца. В большом количестве наблюдаются мезотрещины длиной до 50 мкм, проходящие через оплавленный слой. В единичных случаях на лицевой поверхности образца обнаружены частицы застывшей плазмы, сферической или полусферической формы диаметром 20 – 50 мкм, т.е. и в этом случае наблюдается деградация поверхностного слоя образца.

Таким образом, можно сделать вывод о том, модифицирование поверхности алюминия и его сплавов с целью улучшения её свойств (например, увеличение микротвёрдости) при помощи воздействия на неё как сильноточного электронного пучка наносекундной длительности, так и в комбинации с плазмой невозможно, вследствие их невысокой температуры плавления.

Образцы из титанового сплава ЗМ

При воздействии на образцы СЭП+КФ для них характерно образование волнообразной приповерхностной области высотой до 25 мкм со стороны фронтальной поверхности, в которой возникла в результате перекристаллизации α"фаза с ромбической решёткой и остаточной β-фазой (рис. 17). Микротвёрдость, измеренная с помощью микротвёрдомера «Аффри» при нагрузке 0,2 H, в этом слое упала по отношению к основе образца на 20 – 25% (рис. 18).



Рисунок 17 - Структура титанового сплава ЗМ после воздействия катодного факела + СЭП



Рисунок 18 - Микротвёрдость в зоне воздействия катодного факела

Для второго режима обработки (воздействие только электронного пучка) наблюдалось образование приповерхностной области, состоящей из двух зон. В первой (прифронтальной) зоне глубиной ~ 4 – 5 мкм структура не выявлялась, а микротвёрдость была выше исходной более чем в 1,5 раза (рис. 19а). Со стороны фронтальной поверхности волнообразования не наблюдалось. Вторая зона высотой 15 – 20 мкм имела волнообразной рельеф со стороны первой зоны, однако параметры волны (период и амплитуда) были в 2 – 3 раза меньше по отношению к волне для образцов, обработанных по первому режиму. Тыльная граница второй зоны имела волнообразный рельеф, аналогичный первому режиму. Однако следует отметить, что во всех случаях для приповерхностного слоя титанового сплава 3М характерно наноструктурированное состояние. Размер кристаллитов сплава находился в диапазоне 50 – 100 нм (рис. 19 б)



a)

б)

Рисунок 19 - Структура титанового сплава ЗМ после воздействия СЭП

Полученные результаты для титанового сплава полностью совпадают с результатами работы [21].

Образцы из бронзы марки БрАЖНМц и нержавеющей стали 08Х18Н10Т

Аналогичные результаты (по отношению к титановому сплаву) были получены для бронзы и нержавеющей стали: образование волнистой поверхности (рис. 20 и 21) после совместного воздействия катодного факела и СЭП (при этом толщина модифицированного слоя была существенно меньше 25 мкм (5 – 10 мкм)) и достаточно ровная поверхность после воздействия СЭП.

В некоторых случаях у бронзовых образцов наблюдались откольные трещины (рис. 20 в). При этом микротвёрдость также была существенно выше, чем в случае

основного материала, не испытавшего воздействия СЭП, или после воздействия СЭП микросекундной длительности [22] (рис. 21) (например, для стали 08X18H10T HV 240 против HV 200).



Рисунок 21 - Структура стали 08Х18Н10Т после воздействия КФ + СЭП



Рисунок 22 - Микротвердость стали 08Х18Н10Т после воздействия СЭП

Заключение

На основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

- Воздействие электронного пучка большой мощности и последующее рассеяние энергетического импульса вызывает термомеханический эффект с образованием упругого, пластического и теплового фронтов, которые распространяются в металле с разной скоростью;
- Прохождение быстрого упругого фронта приводит к образованию пор и наноструктурированного состояния в зернах с минимальным размером кристаллитов 30 – 100 нм;
- Медленное движение пластического фронта в медном образце сопровождается эффектами расслоения в массиве зерен, локализации пластической деформации вдоль границ зерен и, после исчерпания запаса пластичности, раскрытию микротрещин расслоения вдоль границ раздела слоев;
- 4. Модифицирование поверхности алюминия и его сплавов с целью улучшения её свойств (например, увеличение микротвёрдости) при помощи воздействия на неё как сильноточного электронного пучка наносекундной длительности, так и в комбинации с плазмой невозможно;
- 5. В случае обработки поверхности образцов из всех исследованных материалов сильноточным электронным пучком наносекундной длительности качество поверхности, несмотря на повышенные значения микротвёрдости по отношению как к материалу основы, так и по отношению к воздействию пучка микросекундной длительности [22] неудовлетворительное.

Список литературы:

1. Грибков, В.А. Перспективные радиационно-пучковые технологии обработки материалов / В.А. Грибков, Ф.И. Григорьев, Калин, В.Л. Якушин. М.: Круглый стол, 2001. 528 с.

2. Кадыржанов, К.К. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк. М.: Изд-во МГУ, 2005. 640 с.

3. Тян, А.В. Нелинейные эффекты в поверхностном слое никелида титана в условиях его неравновесной активации импульсным электронным пучком / А.В. Тян, А.Г. Князева, С.Г. Псахье // Изв. ВУЗов. Физика. – 2007. № 3. С. 8 – 15

4. Иванов, Ю.Ф. Закономерности эволюции структуры стали 65Г при электроннопучковой обработке / Ю.Ф. Иванов, И.Б. Целлермаер, В.Е. Громов // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 2. С. 21 – 27.

5. Овчаренко, В.Е. Влияние модифицирования импульсной электронно-пучковой обработки поверхностного слоя на прочность и пластичность интерметаллического соединения Ni₃AI / В.Е. Овчаренко, Е.Н. Боянгин // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 12. С. 9 – 13.

6. Беломытцев, С.Я. Физика сильноточных пучков заряженных частиц: учебное пособие / С.Я. Беломытцев, И.В. Пегель. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2008. 115 с.

7. Мещеряков, Ю.И. О взаимодействии волн сжатия, инициируемых сильноточным импульсным пучком электронов в твёрдых телах / Ю.И. Мещеряков, В.А. Морозов // Журнал технической физики. 1979. Т.49, вып. 9. С. 1982 – 1986.

8. Morozov, V.A. Cathode plasma movement in vacuum diode at breakdown phenomenon per nanosecond interval / A.A. Lukin, G.G. Savenkov, I.A. Oskin // 2015 International Conference on "Stability and Control Processes" in Memory of V.I. Zubov, SCP 2015 – Proceedings. 30 November 2015, Article number 734084. P. 177 – 179. DOI: 10.1109/SCP. 2015. 7342084.

9. Волков, Н.Б. О механизме образования микрократеров на поверхности мишени, облучаемой мощным электронным пучком / Н.Б. Волков, А.Е. Майер, К.А. Талала, Я.П. Яловец // Письма в ЖТФ. 2006. Т. 32, вып. 10. С. 20 – 29.

10. Высокоэнергетическая электроника твёрдого тела / Под ред. Д.И. Вайсбурда. Новосибирск: Наука, 1982. 227 с.

11. Москалев, В.А., Сергеев Г.И. Измерение параметров пучков заряженных частиц / В.А. Москалев, Г.И. Сергеев. М.: Энергоатомиздат, 1991. 240 с.

12. Калантаров, П.Л. Расчет индуктивностей / П.Л. Калантаров, Л.А. Цейтлин. Л.: Энергоатомиздат, 1986. 217 с.

13. Бугаев, С.П. Исследование энергетического спектра электронов в сильноточном диоде / С.П. Бугаев, В.И. Кошелев, М.Н. Тимофеев // ЖТФ. 1974. Т. 44, вып.9. С. 1917 – 1921.

14. Дергобузов, К.А., Евдокимов О.Б., Кононов Б.А., Ягушкин Н.И. Спектрометр интенсивных пучков электронов / К.А. Дергобузов, О.Б. Евдокимов, Б.А. Кононов, Н.И. Ягушкин // Приборы и техника эксперимента. 1971. № 1. С. 29 – 30.

15. Василенко, В.А. Сплайн-функции: теория, алгоритмы, программы / В.А. Василенко Новосибирск: Наука, 1983. 214 с.

16. Тихонов, А.Н., Арсенин В.Я. Методы решения некорректных задач / А.Н. Тихонов, В.Я. Арсенин. М.: Наука, 1986. 288 с.

17. Самарский, А.А., Михайлов А.П. Математическое моделирование: Идеи, Методы, Примеры / А.А. Самарский, А.П. Михайлов. М.: Физматлит, 2002. 320 с.

18. Диденко, А.Н., Лигачев А.Е., Куракин И.Б. Воздействие пучков заряженных частиц на поверхность металлов и сплавов / А.Н. Диденко, А.Е. Лигачев, И.Б. Куракин. М.: Энергоатомиздат, 1987. 184 с.

19. РД 50-672. Классификация видов изломов металлов.

20. Штремель, М.А. Прочность сплавов. Ч. 2. Деформация. / М.А. Штремель. М.: Изд-во МИСИС, 1997. 527 с.

21. Горунов, А.И. Влияние комбинированного метода упрочнения концентрированными потоками энергии на структуру и твердость поверхности титанового α+β-сплава / А.И. Горунов // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 1. С. 15 – 19.

22. Савенков, Г.Г. Динамические свойства вязких металлов с модифицированным импульсным электронным пучком поверхностным слоем / Г.Г. Савенков, А.В. Кузнецов // Глава 4. Монографии «Перспективные материалы и технологии». Т. 2. Витебск: УО «ВГТУ», 2017. С. 73 – 89.

Глава 8 ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ И ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Бурнаев А.В.

ФГБОУ ВО Московский авиационный институт (Национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия, mitom@implants.ru

Введение

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхупругостью (СУ) являются «умными» (smart) материалами, с использованием которых разрабатывается особые функциональные изделия – термомеханические соединения, трансформирующиеся конструкции, актуаторы, медицинские имплантаты и др. [1]. Способность этих сплавов обратимо изменять свою форму при деформации и нагреве обусловлена протеканием в них мартенситного превращения. Это превращение и связанное с ним формоизменение могут реализовываться в материале как при термоциклировании, так и при механическом нагружении.

Закономерности этих процессов будут определять свойства материалов с ЭПФ и СУ (температурные, деформационные и силовые), а также характеристики работоспособности функциональных изделий.

Наиболее широко используемыми в настоящее время материалами с ЭЗФ и СУ являются сплавы на основе никелида титана (нитинол), обладающие высоким комплексом механических и специальных свойств [2, 3], а также коррозионной стойкостью во многих агрессивных средах и биологической инертностью [4 – 8]. Кристаллографические термодинамические особенности И мартенситного превращения в этих сплавах изучено достаточно подробно [9 – 12], но установленные закономерности всегда позволяют правильно прогнозировать не ИХ термомеханическое поведение в условиях эксплуатации изделий и обеспечивать требуемый уровень характеристик работоспособности. Поэтому актуальной проблемой является исследование влияния условий деформации, состава и структуры сплавов на основе никелида титана на закономерности их формоизменения с целью определения методов управления свойствами ЭПФ и СУ и характеристиками работоспособности изделий.

Теоретический анализ механизмов формоизменения сплавов с памятью формы

Формоизменение сплавов с памятью формы при деформации и последующем нагреве во многом определяется термосиловыми условиями реализации различных сдвиговых механизмов. К таким механизмам можно отнести:

1. Мартенситный механизм, определяемый деформацией формы при переходе одного типа кристаллической решетки в другой. Температура этого перехода зависит от химического состава превращающихся фаз и от напряжений, возникающих под действием на материал внутренних причин (дефектов кристаллического строения, вторых фаз и т.п.) или внешней нагрузки.

2. Двойникование мартенсита, которое в сплавах с эффектом памяти формы может происходить при относительно низких напряжениях. В процессе двойникования увеличивается объёмная доля тех вариантов двойникованных кристаллов, кристаллографическая ориентация которых снижают напряжения в материале.

3. Скольжение, реализующееся за счет образования и движения дислокаций. Напряжения, необходимые для начала скольжения, в интервале температур, в котором реализуется ЭПФ, мало зависят от температуры испытаний. В сплавах на основе никелида титана этот интервал обычно лежит в пределах от -30 до +100°C.

Особенностью первых двух механизмов является то, что величина накопленной по ним деформации определяется кристаллографическими особенностями превращающихся фаз (в первом) и двойниковой переориентацией (во втором). Т.е. формоизменение материала по этим механизмам имеет кристаллографическое ограничение и составляет в никелиде титана около 10%. В тоже время формоизменение по механизму, обусловленному скольжением дислокаций,

ограничено только пластичностью материала, и не является термически или механически обратимым. Если деформации накапливалась по механизмам мартенситного превращения или двойникования, то она может быть устранена при разгрузке или нагреве материала. Это приводит к реализации в первом случае сверхупругости, а во втором – эффекта памяти формы.

Условия реализации того или иного механизма формоизменения определяются тремя параметрами – напряжением (σ, т), деформацией (ε, γ) и температурой (T). Граничные значения этих параметров, разделяющие тот или иной механизм, в свою очередь, зависят от химического состава и структуры материала. Рассмотрим эти условия в зависимости от изменения двух параметров при постоянстве третьего. В координатах напряжение-температура, рис. 1, мы имеем зависимости напряжений начала двойникования (σ_д) и мартенситного превращения (σ_{А↔М}), а также напряжения начала скольжения (ос) от температуры испытаний. Уровень напряжений начала мартенситного превращения сильно зависит от соотношения температуры испытания и температуры термодинамического равновесия аустенита и мартенсита (T_o). Эту зависимость можно описать уравнением Клайперона для твердых тел [13]. Для поликристаллических материалов всегда есть ориентировки кристаллов аустенита. для которых знак деформации формы при мартенситном превращении совпадает со знаком действующих на материал напряжений. Поэтому температура прямого мартенситного превращения благоприятно ориентированных по отношению к действующим на материал нагрузкам кристаллов аустенита будет повышаться. В тоже время, чем выше температура испытаний относительно температуры равновесия аустенита и мартенсита, тем больше напряжения, необходимые для начала развития мартенситного превращения.



Рисунок 1 - Схема влияния температуры испытания на напряжения начала деформации сплавов с ЭПФ и СУ по механизмам мартенситного превращения (σ_{A↔M}), двойникования (σ_д), скольжения (σ_c). Т_о – температура термодинамического равновесия аустенита и мартенсита, Т_{кр} – температуры равенства напряжений мартенситного превращения и скольжения, (T₁-T₃) - температуры испытаний образцов.

При достаточно высоких температурах испытаний (T_3) напряжения начала мартенситного превращения достигают уровня напряжений скольжения в материале. В этом случае для начала превращения необходима пластическая деформация и деформационное упрочнение, а образующийся при этом мартенсит будет называться мартенситом деформации, в отличие от мартенсита напряжений, образующимся при напряжениях ниже начала скольжения. Напряжения, при которых наблюдается равенство $\sigma_{A\leftrightarrow M}$ и σ_c можно считать критическими (σ_{kp}), характеризующими переход от механизмов накопления обратимой деформации к механизму, приводящему к необратимому формоизменению. Этому равенству будет соответствовать критическая температура (T_{kp}), определяющая граничные условия образования мартенсита напряжений и деформаций.

Когда температура испытаний ниже температуры термодинамического равновесия аустенита и мартенсита (T_1), то имеющиеся в исходной структуре мартенситные кристаллы, как правило, ориентированы достаточно хаотично в поликристаллическом материале и изменения их формы в макромасштабе при охлаждении до этой температуры не происходит. При увеличении напряжений до уровня двойникования в материале происходит образование благоприятно ориентированных двойников мартенсита, которые уменьшают уровень свободной энергии материала. Таким образом, происходит накопление деформации, которая может быть устранена при последующем обратном мартенситном превращении в процессе нагрева выше Т₀.

Рассмотрим развитие формоизменения материала в процессе деформирования в координатах напряжение-деформация при некоторых постоянных температурах испытания (T₁, T₂, T₃), рис. 2. При T₁ (ниже температуры T₀) – после незначительной упругой деформации происходит передвойникование мартенсита, в процессе которого наблюдается постепенное исчерпание наиболее благоприятно кристаллографически ориентированных по отношению к направлению нагрузки вариантов кристаллов мартенсита. Кроме того, двойникованию будут препятствовать дефекты кристаллического строения, наследуемые от предыдущей обработки материала и возникающие при двойниковании в процессе деформации. Все это приводит к росту напряжений двойникования – деформационному упрочнению. Как правило, напряжения двойникования в материалах с памятью формы, в частности в никелиде титана, достаточно низкие и полное передвойникование мартенсита успевает произойти до достижения напряжений скольжения. Поэтому после этапа двойникования (отрезок 1-2 на рис. 2) наблюдается упругая деформация мартенсита (отрезок 2-3) пока напряжения не будут достаточны для развития скольжения.

При температуре T₂, которая незначительно выше T₀, исходный аустенит упруго деформируется до достижения напряжений мартенситного превращения при этой температуре испытаний. Образование благоприятно ориентированных по направлению к действующей нагрузке кристаллографических вариантов мартенсита приводит к накоплению деформации (отрезок 4-5 на рис. 2), которая может быть устранена при последующей разгрузке или нагреве.

По мере развития мартенситного превращения под действием напряжений в дефекты кристаллического материале будут накапливаться строения ОТ взаимодействия растущих кристаллов между собой, с границами зерен и частицами вторичных фаз (Ti₂Ni, Ti₃Ni₄ и др.). Кроме того, исчерпываются наиболее благоприятно ориентированные по отношению к действию нагрузки кристаллы аустенита. Все это будет приводить к росту напряжений мартенситного перехода. После завершения мартенситного превращения должна наблюдаться упругая деформация мартенсита (отрезок 5-6), пока ее напряжения не достигнут напряжений скольжения и формоизменение материала не начнет реализовываться за счет образования и движения дислокаций.



Рисунок 2 - Схема влияния степени деформации на механическое поведение сплава с ЭПФ и СУ при различных температурах испытания (номера точек указаны в тексте).

В том случае, когда деформационное упрочнение на стадии формоизменения по мартенситному механизму значительно (отрезок 4-7), то напряжения скольжения достигаются до окончания полного перехода аустенита в мартенсит. После этого в материале происходит накопление необратимой деформации, и при последующей разгрузке или нагреве исходная форма материала полностью не восстанавливается.

В тех случаях, когда температура испытаний достаточно высока $(T_3 > T_{sp} > T_0)$ и напряжения мартенситного сдвига выше напряжений скольжения, мартенситное превращение при деформации не начинается до начала скольжения. Поэтому реализовывается смешанный механизм формоизменения, когда повышение деформационного напряжений вследствие упрочнения при дислокационном скольжении будет приводить к мартенситному сдвигу в части кристаллов и наоборот.

Накопление и восстановление деформации в материале с эффектом памяти формы может происходить при термоциклировании через интервал прямого и обратного мартенситного превращения. Рассмотрим этот процесс в координатах «деформация-температура», рис. 3. Когда на материал не действуют напряжения от внешних и внутренних факторов формоизменение материала при охлаждении не происходит вследствие самоаккомодации кристаллов мартенсита. взаимно компрессирующих деформацию формы каждого из них (линия 1 на рис. 3). В том случае, когда в материале существует напряжения, при превращении возникают кристаллографические варианты мартенсита, в которых деформация формы снижает эти напряжения. В соответствии с ориентировкой напряжений меняется и форма материала, т.е. появляется накопленная деформация (линия 2). Чем выше уровень напряжений, тем большая деформация может быть накоплена по механизму мартенситного превращения. Кроме того, при этом увеличивается и температура начала накопления этой деформации в соответствии с зависимостью $\sigma_{A \leftrightarrow M}$ на рис. 1.


Рисунок 3 - Схема влияния температуры нагрева и охлаждения на формоизменение сплава с ЭПФ и СУ при различных напряжений (1 – σ = 0; 2 – σ < $\sigma_{\text{кo}}$; 3, 4 – σ > $\sigma_{\text{кo}}$).

Если уровень напряжений, действующих на материал, превышает критический уровень σ_{kp} (линии 3, 4 на рис. 3), то накапливаемая в процессе охлаждения деформация полностью не устраняется при нагреве. Однако при повторном термоциклировании возможна реализация обратимого формоизменения (линия 4 на рис. 3) за счет деформационного упрочнения и повышения вследствие этого величины σ_{kp} . Такое поведение материала часто называют тренировкой [14, 15] и используют для повышения характеристик работоспособности изделий.

Накопленная в процессе прямого мартенситного превращения под напряжениями деформация устраняется при последующем нагреве в интервале температур обратного мартенситного превращения. Таким образом, в случае действия в материале напряжений и термоциклировании через температуры прямого и обратного мартенситного превращения форма материала обратимо изменяется. Если напряжения в материале обусловлены действием внутренних факторов, имеющих ориентацию в макромасштабе (текстурированные напряжения от дефектов кристаллического строения, выделений вторичных фаз и т.п.), то формоизменение при термоциклировании происходит без внешнего воздействия, и это явление принято называть обратимым эффектом памяти формы или двухпутевым эффектом [3, 12, 14]. Обратимое формоизменение под действием внешней нагрузки используют в различных актуаторах и других устройствах.

Накопленная за счет двойникования или мартенситного сдвига деформация является механически или термически обратимой и может быть устранена при разгрузке (сверхупругость) или нагреве выше Ак (эффект памяти формы). Деформация, накопленная по механизму скольжения, необратима и приводит к возникновению невосстановленной деформации. В связи с этим напряжения начала скольжения являются важной характеристикой, определяющей полное или только частичное восстановление формы материала. Такое напряжение следует считать критическим (окр. ткр), поскольку его превышение при эксплуатации изделий с ЭПФ

может привести к снижению характеристик работоспособности. Критической также является деформация ($\epsilon_{\kappa p}$, $\gamma_{\kappa p}$), отвечающая критическому напряжению [16].

Критическое напряжение и деформация материала будут определяться условиями испытаний (температурой, схемой нагружения и т.п.) и материалом (химическим составом, структурой).

В процессе формоизменения материала по механизмам двойникования и мартенситного превращения движение границы благоприятно ориентированного кристалла сопровождается образованием дефектов кристаллического строения для обеспечения его сопряжения по границе с другими вариантами кристаллов мартенсита или аустенита [17]. Кроме того, при взаимодействии растущего кристалла с частицами вторых фаз и границами зерен так же будет происходить образование дефектов кристаллического строения. Эти дефекты могут быть частично устранены при обратном движении границы кристалла при разгрузке или нагреве, в процессе обратного мартенситного превращения. Однако при значительных деформациях накопление таких дефектов приводит к появлению необратимой пластической деформации при относительно низких напряжениях. В результате этого, можно ожидать снижение критических напряжений при достаточно высоком уровне критических деформаций. Так, в частности, при деформации материала в мартенситном состоянии, когда реализуются значительные критические деформации, критические напряжения значительно ниже напряжений скольжения аустенитной структуры.

Схема деформации образцов должна влиять на формоизменение материала в соответствии с изменением их напряженно-деформированного состояния. Так при кручении, в котором степень деформации и величина касательных напряжений возрастают от центральной оси образца к поверхности, нельзя ожидать оптимальных условий реализации механизмов двойникования и мартенситного превращения во всем объеме материала по сравнению с однородным напряженно-деформированным состоянием при растяжении. Однако, оценка деформационных характеристик материала по є_{тах} поверхностных слоев может создавать ложные впечатления об оптимальности схемы кручения при реализации ЭПФ. Это же можно сказать и об изгибе, для которого характерна значительная неоднородность напряженно-деформированного состояния с изменением его знака. В тоже время более простая методика испытаний образцов при кручении и изгибе делает эти схемы наиболее популярными при проведении исследованных характеристик ЭПФ.

Химический состав и структура сплавов с ЭПФ влияет на их формоизменение как за счет изменения характеристических температур мартенситного превращения, так и за счет упрочнения материала по твердорастворному, деформационному и дисперсионному механизмам. Так для сплавов на основе никелида титана повышение содержания никеля относительно стехиометрического состава эквиатомного интерметаллида TiNi приводит к значительному снижению температур мартенситного превращения [1, 10, 18]. Поэтому при одной и той же температуре испытания сплавы с разным составом могут иметь как аустенитную так и мартенситную структуру. Т.е. увеличение концентрации никеля в сплавах на основе никелида титана будет в какойто степени аналогично повышению температуры испытаний.

Увеличение дефектов кристаллического строения в результате легирования, деформационного упрочнения, выделения дисперсных частиц вторичных фаз должно приводить к повышению напряжений скольжения, а соответственно и критических напряжений формоизменения материала с ЭПФ [19]. В то же время это затрудняет рост ориентированных мартенситных кристаллов по механизмам двойникования и мартенситного превращения. Поэтому при некоторых условиях можно ожидать увеличение деформационного упрочнения и снижение критических деформаций материала. Установленные в проведенном анализе закономерности были экспериментально изучены при исследовании термомеханического поведения сплавов на основе никелида титана.

Объекты и методы исследования

В качестве объектов исследования использовали проволоку диаметром 1,3 ÷ 2,3 мм, полученную на последних этапах обработки теплым (500 – 600 °C) волочением ротационнокованных прутков сплавов TH1 двух составов. Первый состав (Ti – 54,7 % Ni по массе) соответствовал B2-твердому раствору во всем исследованном интервале температур обработки (450 – 900 °C). Второй состав (Ti – 55,8 % Ni по массе) был пересыщен никелем, поэтому при термообработке могли выделяться и растворяться богатые никелем интерметаллиды типа Ti₃Ni₄, Ti₂Ni₃. В структуре сплавов обоих составов присутствовали частицы интерметаллида Ti₂Ni (Ti₄Ni₂O), которые при температурах обработки 400 – 800 °C не меняют своей объемной доли и морфологии и не оказывают значительного влияния на структурные преобразования B2-фазы [20]. Поэтому в дальнейшем описании структуры сплава без необходимости мы о частицах Ti₂Ni не

будем упоминать.

Проволоку выпрямляли подвешиванием к одному из концов груза и нагревом пропускаемым током до температуры ~ 600 °C в течение 5 минут. Затем ее резали на образцы длиной ~ 100 мм и подвергали термической обработке в интервале температур 450 – 900 °C с выдержкой в течение 1 часа и охлаждением на воздухе. Термообработанные образцы шлифовали галтованием и подвергали электрополировке.

Образцы сплавов изучали металлографически на оптическом Neofot-32 и просвечивающем микроскопе JEM200. Рентгеноструктурный анализ выполнялся на дифрактометре ДРОН-4 в фильтрованном медном излучении. Для определения температур прямого и обратного мартенситного превращения использовали дифференциальный сканирующий калориметр DSC 404 F3 Pegasus.

Образцы подвергали растяжению на испытательной машине TIRAtest 2300, кручению на обратном крутильном маятнике УПК-2 и изгибу обкаткой вокруг оправок различного диаметра [21].

Восстановление формы образцов проводили нагревом в водяном термостате (после растяжения и изгиба) или трубчатой электропередачи (после кручения) с замером восстановленной и невосстановленной деформации.

В качестве основной характеристики, определяющей работоспособность исследуемых сплавов, использовали критическую степень деформации (укр). Для этого образцы подвергали последовательному [нагружению] – [разгружению] – [нагреву в свободном состоянии] с постепенным увеличением деформации в каждом цикле испытаний. Испытания проводили до тех пор, пока в образце не появится не восстановленная деформация. Минимальную деформацию и соответствующее ей напряжение, при которых в образце появлялась не восстановленная деформация, принимали за критические (укр и ткр).

Результаты эксперимента и их обсуждение

Структура образцов в исходном состоянии после волочения и прямления представлена В2 зернами небольшого размера (около 15 мкм) со следами

деформации (полосами сбора) и повышенной травимостью вследствие высокой дефектов концентрации кристаллического строения, рис. 4. По данным металлографического и рентгеноструктурного анализов [22] в образцах сплава состава 1 присутствует небольшое количество мартенсита В19'. Отжиг этих образцов при температуре 450 °C вызывает процессы полигонизации В2-фазы, выражающиеся в уменьшении полуширины ее дифракционных линий на рентгенограммах. При температурах 550 °С и выше в материале развивается рекристаллизация, приводящая к формированию равноосных В2-зерен, которые интенсивно растут при температурах отжига выше 700 °C. Необходимо отметить, что по данным дифференциально сканирующей калориметрии температуры прямого и обратного мартенситного превращения образцов сплава состава 1 практически не меняются после различных режимов







Рисунок 4 - Микроструктура сплава TH1 состава 1 в исходном (*a*) и термообработанном состоянии после отжига (1 час) при 450 (*б*), 550 (*в*) и 800 °C (*e*).

термообработки, оставаясь на уровне $M_{H} \approx 18$ °C, $M_{K} \approx 0$ °C, $A_{H} \approx 35$ °C, $A_{K} \approx 45$ °C, что свидетельствует об отсутствии при термообработке процессов выделения или растворения частиц не эквиатомных интерметаллидов.

Для образцов сплава состава 2, характерно более сложное изменение структуры и температур превращения. После отжига при температурах выше 700 °C структура представлена пересыщенной никелем В2-фазой (рис. 5) с отрицательными температурами прямого и обратного мартенситного превращения. Последующее старение при 450 ÷ 520 °C приводит к выделению дисперсных частиц богатого никелем интерметаллида Ti_3Ni_4 . В результате старения температуры мартенситного превращения смещаются из отрицательной области температур в положительную область, а В2-матрица распадается на области с повышенным и пониженным содержанием никеля.



Рисунок 5 - Микроструктура сплава ТН1 состава 2 после отжига (*a*) при 700 °C (1 час) и последующего старения (*б*) при 520 °C (1 час).

Структура сплава состава 2 после старения при 450 °С в течение одного часа характеризуется относительно небольшой объемной долей частиц Ti₃Ni₄, неравномерно распределенных по телу B2-зерен (рис. 6). Внутри B2-зерен обнаруживаются протяженные участки игольчатой формы, имеющие кристаллическую структуру мартенсита B19' (рис. 6 *а* и б) – на микродифрактограммах, полученных от этих участков, присутствуют рефлексы отражений типа 1/2 <110>[•]. Длина таких участков может достигать нескольких микрон, а ширина – 200 ÷ 400 нм.

Если в центральных областях В2-зерен в результате старения образуются участки богатые титаном, претерпевающие В2→В19'-превращение, то по границам зерен формируются участки, богатые никелем, где выделяются частицы Ti₃Ni₄, которые, судя по наличию характерного контраста вокруг них, окружены R-фазой (рис. 6 в и г). На электроннограммах, полученных от этих областей зерен, рефлексы



Рисунок 6 - Мартенсит В19' в В2-зерне (а и б) и частицы Ті₃Ni₄ на границе зерна (в и г) в сплаве ТН1 состава 2 после отжига при 800 °С и старения при 450 °С, 1час; а, в – светлопольные изображения, б, г – электронограммы с а и в.

отражений сильно размыты и смещены. При этом рефлексы отражений от самих частиц Ti₃Ni₄ очень слабы и почти не заметны. Это можно объяснить тем, что проходящие через исследуемую фольгу электроны в первую очередь будут дифрагировать на доменах R-фазы, окружающих частицы Ti₃Ni₄. Таким образом, R-фаза как бы «экранирует» эти частицы, и они практически не дают вклада в процесс дифракции электронов.

В результате старения сплава состава 2 при 500 °С (1 час) происходит выделение дисперсных частиц интерметаллида Ti₃Ni₄ в объеме B2-зерна (рис. 7), о чем свидетельствуют характерные для этой фазы рефлексы отражений типа 1/7 <321>^{*}. Эти частицы имеют линзовидную форму длиной от 50 до 200 нм. Внутри B2-зерен образуются своеобразные колонии этих частиц, которые как бы выстраиваются вдоль некоторого направления. Такую структуру можно объяснить наличием сильной химической неоднородности в достаточно крупных B2-зернах.

Увеличение температуры старения до 550 °С приводит к замедлению процессов выделения частиц Ti₃Ni₄. Поэтому после часовой выдержки при 550 °С в сплаве наблюдается только неоднородность химического состава, приводящая к появлению областей с мартенситом B19'.



Рисунок 7 - Структура сплава ТН1 состава 2 после отжига при 800 °С и старения при 500 °С, 1час (а и б): а – светлопольные изображения, б – электронограмма с а.

Выделение частиц богатого никелем интерметаллида Ті $_3$ Ni $_4$ приводит к обеднению им В2-фазы и повышению температур мартенситного превращения. Так после отжига при 700 °C (1 час) и последующего часового старения при 450 и 520 °C они составляют $M_{\mu} \approx 10$ °C, $M_{\kappa} \approx -5$ °C, $A_{\mu} \approx 33$ °C, $A_{\kappa} \approx 45$ °C. Таким образом, в образцах сплава состава 1 в исходном состоянии имеется деформированная структура, а после 450. 550 800°C, соответственно, полигонизованная, отжигов при И рекристаллизованная (мелкозернистая), рекристаллизованная (крупнозернистая). В тоже время образцы сплава состава 2 после отжига при 700°С и старения при 450 и 520°С имеют рекристаллизованную (В2 + Ті_зNі₄) структуру с разной степенью дисперсности и различным характером распределения частиц ТізNi4 по объему В2зерен. Однако, несмотря на эти различия в структуре, для всех исследуемых образцов наблюдается очень близкие температуры мартенситного превращения, что свидетельствует о приблизительно одинаковом химическом составе В2-фазы.

Механическое поведение при различных температурах испытаний образцов сплава 1 после полигонизационного отжига при 450 °С представлено на рис. 8. Изменение напряжений при деформации вблизи температуры М_н носит многостадийный характер. После небольшого упругого участка следует стадия пластической деформации с изначально низким, а затем все более интенсивно увеличивающимся деформационным упрочнением. Следует отметить, что термин «пластическая деформация» является достаточно условным, поскольку она не связана со скольжением и наблюдаемая остаточная деформация является обратимой при

последующем нагреве. На этой стадии происходит образование мартенсита с наиболее благоприятной ориентировкой по отношению к действующим напряжениям. По мере исчерпания благоприятно ориентированных кристаллов и их взаимодействия с дефектами кристаллического строения (границами полигонов и зерен) напряжения превращения постепенно возрастают, пока не будет достигнут уровень напряжений, при котором начнут работу дислокационные источники, и формоизменение пойдет по смешанному механизму: мартенситное превращение + скольжение. Значения напряжений начала интенсивного скольжения и соответствующая им наведенная деформация будут критическими. Для рассматриваемых образцов при температуре испытаний 20 °C эти величины составляют, соответственно, 330 МПа и 10,5 %.

При увеличении температуры испытания (например, при переходе от 20 до 40 °С, см. рис. 8) происходит рост напряжения начала пластической деформации и снижение протяженности пологого участка на кривой деформации. Кроме того на этой стадии повышается деформационное упрочнение, что приводит к достижению критических напряжений при меньших деформациях материала. Дальнейшее повышение температуры переводит состояние материала из «пластичного» в сверхупругое, когда значительная по величине деформация, накопленная по мартенситному механизму, восстанавливается при устранении внешней нагрузки



Рисунок 8 - Кривые деформации при испытании на кручение образцов сплава TH1 состава 1 после полигонизационного отжига при 450°С (1 час).

(температуры 60, 80 и 100 °C, см. рис. 8). При этом влияние напряжений на вклад мартенситного механизма деформации и скольжения в суммарное накопление деформации при нагрузке и разгрузке остается прежним.

В некоторых случаях для описания особенностей механического поведения сплавов с ЭПФ удобно использовать терминологию и характеристики, применяемые для конструкционных материалов. Например, переход на кривой деформации от упругого участка к участку, на котором деформация обусловлена протеканием мартенситного превращения и двойникованием, может быть охарактеризован пределом пропорциональности $\tau_{nц}$ или условным пределом текучести $\tau_{0,3}$. При этом графический метод определения этих характеристик по кривой деформации может быть абсолютно одинаковым как у конструкционных материалов, так и у материалов с ЭПФ. Однако при этом следует учитывать, что у конструкционных материалов условный предел текучести соответствует появлению необратимой пластической деформации, обусловленной скольжением, тогда как у материалов с ЭПФ величина $\tau_{0,3}$ является фазовым пределом текучести, обусловленным мартенситным превращением или двойникованием и не связанным с появлением необратимой деформации. Напряжением, при котором в материале с ЭПФ и СУ начинают развиваться процессы скольжения является критическое напряжение (τ_{sp}), а не предел текучести.

Изменение условного предела текучести ($\tau_{0,3}$), критических напряжений ($\tau_{\kappa p}$) и деформаций ($\gamma_{\kappa p}$) с ростом температуры испытания образцов состава 1, отожжённых при 450 °C, показывает повышение напряжений мартенситного превращения, которые соответствуют в данных условиях величине $\tau_{0,3}$ (рис. 9). Эти напряжения повышаются, приближаясь к напряжениям скольжения материала, которые соответствуют величине $\tau_{\kappa p}$. В тоже время критическая деформация снижается, достигая при температуре 100 °C значений обычной упругой деформации материала [23].

Необходимо также отметить поведение образцов при разгрузке. Если температура испытаний была ниже A_н, то накопленная деформация, после снятия незначительной упругой части переходит в остаточную, которая восстанавливается после нагрева. В интервале температур испытания A_н÷A_к при разгрузке отмечается значительная нелинейность деформации и частичное ее устранение за счет сверхупругости при реализации обратного мартенситного превращения. Выше A_к при нагружении до критических напряжений вся накопленная деформация устраняется упруго и сверхупруго при разгрузке.

В целом можно сделать вывод, что сделанный выше теоретический анализ последовательности реализации механизмов формоизменения сплавов с ЭПФ достаточно хорошо описывает их механические поведения при температурах реализации мартенситных превращений.



Рисунок 9 - Температурные зависимости условного предела текучести (т_{0,3}), критических напряжений (т_{кр}) и деформаций (_{γкр}) образцов сплава ТН1 состава 1 после полигонизационного отжига при 450°С (1 час).

Рассмотрим влияния структуры сплава ТН1 состава 1 на значения критических напряжений и деформаций, а также условный предел текучести материала.

В образцах сплава состава 1 с исходной структурой, характеризующейся наибольшей концентрацией дефектов кристаллического строения, отмечается высокий уровень критических напряжений и деформаций в мартенситном состоянии (рис. 10). По мере увеличения температуры испытаний выше Ак напряжение тко незначительно повышается, а деформация үкр резко снижается. Условный предел текучести материала при этом интенсивно увеличивается и приближается к критическим напряжениям. Такое изменение характеристик механического поведения образцов обусловлено тем, что образующиеся или переориентирующиеся кристаллы мартенсита вынуждены взаимодействовать с дефектами с кристаллического строения смещая, обходя или поглощая их в процессе роста. Это требует затраты дополнительной энергии и приводит к росту напряжений. В тоже время высокая степень деформационного упрочнения аустенита затрудняет в нем интенсивное развитие скольжения. Поэтому формоизменение по мартенситному механизму при низких температурах развивается в достаточно полной мере и обеспечивает высокий уровень критической деформации. Однако, приближение с ростом температуры испытаний напряжений начала образования мартенсита (то.3) к уровню напряжений тко приводит к все более раннему развитию скольжения и резкому снижению



Рисунок 10 - Температурные зависимости условного предела текучести (τ_{0,3}), критических напряжений (τ_{ко}) и деформаций (γ_{ко}) образцов сплава TH1 состава 1 с исходной структурой.

величины ү_{кр}, которая при температурах выше 80 °C соответствует чисто упругой деформации.

Для образцов сплава состава 1, подвергнутых рекристаллизационному отжигу при 550°С, отмечается значительное снижение т_{кр} и т_{0,3}, обусловленное уменьшением концентрации дефектов кристаллического строения, рис. 11. С ростом температуры испытаний эти характеристики увеличиваются, причем величина т_{0,3} изменяется более интенсивно, чем напряжение т_{кр}, что вызывает снижение критической деформации.

В еще большей степени эти тенденции проявляются для образцов отожжённых при 800 °С и имеющих крупнозернистое строение В2-фазы. У них отмечаются наименьший для сплава состава 1 уровень т_{кр} и т_{0,3}. Легкость начала скольжения в этих образцах обуславливает малое значение γ_{kp} при низких температурах испытания и

интенсивное снижение с ее увеличением, рис. 12. Напряжения начала мартенситного превращения приближаются к критическим уже при температуре 60 °C, что всего на 15 °C выше температуры конца обратного мартенситного превращения.

Подводя итог этой части экспериментального исследования можно сделать вывод, что для образцов сплава состава 1, для которых при термообработке не происходит изменения фазового состава, а могут развиваться только процессы полигонизации и рекристаллизации исходной деформированной структуры, граничные условия реализации различных механизмов формоизменения могут меняться в достаточно широких



Рисунок 11 - Температурные зависимости условного предела текучести (т_{0,3}), критических напряжений (т_{кр}) и деформаций (γ_{кр}) образцов сплава TH1 состава 1 после отжига при 550°С (1 час)



Рисунок 12 - Температурные зависимости условного предела текучести (т_{0,3}), критических напряжений (т_{кр}) и деформаций (γ_{кр}) образцов сплава TH1 состава 1 после отжига при 800°С (1 час).

пределах. Наиболее полное протекание формоизменения по мартенситному механизму обеспечивается полигонизованной структурой В2, для которой характерно относительно высокие т_{кр} и ү_{кр}, которые сохраняются при повышенных температурах испытания. Это должно обеспечивать хороший комплекс свойств ЭПФ сплава в широком диапазоне термомеханического циклирования.

Образцы сплава состава 2, отличающиеся от предыдущих образцов способностью к дисперсионному упрочнению, были состарены при температурах 450 и 520°С.

Для образцов с дисперсным упрочнением частицами Ti₃Ni₄, состаренных при 450 и 520 °C, при комнатной температуре отмечаются достаточно низкие напряжения перехода от упругого механизма формоизменения к мартенситному, рис. 13. При этом по мере деформирования происходит интенсивный рост напряжений, которые достигают уровня критических (около 300 ÷ 400 МПа) при $\gamma_{\rm kp} \approx 10\%$. Увеличение температуры испытаний выше $A_{\rm k}$ приводит к реализации в образцах сверхупругого поведения, характеризующегося высоким деформационным упрочнением. При этом возрастают как $\tau_{\rm kp}$, так и $\tau_{0,3}$, рис. 14 и 15. Разность между этими характеристиками остается достаточно большой, что обеспечивает высокие значения $\gamma_{\rm kp}$. Хотя критическая



Рисунок 13 - Кривые деформации при испытании на кручение образцов сплава TH1 состава 2 после отжига при 700°С (1 час) и старения при 450°С (1 час).



Рисунок 14 - Температурные зависимости условного предела текучести (т_{0,3}), критических напряжений (т_{кр}) и деформаций (γ_{кр}) образцов сплава TH1 состава 2 после отжига при 700°С (1 час) и старения при 450°С (1 час).



Рисунок 15 - Температурные зависимости условного предела текучести (т_{0,3}), критических напряжений (т_{кр}) и деформаций (γ_{кр}) образцов сплава TH1 состава 2 после отжига при 700°С (1 час) и старения при 520°С (1 час).

деформация с ростом температуры испытания снижается, но значительно медленнее, чем в образцах сплава состава 1. Такое механическое поведение этих образцов объясняется дисперсионным упрочнением В2-фазы выделениями наноразмерных частиц Ti₃Ni₄. Эти частицы, создавая вокруг себя значительные микронапряжения, облегчают процесс начала образования мартенсита и «пластического» формоизменения образца.

В тоже время эти частицы являются препятствием для растущих кристаллов мартенсита, вынуждая их огибать, за счет образования других менее благоприятно ориентированных по отношению к внешней нагрузке вариантов. Это вызывает более сильное деформационное упрочнение при формоизменении по мартенситному механизму. Поэтому, несмотря на значительную разность между т_{кр} и т_{0,3}, критические напряжения достигаются не при самых высоких значениях γ_{kp} . В тоже время это позволяет замедлить падение критической деформации с ростом температуры испытания.

Увеличение температуры старения образцов до 520 °С приводит к уменьшению объемной доли выделяющихся частиц Ti_3Ni_4 и уменьшению дисперсионного упрочнения, а соответственно, вызывает снижение уровня критических напряжений, см. рис. 15. В тоже время $T_{0,3}$ остаются достаточно низкими при комнатной температуре, что обеспечивает высокие значения $\gamma_{\text{кр}}$. С ростом температуры испытания и увеличением напряжений начала мартенситного превращения критическая деформация снижается в значительно большей степени, чем для образцов, состаренных при 450 °С.

В целом можно сделать вывод, что дисперсионное упрочнение образцов сплава состава 2 позволяет существенно повысить полноту формоизменения по механизму мартенситного превращения за счет увеличения уровня критических напряжений и деформаций. В образцах с мелкодисперсными выделениями богатых никелем интерметаллидов высокие обратимые деформации наблюдаются в широком диапазоне напряжений и температур испытаний.

Термомеханическое поведение образцов сплава на основе никелида титана при растяжении и изгибе практически аналогично их поведению при кручении с учетом особенностей каждой схемы нагружения и метода определения напряжений и деформаций. Так на рис. 16 показано изменение критических напряжений и деформаций, определенных по различным схемам напряжения для образцов сплава состава 2, состаренных при 520°C.

Минимальные значения критической деформации в мартенситном состоянии наблюдаются после растяжения, а максимальные после кручения и изгиба. Но если сравнить результаты испытаний по удельной работе (a_y) формоизменения по мартенситному механизму как интеграл произведения нагружения и деформаций по сечению образца, то растяжение имеет явное преимущество ($a_y = 10,2$ Мдж/м³) над кручением и изгибом (4,6 и 2,1 Мдж/м³, соответственно).





Рисунок 16 - Влияние схемы деформации на температурные зависимости критических напряжений (σ_{кр}, т_{кр}) и деформаций (ε_{кр}, γ_{кр}) образцов сплава TH1 состава 2 после отжига при 700°C (1 час) и старения при 520°C (1 час): 1 – растяжение (*a*_v = 10,2 Мдж/м³), 2 – изгиб (*a*_v = 2,1 Мдж/м³), 3 – кручение (*a*_v = 4,6 Мдж/м³).

Заключение

Теоретический и экспериментальный анализ термомеханического поведения образцов сплава на основе никелида титана с разным химическим составом и структурой показал, что одними из наиболее важных характеристик этого материала является критические напряжения и деформации, определяющие предельные показатели напряженно- деформированного состояния материала до которых его формоизменение протекает по механизму двойникования и/или мартенситного превращения. При соблюдении этих условий накопленная при нагрузке деформация обратима и устраняется (восстанавливается исходная форма) при разгрузке (сверхупругость) или нагреве (эффект памяти формы). При нагружении свыше критических значений в материале развиваются процессы скольжения, приводящие к накоплению необратимой деформации и неполному восстановлению исходной формы образцов.

Упрочнение В2-матрицы сплавов на основе никелида титана за счет твердорастворного, деформационного и дисперсионного механизмов приводит к повышению критических напряжений. В тоже время избыточная дефектность кристаллической структуры затрудняет реализацию формоизменения по мартенситному механизму, что может приводить к снижению критической деформации.

Для обеспечения требуемых характеристик восстановления формы изделиям из сплавов на основе никелида титана необходимо правильно выбирать химический состав и обработку материала. Так для термомеханических соединений (муфта для сборки трубопроводов и т.п.) желательно иметь высокие силовые характеристики (критические напряжения), что достигается дополнительным легированием никелем и железом, а также сохранением высокой концентрации дефектов кристаллического строения (деформированное и полигонизованное состояние). Для трансформирующихся конструкций (саморазворачивающиеся антенны и т.п.), у которых более значимой является восстанавливаемая деформация возможно применение сплавов, близких к стехиометрическому составу интерметаллида TiNi в полигонизованном или рекристаллизованном состоянии. Применение сверхупругих изделий (ортодонтические дуги и т.п.) потребует сплавов полуфабриката на основе никелида титана с повышенным содержанием никеля в деформированном состоянии. Дополнительную возможность управлять характеристиками эффекта памяти формы (температурными, силовыми, деформационными) сплавов с повышенным содержанием никеля управлять характеристиками эффекта памяти формы (температурными, силовыми, деформационными) сплавов с повышенным содержанием никеля никеля в деформированном состоянии.

Литература

- 1. Shape memory materials / Edited by K. Otsuka and C.M. Wayman. Cambridge University Press, 1998. 284 p.
- 2. Корнилов, И.И. Никелид титана и другие сплавы с эффектом "памяти" / И.И. Корнилов, О.К. Белоусов, Е.В. Качур. М.: Наука, 1977. 180 с.
- Ооцука, К. Сплавы с эффектом памяти формы / К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки, Ю. Сэкигути, Ц. Табаки, Т. Хомма, С. Миядзаки; Под ред. Х.Фунакубо. – Москва: Металлургия, 1990. –224 с.
- Cytotoxic, allergic and genotoxic activity of a nickel-titanium alloy / D.J. Wever, A.G. Veldhuizen, M.M. Sanders, J.M. Schakenraad, J.R. Van Horn // Biomaterials. 1997. Vol. 18 (16). p. 1115 1120.
- 5. Ryhanen, J. Biocompatibility evaluation of nickel-titanium shape memory metal alloy [Ph.D. dissertation] / J. Ryhanen. Publisher: Oulu University Press, 1999. P. 119.
- Es-Souni, M. Assessing the biocompatibility of NiTi shape memory alloys used for medical applications / M. Es-Souni, M. Es-Souni, H. Fischer-Brandies // Anal Bioanal Chem. – 2005. – № 381. – P. 557 – 567.
- Shabalovskaya, S.A. Surface, corrosion and biocompatibility aspects of Nitinol as an implant material / S.A. Shabalovskaya // Bio-Medical Materials and Engineering. – 2002. – №12. – P. 69–109.
- Morita, M. Evaluation of Biocompatibility for Titanium-Nickel Shape Memory Alloy in Vivo and in Vitro Environments / M. Morita, T. Hashimoto, K. Yamauchi, Y. Suto, T. Homma, Y. Kimura // Materials Transactions. – 2007. – Vol. 48, No. 3. – P. 352 – 360.
- Гюнтер, В.Э. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения / В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук и др. — Томск: Изд-во МИЦ. — 2006. — 296 с.
- Otsuka, K. Physical metallurgy of Ti-Ni–based shape memory alloys / K. Otsuka, X. Ren // Progress in Materials Science. – 2005. – No.5 (50). – P. 511-678.
- 11. Хачин, В.Н. Никелид титана / В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В. В. Кондратьев. Москва: Наука, 1992. –161 с.
- 12. Ильин, А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах / А.А. Ильин. М.: Наука, 1994. 304 с.
- Физическое металловедение / под редакцией Кана Р.У., Хаазена П. т.2. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами: Пер. с анг. – М.: Металлургия, 1987. – 624 с.

- Luo, H.Y. A comparison of methods for the training of NiTi two-way shape memory alloy / H.Y. Luo, E.W. Abel // Smart Materials and Structures. – 2007. – №16. – P. 2543–2549.
- Механические свойства материалов с эффектом памяти формы при сложном термературно-силовом воздействии и ортогональном нагружении: монография / И.Н. Андронов, Н.П. Богданов, Р.А. Вербаховская, Н.А. Северова; под ред. И. Н. Андронова. – Ухта : УГТУ, 2010. – 191 с.
- 16. Ильин, А.А. Исследование механизмов формоизменение при деформации и нагреве титановых сплавов с эффектом запоминания формы / А.А. Ильин, М.Ю. Коллеров, А.А. Шинаев, И.С. Головин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1998. – №4. – с.12-16.
- 17. Коваль, Ю.Н. Деформационные явления при мартенситных превращениях / Ю.Н. Коваль, В.А. Лободюк // Успехи физики металлов. 2006. т.7. с. 53-116.
- Ильин, А.А. Медицинский инструмент и имплантаты из никелида титана: металловедение, технология, применение / А.А. Ильин, М.Ю. Коллеров, В.И. Хачин, Д.Е. Гусев // Металлы. – 2002. – №3.– с. 105-110.
- 19. Коллеров, М.Ю. Формирование структуры сплава ТН1 при деформации и термической обработке / М.Ю. Коллеров, Д.Е. Гусев, А.А. Шаронов, А.В. Овчинников, А.В. Александров // Титан. 2010. № 3 (29). с. 4-10.
- Коллеров, М.Ю. Структурные аспекты технологии производства полуфабрикатов из сплавов на основе никелида титана / М.Ю. Коллеров, А.А. Ильин, И.С. Полькин, А.С. Файнброн, Д.Е. Гусев, С.В. Хачин // Металлы. – 2007. – №5. – с.77-85.
- 21. Функциональные материалы с эффектом памяти формы: учебное пособие / М.Ю. Коллеров, Д.Е. Гусев, Г.В. Гуртовая [и др.]. М.: ИНФРА М, 2016. 140 с.
- 22. Коллеров, М.Ю. Влияние химического состава и структуры на термомеханическое поведение сплавов на основе никелида титана / М.Ю. Коллеров, Д.Е. Гусев, А.В. Бурнаев, А.А. Шаронов // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2017. - №6 (744). с. 38-44.
- 23. Коллеров, М.Ю. Влияние состава и структуры на характеристики упругости и сверхупругости сплавов на основе титана / М.Ю. Коллеров, В.С. Спектор, Д.Е. Гусев, В.С. Мамаев // Титан. 2010. № 4 (30). с. 11-15.

Глава 9 ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Викторов С.Д., Кочанов А.Н.

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

Введение

Разрушение материалов научная проблема, решению которой посвящены многочисленные исследования, имеющие как прикладную, так и фундаментальную направленность и связанную с установлением закономерностей развития трещин на разных масштабных уровнях [1-4]. Закономерности разрушения материалов во многом определяются их структурой, которая характеризуется формой и размером зерен, пористостью, наличием микродефектов, и наряду с химическим составом определяет физические свойства материалов, в том числе и прочностные. Применительно к горным породам надежная аттестация их структурных и прочностных характеристик необходимое условие для максимально безопасного и эффективного освоения недр, например при строительстве подземных сооружений или ведении горных работ, в том числе с целью предупреждения катастрофического разрушения в виде горных ударов и других опасных динамических явлений [5-6].

Горные породы в абсолютном большинстве представляют собой поликристаллические или гетерогенные природные минеральные системы, состоящие из совокупности отдельных элементов - зерен различных минералов, имеющих, как правило, различные упругие и прочностные характеристики. Структурные особенности горных пород как совокупности различных минералов определяют изменчивость их прочностных и упругих свойств, которая проявляется по-разному в зависимости от масштабного уровня. Каждому типу породы соответствует определенный диапазон изменения свойств. Зернистость материала является важной структурной характеристикой определяющей его прочность, которая с увеличением размеров зерна обычно снижается.

Важным элементом структуры материала являются микродефекты (микротрещины), представляющими собой нарушение сплошности от атомного до субзеренного масштаба, между берегами которых разорваны молекулярные связи. Исходя из литературных источников, минимальный размер микронесплошностей в твердом теле составляет ~ 0,1 мкм [7]. Микротрещины могут изначально присутствовать в горной породе с момента ее образования, и, в зависимости от типа горной породы или даже размера зерен существует свой характерный размер микротрещины. Содержание кварца в горных породах оказывает значительное влияние на образование микротрещин.

В нашей работе для изучения элементов структуры и ее эволюции у условиях динамического воздействия, а также оценки прочностных характеристик горных пород использованы несколько различных современных методов физического были эксперимента оптическая, лазерная сканирующая конфокальная и растровая рентгеновская электронная микроскопия, компьютерная микротомография, ультразвуковой испытания прочность, контроль, прямые на нано-И микроиндентирования, контроль эмиссии субмикронных частиц с помощью лазерных счетчиков. Следует отметить, что применения данных методов и соответствующих методик применительно к исследованию структурных и физических свойств именно

горных пород при изучении процесса разрушения, как и результаты, полученные в ходе экспериментов, отличается новизной.

Изучение структурных характеристик горных пород методами оптической, растровой электронной, лазерной сканирующей конфокальной микроскопии и рентгеновской компьютерной микротомографии

Рассматривая структуру материалов на разных масштабных уровнях, обычно выделяют макро- и микроструктуру, а также – субструктуру. Микроструктура выявляется с применением оптической микроскопии, а субструктура как структура отдельного зерна или кристалла с помощью электронной микроскопии при увеличении от 1000[×]. На рисунке 1 представлены, в качества примера, изображения структуры гранита на разных масштабных уровнях при увеличении от 2 до 5000[×], в том числе с помощью оптической и электронной микроскопии - традиционных методов, используемых для решения данной задачи. Гранит является полиминеральной горной породой, содержащей кварц, полевой шпат и плагиоклаз. Не трудно заметить, что в зависимости от масштаба картинка существенно меняется и становится более многообразной при переходе от макроструктур к изучению микроструктур.



Рисунок 1 – Фрагменты макроструктуры (а) микроструктуры (б) и субструктуры (в) в граните

Важным моментом при изучении структуры горных пород, как ее элемента, является оценка микротрещин. Изучению условий образования и параметрам микротрещин в горных породах уделялось достаточно много внимания. Например, сведения о микротрещинах можно подчеркнуть из обзора работ [8-10], из анализа результатов которых следует, что длина микротрещин составляет 1-100 мкм (в некоторых работах до 1 мм), а коэффициент облика микротрещины как отношение ширины к длине достигает не менее 10⁻². Применительно к горным породам нет единого мнения о характерном размере микротрещин ответственных за процесс разрушения. В целом принято считать, что определяющая роль в процессах разрушения и деформирования горных пород принадлежит микротрещинам длиной порядка 100 мкм. В большинстве горных пород микротрещины ориентированы более или менее случайно, а в напряженно- деформированных горных породах наблюдается упорядочность в ориентации микротрещин. Существующие или возникающие на ранних этапах деформирования горных пород микротрещины приводят к инициированию и определяют дальнейшее развитие процесса разрушения.

При проведении исследований и анализе шлифов, изготовленных из гранита до динамического воздействия, по данным оптической микроскопии до 18-20% кварцевых зерен имеют микротрещины, среди которых выделяются микротрещины шириной 0,05 – 0,1 мм внутри минеральных зерен и на их границах.

Следует отметить, что при анализе фрагментов поверхности образцов с помощью электронной микроскопии до динамического воздействия выявить наличие микротрещин удалось лишь в отдельных случаях для определенного типа горных пород. Так в качестве примера на рисунке 2 представлены изображения микротрещин в граните раскрытием ~ 0,5 мкм, полученные с помощью электронного микроскопа



JEOL-JSM 5910LV. Микротрещины извилистые с плавными волнистыми очертаниями, явно природного тектонического происхождения.

Рисунок 2 – Изображение микротрещин в граните при увеличении 300(а) и 2500^х (б) по данным электронной микроскопии

Для изучения образования микротрещин в горных породах осуществлялось динамическое воздействие на образцы, помещенные в специальные ампулы сохранения. Схема динамического воздействия на образцы горных пород в условиях действия высокого импульсного давления ~1-10 ГПа подробно описана в работе [11]. В результате достигалось разрушение горных пород с образованием системы микротрещин, изучение которых осуществлялось после извлечения образцов из ампул сохранения.

С помощью электронной микроскопии получены изображения микротрещин, образовавшихся после динамического разрушения образцов горных пород, наиболее характерные из которых представлены на рисунке 3. Анализ изображений позволил оценить минимальную и максимальную величину раскрытия микротрещин в диапазоне от 0,1 до 10,0 мкм. Для большинства горных пород в рамках данных экспериментов величина раскрытия составляет примерно 1,0-3,0 мкм. Результаты экспериментов представлены в работе [12].



Рисунок 3 – Микротрещины в кварците (а) и песчанике (б) после динамического воздействия

Кроме рассмотренной схемы осуществлялось также динамическое воздействие гранит в режиме модельного камуфлетного взрыва. При проведении на экспериментальных исследований система трещин разного масштабного уровня создавались в образце гранита размером 25x25x15 см с помощью динамического (взрывного) воздействия. Микрозаряд размещался в центре образца, его масса подбиралась, чтобы после воздействия исключить разрушение образца на отдельные фрагменты. Для изучения микро- и макротрещин, образовавшихся в граните, из образца нарезались отдельные пластины толщиной 3 см, а также изготавливались шлифы. При анализе шлифов с помощью оптической микроскопии отмечаются границам микротрещины в отдельных минеральных зернах, по зерен и внутрипородные. На одно зерно кварца приходится от 1-3 до 13 микротрещин, и 70-80% его зерен имеют микротрещины техногенного генезиса: по форме неровные, ступенчатые, извилистые. Также микротрещины отмечается в 40-50% зерен плагиоклаза и в 70-85% зерен калиево-полевого шпата в виде 2-3 микротрещин на расстояниях 1,0-1,4 мм. В ряде случаев это не просто трещины, а полоски округлой либо неправильной формы 0,05-0,1 мм, соединенных неровными трещинами. Внутрипородные трещины имеют раскрытие примерно 0,03-0,2 мм, неправильной извилистой формы, секущие зерна кварца, плагиоклаза, калиево-полевого шпата. На рисунке 4 представлено изображения микротрещин, полученных при анализе полированной поверхности гранита с помощью электронной и оптической микроскопии.



Рисунок 4 – Вид микротрещин по данным электронной (а) и оптической (б) микроскопии после динамического воздействия

В рамках эксперимента после динамического воздействия кроме микротрещин наблюдалось образование протяженных радиальных макротрещин длиной ~ 6-7 см. Для уточнения параметров и структуры образовавшихся трещин выполнены исследования с использованием оптической, растровой электронной и конфокальной лазерной микроскопии.

С использованием оптической и электронной микроскопии были получены изображения отдельных фрагментов трещины на различном расстоянии от источника Анализируя изображения, представленные в качестве примера на воздействия. рисунке 5, можно отметить, что максимальное раскрытие трещины наблюдается не в месте ее зарождения непосредственно у зарядной полости, а некотором расстоянии от центра взрывного воздействия. Просматривается волнообразная структура профиля трещины на отдельных ее начальных участках. Неровности берегов трещины и ее профиля могут свидетельствовать об изменениях ее скорости распространения, связанных с формированием зоны локализации разрушения и последующим скачкообразным продвижением, так как развитие трещины связано с накоплением в области ее вершины различного рода повреждений. Задержка процесса разрушения в локальных объемах у вершины трещины обуславливает скачкообразной характер процесса ее развития. Следует обратить внимание на тот факт, что характер поведения материалов около вершины трещины и особенности формирование зоны пластической деформации определяют возможности ветвления трещины.





Рисунок 5 – Фрагменты трещины в граните после динамического воздействия непосредственно от зарядной полости(а) и на более удаленном расстоянии (б) по данным электронной и оптической микроскопии

Изображения фрагментов трещины, полученные с помощью оптической микроскопии, согласуются с данными электронной микроскопии, которая их дополняют в плане информации о структуре рельефа внутри самой трещины. При проведении исследований использовались электронные микроскопы JSM 5910 – LV и JSM 6610-LV. На рисунке 6 представлены для сравнения характерное изображение фрагмента трещины и вид ее структуры при значительном увеличении масштаба.



Рисунок 6 – Фрагмент трещины (а) и структура внутри трещины (б) по данным электронной микроскопии

Для оценки глубины трещины на выбранном ее участке использовался метод сканирующей конфокальной лазерной микроскопии. Конфокальная лазерная сканирующая микроскопия (CLSM) является методом оптического трехмерного (3D) поверхностного профилирования С высокой разрешающей способностью. Конфокальные микроскопы обладают значительным контрастом по сравнению с классическими оптическими микроскопами за счет использования специальной диафрагмы, отсекающей поток фонового рассеянного света – это помогает улучшить качество изображения. Высокая числовая апертура линзовых объективов и короткая длина волны лазерного излучения обеспечивают получение изображений с высоким разрешением. В конфокальном микроскопе в каждый момент времени регистрируется изображение одной точки объекта, а полноценное изображение строится путем сканирования

На рисунке 7 представлено распределение значений глубины трещины для ее отдельных фрагментов различной ширины полученное с помощью микроскопа Keyence VK-9710K. Имеет место разброс значений глубины, очевидно, обусловленный структурными особенностями рельефа внутри трещины, наблюдаемого по данным электронной микроскопии. Результаты настоящих исследований по изучению структуры макротрещин в граните после взрывного воздействия представлены в работах [13–15].







С целью изучения микродефектов структуры выполнены экспериментальные исследования с применением метода компьютерной рентгеновской микротомографии. Рентгеновская микротомография является неразрушающим методом изучения внутреннего строения твердых тел, основанным на реконструкции пространственного распределения величины линейного ослабления рентгеновского излучения путем компьютерной обработки теневых проекций, получаемых при рентгеновском просвечивании материала, содержащего различного по плотности и химическому составу компоненты. Этот метод предусматривает сканирование образца по всему объему в разных направлениях с шагом ~ 1 мкм, что позволяет визуализировать внутреннюю трехмерную структуру образцов. Метод получил широкое распространение в настоящее время для изучения элементов структуры различных материалов, в том числе и горных пород [16-18].

Особенность методики экспериментов заключалось в том, что в качестве образца использовался гранит, представляющий собой природный поликристаллический который изготовления образцов подвергался материал, до динамическому воздействию. Исследование структуры образцов гранита проводилось на томографе SkyScan 1272. Режим сканирования: разрешение – 1,1 мкм/пиксель; напряжение на источнике излучения – 90 кВ; экспозиция – 4331 мс; фильтр – 0,5 мм AI + 0,038 мм Cu; шаг вращения – 0,1 градус. Для проведения исследования внутренней структуры на микротомографе были приготовлены и использовались образцы гранита размерами 2x1x1 мм.В результате сканирования было установлено наличие микропор диаметром от 1,0 до 5,0 мкм, которые имели неравномерное распределение в объеме гранита, как это следовало из полученных 3D изображений, представленных на рисунке 8. Общая пористость исследованного образца равна ~1,8 %. В объеме гранита зафиксированы также микротрещины шириной от 3 до 10 мкм, длиной ~ 1000мкм. Пустотное пространство некоторых трещин залечено более плотным минералом. Некоторые микротрещины связаны между собой и образуют разветвленную сеть. Результаты исследований с применением метода компьютерной рентгеновской микротомографии опубликованы в работах [19-20].





Рисунок 8 - Область повышенной концентрации пор и микродефект (а) и поры (б) в объеме гранита по данным рентгеновской микротомографии

Таким образом, в результате исследований с использованием современных методов микроскопии и компьютерной рентгеновской микротомографии получены изображения и определены параметры микро- и макротрещин, образовавшихся в условиях динамического воздействия в горных породах, что позволяет рассмотреть вероятные механизмы их зарождения и развития.

Методика и результаты контроля эмиссии субмикронных частиц при разрушении горных пород

Разрушение твердых тел характеризуется развитием трещин с последующей дезинтеграцией материала, и, как правило, всегда сопровождается образованием отдельных частиц, количество и распределение которых по размерам зависят от микроструктуры, степени неоднородности, напряженно-деформированного состояния твердых тел, и поэтому содержит важную информацию об условиях и характере протекании этого процесса. Применительно к изучению образования минеральных частиц горных пород частицы размером менее 10,0 мкм трактуются как субмикронные [21].

Для изучения закономерностей образования субмикронных частиц и оценки их количественных показателей в условиях квазистатического деформирования и разрушения образцов горных пород разработаны экспериментальные методики, в основе которых положена идентификация частиц с помощью лазерной спектрометрии в воздушной среде. Применение этого метода и соответствующих приборов (лазерных счетчиков) дает возможность оценить количество и распределение частиц по размерам в процессе деформирования и разрушения горных пород.

Существует достаточно большое количество модификаций приборов, позволяющих контролировать количество частиц в диапазоне размером от 0,1 до 10 мкм и более в объеме воздуха, прокаченного через измерительный объем за некоторый промежуток времени. Их действие основано на анализе и подсчете световых импульсов, рассеянных отдельными частицами с помощью лазерного луча, которые преобразуются затем в электрические импульсы с амплитудой, пропорциональной размерам частиц.

Впервые метод и методики с использованием лазерных счетчиков в воздушной среде для контроля частиц при разрыве стальных стержней при испытаниях на растяжение использован в исследованиях НИЦ "Курчатовский институт" (проф., д.ф-м.н Александров П.А., к.ф.-м.н. Калечиц В.И.) [22-23]. Это результаты как принципиально нового подхода и метода к изучению характера разрушения материалов в зависимости от их структурных особенностей представляются важными, поэтому остановимся на них подробнее, тем более выполнена совместная их интерпретация [24].

При испытаниях металлических стержней из стали марки 15Х2МФА эксперименты проводились на разрывной машине. Диаметр стержней составлял 4 мм, длина – около 100 мм. Некоторые образцы была подвергнута воздействию нейтронного излучения, при этом изменялись их механические характеристики. Для необлученных (№1) и облученных образцов (№2) значение предела текучести соответственно было равно 490 и 620 МПа, предел прочности 610 и 730 МПа, общее удлинение 12 и 9% и равномерное удлинение 8 и 6%.

При проведении испытаний образцы помещались в специальную изолированную от внешней среды камеру, воздух в которую поступал через фильтр, удаляющий частицы размером более 0,1 мкм. Концентрация и дисперсный состав субмикронных частиц образующихся в результате разрыва стержней измерялись с помощью лазерного спектрометра аэрозолей модели 5200 фирмы HIAC-Royco (США).

В результате экспериментов при разрыве необлученных стержней фиксировалось резкое возрастание уровня концентрации частиц во всех диапазонах (Рис.9а). Аналогичный эффект наблюдался и при разрыве образцов из облученной стали (Рис.9б). Однако, в отличие от предыдущего эксперимента, при разрыве облученных стержней концентрация частиц возрастала более значительно. Существенные отличия наблюдались и в распределении образующихся частиц по размерам – отмечено преобладание частиц диаметром более 2 мкм, что составляло ~

34,0% от общего числа частиц. Для образца № 1 доля частиц данного размера не превышает ~ 8,0%, но содержание частиц размером 0,1 мкм достигает ~ 37,0 %.

Анализируя полученные данные также можно отметить, что время до разрыва необлученного образца №1 примерно в 2 раза превышает время для образца №2, который имеет, и это обстоятельство важно отметить, более высокие прочностные и деформационные характеристики.



Рисунок 9 – Образование и распределение частиц по размерам в процессе разрыва необлученных (а) и облученных (б) образцов: 1- частицы размером 0.1-0.2 мкм; 2 – размером 0.2-0.3 мкм; 3 размером - 0.3-0.5мкм; 4 – размером 0.5-1.0 мкм; 5 – размером 1.0-2.0 мкм; 6 – размером > 2,0 мкм

С целью изучения возможности генерации частиц со свободной поверхности горных пород при их деформировании и разрушении с образованием новых поверхностей в условиях квазистатического нагружения разработаны методики и проведены исследования, описание которых и отдельные результаты представлены в работах [25-27].

Одна из методик проведения измерений субмикронных частиц заключалось в том, что в кубических образцах горных пород со стороной 40-50 мм создавался измерительный объем в виде сквозного отверстия диаметром 6мм. Внутренний объем отверстия соединялся с атмосферой через воздушный фильтр. Выходной конец второй гибкой трубки присоединялся к лазерному счетчику частиц, например Handheld 3013 или 3016. Образцы пород подвергались одноосному сжатию, при этом регистрация числа частиц и их дисперсного состава проводилась на каждом шаге нагружения в течение 60 с.

Отличие второй методики исследований заключалось в использовании специальной камеры, имеющей резиновую основу со стальными прокладками, которые позволяли воспринимать нагрузку пресса и сохранять герметичность камеры вплоть до разрушения образца. Камера имела один вход, к которому с помощью гибкого шланга подсоединялся специальный воздушный фильтр, не пропускающий из атмосферы частицы размером более 0,1 мкм. На выходе к камере с помощью второго гибкого шланга подсоединялся ручной лазерный счетчик частиц, например Lighthouse Handheld 3016, предназначенный для измерения числа и размеров микрочастиц, содержащихся в объеме воздуха, прокаченного через измерительную систему. В камеру помещался образец горной породы с характерным размером 4-5 см и осуществлялось его нагружение вплоть до разрушения. Количество микрочастиц фиксировалось через определенный заданный временной интервал, как правило, через каждые 10–20 с вплоть до разрушения образца.

По результатам исследований образцов с отверстием на рисунке 10 представлено распределение субмикронных частиц при нагружении образцов доломита (а) и уртита (б) в зависимости от относительного уровня нагружения. Результаты экспериментов указывают на значительное увеличение генерации частиц при достижении определенного уровня напряжений, когда нагрузка на образец составляет, примерно, 0,6 – 0,8 от прочности образца горной породы на одноосное сжатие.



Рисунок 10 – Эмиссия субмикронных частиц в зависимости от уровня нагружения для доломита (а) и уртита (б)

Результаты экспериментов с использованием герметичной камеры представлены на рисунке 11, где приведены данные для доломита и уртита по количеству частиц в различных диапазонах с течением времени с момента начала нагружения образцов. На оси ординат показано количество частиц, генерируемых за время каждого единичного измерения (т.е. каждые 20 сек) для 6 различных диапазонов размеров частиц.



Рисунок 11 - Образование и распределение частиц по размерам при одноосном сжатии образцов доломита (а) и уртита (б)

Изначально высокое содержание частиц размером 0,3 мкм свидетельствует о том, что отсутствует полная герметичность камеры. Условия герметичности улучшаются по мере нагружения образца доломита, и как следствие этого наблюдается уменьшение количества частиц размером 0,3 мкм, вплоть до момента локального поверхностного скола, который фиксируются по характерному звуковому проявлению, и приводит к росту количества частиц во всех размерных диапазонах. Затем в момент полного разрушения образца наблюдается резкий рост частиц размером 2,0-5,0 мкм, в то время как число частиц размером менее 1,0 мкм увеличивается не столь значительно. Из эксперимента следует, что при проявлениях макроразрушения (локальные сколы кусочков) резко возрастает число генерируемых частиц, причем наиболее заметен рост числа более крупных частиц размером 1,0 – 5,0 мкм (на порядок и более). При разрушении уртита наблюдается образование значительного количества частиц размером 0,3 мкм, в то время как частицы размером ~10,0 мкм практически не образуются, их доля незначительна и составляет ~2,5 %.

В таблице 1 представлены результаты экспериментов по оценке количества образовавшихся микрочастиц для образцов гранита при фиксированном уровне нагружения примерно 0,8 от разрушающей нагрузки в условиях одноосного сжатия, а также приведены данные о количестве частиц при отборе проб в атмосфере в месте проведения эксперимента. Белый гранит отличался низкими значениями скорости продольных волн по одному из направлений ~ 2500 м/с и сильной анизотропией

акустических свойств, а также исходной поврежденностью в виде развитой системы микротрещин. Данные структурные особенности белого гранита и определяют закономерности его дезинтеграции в виде образования большого количества субмикронных частиц в отличие от красного гранита, однородного со значениями скорости распространения продольных волн ~ 5500 м/с.

٦	Габл	ица	1	-	Сравни	ительные	е данные	по	количеству	микрочастиц	при	эмиссии	в
K	резу	льта	те	СЖ	атия об	разцов г	ранита и в	BO	здухе в виде	аэрозолей			

Среда	Диапазон, мкм				
	0,3-0,5	0,5-5	>5		
Гранит (белый)	8986	18252	3641		
Гранит (красный)	61	59	2		
Атмосфера	10 ⁵	10 ⁴	40		

В результате выполненных исследований установлено, что дисперсный состав генерируемых частиц и динамика их образования зависят от петрографических особенностей горных пород, механической неоднородности пород и степени их напряженности. Количество частиц, их дисперсный состав при испытаниях образцов одного типа породы в отдельных случаях существенно различался. Это объясняется различной степенью микротрещиноватости образцов, наличием в них остаточных напряжений. Рассматриваемая проблема помимо научного значения имеет и практическую значимость, некоторые аспекты которой отражают исследования, например [21, 28-29].

Методы микро- и наноиндентирования для оценки упругих и прочностных свойств горных пород и минералов

В настоящее время в связи с разработкой нового класса оборудования метод внедрения штампа в поверхность материалов превратился в мощный инструмент, позволяющий изучать закономерности их деформационного поведения на разных масштабных уровнях, в том числе и на микро- наноуровнях, варьируя нагрузку, глубину и время нагружения [30–33]. Всю необходимую информацию при таких испытаниях получают из данных о величинах смещения и действующей силе. Обычно реализуется как квазистатический, так и динамический режим нагружения. Квазистатический режим позволяет определять свойства на заданной глубине проникновения в материал индентора. При динамическом индентировании применяется методика, позволяющая регистрировать данные по нагрузке и смещению, как непрерывной функции глубины проникновения. Благодаря такой методике твердость и модуль Юнга вычисляются в каждой точке в зависимости от глубины внедрения, что позволяет оценить состояние поверхности материала, а также величину поверхностного слоя, свойства которого отличаются от свойств в объеме.

Метод предусматривает возможность также определения релаксационных свойств материала за счет снятия зависимости нагрузки на индентор от времени при постоянном внедрении. Микро- и наноиндентирование позволяет проводить изучение многофазных материалов со сложной структурой, к котором относятся большинство горных пород, что значительно расширяет информацию о их структуре и свойствах, количественно оценивать показатели свойств отдельных фаз (минералов), исследовать приграничные области контактов зерен различных минералов. С применением методов нано- и микроиндентирования для оценки упругих и прочностных свойств горных пород и минералов (модуля Юнга, твердости, вязкости разрушения) проведены экспериментальные исследования, которые выполнены Научно-исследовательским совместно С институтом «Нанотехнологии и наноматериалы» ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина» (проф., д.ф-м.н. Головин Ю.И., к.ф.-м. н. Тюрин А.И.), и основные их полученные результаты опубликованы в работах [34-37]. Применительно к горным породам, как объекту изучения, данные исследования отличаются новизной и получили развитие в настоящее время в работах, например [38–39].

С целью определения модуля Юнга и твердости образцов горных пород проведены испытания с использованием индентора NanoIndenter G 200 в квазистатическом режиме при заданной глубине внедрения. Результаты исследований упругих и прочностных параметров горных пород, их средние значения, представлены в таблице 2. Статистические результаты проведенных испытаний приведены в таблице 3, анализируя которых можно отметить, что наблюдается разброс значений в образцах горных пород по упругим и прочностным свойствам. В образцах песчаника при определении модуля Юнга и твердости результаты часто отличались по величине показателей на порядок, что воспринималось как ошибка измерений. Разброс значений показателей свойств песчаника мог быть обусловлен наличием пористости, которая существенным образом влияла на процесс его деформирования. При стандартных испытания образцов песчаника на сжатие также отмечается значительный разброс значений предела прочности на сжатие, что свидетельствует о его неоднородности как на микро-, так и на макромасштабном уровне.

Неоднородность горной породы по какому-либо вещественному свойству является важным структурным показателем, определяющим характер и закономерности протекания процессов ее деформирования и разрушения. Степень неоднородности поверхности образцов возможно определять методом микро- и наноиндентирования по распределению значений твердости при различной глубине внедрения индентора. Степень неоднородности породы по твердости, как и по любому ее свойству, оценивается коэффициентом вариации $K_{
m Bap}$ ($K_{
m Bap}=\sigma/H_{
m cp}$., где σ среднее квадратичное отклонение, $H_{\rm cp}$ — среднее значение показателя твердости в анализируемой выборке). Это важный показатель в плане информации о возможном характере развития процесса разрушения горных пород.

Горная	Модуль	Твердость,	Глубина	Максимальная	
порода	Юнга,	ГПа	внедрения, нм	нагрузка, мН	
	ГПа				
Кварцит	170.0	6.5	889.5	96.7	
Песчаник	89.8	9.3	883.1	96.9	
Доломит	39.5	0.9	2475.7	97.0	
Гранит	84.7	9.5	419.0	21.7	

ТАБЛИЦА 2 - Результаты исследований упругих и прочностных свойств горных пород

Таблица 3 - Некоторые статистические оценки исследований свойств горных пород

Показатели	Кварцит	Песчаник	Доломит	Гранит
Стандартное отклонение, ГПа	15.6*/1.2	8.1/1.5	7.9/0.5	4.3/0.7
Коэффициент вариации, %	9.1/17.8	9.0/14.4	20.1/57.0	5.0/7.1

- в числителе данные для модуля Юнга, а в знаменателе – для твердости

Методом микро- и наноиндентирования исследованы свойства отдельных минералов железистого кварцита (магнетита, кварца и гематита). Средний размер зерен составляет для магнетита и кварца 55±16 мкм, для гематита 5–10 мкм. Отчетливо выявляется характерная структура и кристаллический характер большинства межзеренных границ (рисунок 12).



Рисунок 12 – Изображение поверхности образца железистого кварцита при увеличении 100 (*a*) и 250 (*б*): *1* — гематит; *2* — магнетит; *3* — кварц

Макро-, микро, и наноиндентирование осуществлено на твердомере Duramin A300, Struers (Германия), микротвердомере ПМТ-3М, ЛОМО (Россия) и трибонаноиндентометре Ti-950, Hysitron (США).

Исследования влияния масштабного фактора на величины твердости H и модуля Юнга E минеральных компонентов железистого кварцита показано на рисунке 13. Из полученных данных следует, что по мере увеличения глубины проникновения индентора наблюдается уменьшение твердости, и эта тенденция наблюдается для всех минеральных компонентов. В макрообласти ($h \ge 20-50$ мкм) масштабный фактор в твердости H практически отсутствует (H = const). Для фазы магнетита масштабный фактор проявляется в интервале глубин отпечатка h (от 80 нм и по меньшей мере до 8-9 мкм), а для фазы гематита - от 100 нм до 20 мкм. Для кварца в широком диапазоне h (от 70 нм до нескольких мкм) наблюдается участок имеющий H= const. С увеличением глубины внедрения происходит также уменьшение значений модуля Юнга для всех породообразующих минералов вплоть до глубины внедрения 200-300 нм, затем, при дальнейшем увеличении глубины внедрения, значения модуля Юнга остаются неизменными.



Рисунок 13 – Зависимость твердости H (а) модуля Юнга E (б) от глубины отпечатка h для минеральных компонентов железистых кварцитов: 1- гематит, 2 - магнетит, 3 – кварц

деформирования Закономерности процесса И разрушения материалов характеризуются также еще одним важным параметром свойств – вязкостью Этот параметр вязкость разрушения или критический коэффициент разрушения. интенсивности напряжения K_{1c} в механике разрушения используется в качестве меры сопротивления хрупкому разрушению и определяется экспериментально. Для определения вязкости разрушения образец стандартных размеров и формы с заранее образованной трещины известной длины испытывают на одноосное растяжение или изгиб, доводя его до полного разрушения. Величина критических напряжений $\sigma_{
m c},$ соответствующая развитию зародышевой трещины длиной I, и определяет K_{1c} . Следует отметить, что реализация экспериментов требует большого числа специально подготовленных образцов с наведенной трещиной, что предопределяет их высокую трудоемкость. Поэтому замена стандартных методов более простыми средствами определения вязкости разрушения весьма желательна, и один из возможных путей решения этой проблемы использование микро- и наноиндентирования при локальном разрушении материала.

Для оценки вязкости разрушения различных минеральных компонентов и их межзереных границ использовался динамический наноиндентометр ПМТ-NI (разработка НОЦ "Нанотехнологии и наноматериалы" ТГУ им. Г. Р. Державина). При проведении испытаний применялся трехгранный алмазный индентор Берковича. Прикладываемая нагрузка *P* варьировалась в диапазоне от 1 мкН до 500 МН. Результаты получены усреднением данных не менее чем по 15 отпечаткам, нанесенным в одинаковых условиях. Длина трещин в углах отпечатка измерялась с помощью оптического микроскопа Axio Observer, Carl Zeiss (Германия). Вид отпечатка от внедрения индентора и образовавшиеся микротрещины представлены на рисунке 14.



Рисунок 14– Изображение отпечатка индентора и микротрещин в гематите (а) и на границе между магнетитом и кварцем (б)

Для всех отдельных минеральных компонентов кварцита и на границах минеральных зерен определены значения вязкости разрушения K_{1c} , представленные на рисунке 15 в виде средних значений, а также определены значения вязкости разрушения на границе раздела отдельных минералов. Можно отметить довольно низкую вязкость разрушения как отдельных кварцевых зерен $K_{1c} = 0.5$ МПа·м^{1/2}, так границ срастания зерен кварц-магнетит и кварц-гематит соответственно 0.68 и 0.38 МПа·м^{1/2}. Выполнено также определение вязкости разрушения для различных пород: песчаника, мрамора, змеевика (Рисунок 16).



Рисунок 15 – Значения вязкости разрушения для породообразующих минералов (*a*) и на границе их минеральных зерен (*б*)



Рисунок 16 – Значения вязкости разрушения К_с для образцов различных горных пород

Исследования показали перспективность использования метода микро- и наноиндентирования для оценки прочностных и деформационных характеристик горных пород и их минеральных компонентов, а также возможность определения вязкости разрушения, что имеет принципиальное значение при решении задач разрушения горных пород. При определении упругих и прочностных показателей свойств многократные неразрушающие испытания методом микрои наноиндентирования дополняют результаты стандартных разрушающих испытаний образцов большого размера на сжатие, в том числе позволяют определять эти показатели для отдельных минералов. Однако требует дальнейшего обсуждения вопросы количественных значений показателей определяемых методом микро- и наноиндентирования, особенно в связи с наличием размерных эффектов в физикомеханических свойств горных пород.

Ультразвуковой контроль и испытания на прочность

Изучение распространения высокочастотных волн в материалах является одним из экспериментальных методов исследования в физике твердого тела. Этот метод неразрушающего контроля особенно удобен для исследований структурных особенностей материалов, эволюции их структуры при действии внешнего воздействия [40-41]. Наличие дефектов разного масштаба и соответствующая перестройка структуры материала приводит к изменению скоростей распространения упругих волн. Специфика распространения упругих волн в неоднородных средах заключается в том, что изменение кинематических и динамических характеристик волн связано не только с геометрией фронта и поглощением, но и с процессами рассеяния волн неоднородностями. Характер этих процессов зависит от соотношения размеров неоднородностей и длины волны.

При проведении ультразвуковых измерений в качестве информативного параметра была принята скорость продольных волн. Контроль состояния образцов горных пород осуществлялся по методике прозвучивания, когда датчики располагались на противоположных гранях образцов. Методика определение этого параметра хорошо отработана, проста и надежна. Использовалась серийно выпускаемая аппаратура УК-14П и комплект датчиков с собственной резонансной частотой 150 кГц.

Ультразвуковые измерения осуществлялись по двум взаимно перпендикулярным направлениям с шагом 3 см. По одной из граней образцов было разбито несколько профилей, что позволяло получить пространственную картину распределения скоростей в разных объемах образца. Обычно на каждый образец приходилось до 100 измерительных точек. В ряде случаев состояние образцов контролировалось на протяжении 10-12 месяцев. При проведении экспериментов использовались образцы мелкозернистого кварцевого песчаника и мрамора с характерными размерами 50(25)х 25(20)х15(12,5) см.

Структурные и физические свойства песчаника: размер зерна – 0,2-0,3 мм, содержание кварца – 99%, размер пор составлял 0,06 - 0,13мм, микропористость – 4-10%, предел прочности на сжатие 80-150 МПа, предел прочности на растяжение 5-10 МПа, плотность – 2,6 г/см³, скорость продольных волн – 3000-5000 м/с.

Оценка прочностных свойств образцов песчаника осуществлялась на гидравлическом прессе РП-50 методом раскалывания, который предусматривал определение предела прочности при одноосном растяжении в любом заданном сечение образца. Образцы раскалывались посредством соосно расположенных цилиндрических стальных стержней ø 8мм. Раскол образца на пластины толщиной 30-40 мм производился последовательным приближением к центру образца. Плоскости расколов совпадали с профилями прозвучивания, тем самым каждому значению прочности соответствовало определенное значение скорости продольных волн.

Динамическое воздействие моделировалось действием заряда взрывчатого вещества, который, как правило, располагался в центре образца в специальном отверстии диаметром 4,2 мм. Его масса подбиралась с таким расчетом, чтобы исключить разрушение образцов на отдельные фрагменты. Основные результаты настоящих исследований отражены в публикациях [42-44].

При ультразвуковом контроле исходных образцов можно, что отметить большинство из них отличались как акустической анизотропией, так и имели отличные значения скорости продольных волн в отдельных точках измерения. Это обусловлено локальными внутренними напряжениями и их микроструктурными особенностями.

Следует отметить, что каждому типу породы определенного минерального состава соответствует определенный диапазон изменения свойств, определяемый его структурными особенностями: наличием микродефектов, локальными остаточными напряжениями и состоянием межзеренных границ. В естественном состоянии любой образец, а также отдельные его области, могут находиться в любом интервале диапазона. В зависимости от этого при действии физических полей его поведение будет изменяться в определенных пределах, допускаемых общими возможностями границами свойств горных пород.

Максимальные значения скорости продольных волн соответственно для исходных образцов песчаника и мрамора составляли 5200 м/с и 5800 м/с. Коэффициент анизотропии К_а как отношение скоростей продольных волн по двум взаимно перпендикулярным направлениям для образцов песчаника равен 1,2-1,3.

Проведены ультразвуковые исследования в течение длительного времени до 400 суток эталонных образцов песчаника и мрамора, которые находились при комнатной температуре в лаборатории и были изготовлены примерно год назад. Экспериментальная ошибка при многократных измерениях скорости продольных волн в одних и тех же точках образцов в течение суток не превышала 3-5%. Более длительные наблюдения, например, в течение одного или двух и более месяцев фиксировали во всех точках N образцов песчаника и мрамора рост скорости. Как

следует из работы [44], изменения скорости при длительном ультразвуковом контроле образцов могли составлять до 50%.

Очевидно, что этот эффект связан с реакцией среды на ультразвуковую обработку при проведении измерений [45-46]. При длительном ультразвуковом воздействии в среде возможно благодаря релаксационным свойствам материала залечивание очагов микроразрушения. Этот процесс возможен с одной стороны, благодаря различному роду дефектов – пор, пластических зон, а с другой – благодаря существующим в образцах внутренним напряжениям. В однородных образцах с малой пористостью и значениями скорости продольных волн максимально возможными для данной породы он практически не наблюдается.

После взрывного воздействия наблюдалось снижение скорости продольных волн. В качестве примера на рисунке 17а представлен график относительного изменения скорости $\overline{C_p} = (C_{p0} - C_p(R))/C_{p0}$ в зависимости от расстояния R от заряда в образцах песчаника и мрамора.. После динамического воздействия в образцах песчаника с приближением к центру взрыва значения скорости продольных закономерно уменьшались, в образцах мрамора данная зависимость имела менее выраженный характер. Кроме изменения скорости продольных волн, обусловленное развитие микродефектов, прямыми экспериментальными испытаниями установлено снижение прочности на песчаника с расстоянием от источника взрывного воздействия, что отражает рисунок 176.



Рисунок 17– Относительное изменение скорости продольных волн(а) и прочности (б) с расстоянием от источника взрывного воздействия

Вид образцов песчаника после их испытаний методом раскалывания на прочность представлен на рисунке 18. Определена также корреляционная зависимость между прочностью и скоростью продольных волн в виде: $\sigma = AC_p^{\alpha}$. Для исходных образцов песчаника наблюдается слабая корреляция между прочностью и скоростью ($\alpha = 1,2$), для образцов после взрывного воздействия $\alpha = 4,2$, а коэффициент корреляции составляет 0,7. (рисунок 19).



Рисунок 18- Вид образца песчаника после испытаний на прочность



Рисунок 19–Корреляционная зависимость между пределом прочности на растяжение и скоростью продольных волн в образцах песчаника до (а) и после (б) динамического воздействия

На рисунке 20а представлено распределение относительного изменения скорости продольных волн в образце песчаника непосредственно после взрывного воздействия. Заряд располагался на профиле Р4 между точками 6 и 7. За относительное изменение скорости dC_p принималось разность между текущем значением скорости продольных волн после взрывного воздействии в данный момент времени и ее первоначальном (исходном) значении отнесенная к первоначальному значению Можно условно выделить по значениям относительного изменения скорости продольных волн три области микронарушений после взрывного воздействия: вблизи заряда в центре образца -50%< dC_p < -30%; промежуточную область -30%< dC_p < -10% и область на достаточно удаленном расстоянии от заряда, где наблюдается незначительные изменения скорости продольных волн -10< dC_p < 0%.

С течением времени после взрывного воздействия имеет место значительный рост скорости продольных волн с тенденцией более равномерному ее распределению по поверхности образца (Рисунок 20б). При этом появляются области, в которых значения скорости продольных волн превышают ее исходные значения до взрывного воздействия, и лишь в центре образца вблизи эпицентра взрыва значения скоростей не достигают своих первоначальных значений, но существенно возрастает.

В работе [47] при исследовании процессов свободной разгрузки образцов после снятия высоких естественных напряжений установлено, что в этом случае в образцах происходят деформации, которые приводят к изменению упругих и прочностных свойств в течение длительного времени (несколько месяцев) за счет роста или напряженносмыкание дефектов И отдельных кристаллов. изменения деформированного состояния. Можно предположить, что аналогичные процессы происходят при неразрушающем динамическом воздействии, и имеет место улучшения акустических контактов между отдельными минеральными зернами с течением времени.





Заключение

Выполнено изучение структуры природных материалов (горных пород) с оптической, электронной, сканирующей конфокальной лазерной помощью компьютерной рентгеновской микротомографии условиях микроскопии и в динамического воздействия. Получены изображения микротрещин, образовавшихся после динамического воздействия, исследована их структура и определены геометрические параметры. Важной характеристикой микротрещин является величина их раскрытия, минимальная величина которой по данным экспериментов составляет ~ 0,1 мкм. В ходе экспериментов и анализа изображений отмечено, что большинство микротрещин, возникающих в горной породе в результате динамического воздействия, имеют характер трещин растяжения, сдвиговый характер формирования дефектов не просматривается. Это соответствует общепринятым представлениям, согласно которым микротрещины в горной породе возникают, если величина локального напряжения превышает локальное значения прочности на растяжение.

С использованием оптической, лазерной сканирующей конфокальной и электронной микроскопии получены изображения и определены геометрические и структурные параметры трещин как 3D объектов, образовавшихся в результате динамического воздействия на образцы гранита. Установлено изменение формы и рельефа трещин по мере ее распространения на отдельных участках, а также отмечается ярко выраженная шероховатость поверхности трещины. Неровности берегов трещины и ее профиля могут свидетельствовать об изменениях ее скорости распространения, связанных с формированием зоны локализации разрушения и последующим скачкообразным продвижением, так как развитие трещины связано с накоплением в области ее вершины различного рода повреждений.

Разработаны методики и получены экспериментальные данные при изучении образования субмикронных частиц в процессе деформировании и разрушении горных пород. Установлено, что образования дискретных субмикронных частиц, их число и распределение по размерам при разрушении образцов зависит от структурных и физических параметров и обусловлены образованием новых поверхностей при разделении образцов на два или более частей. Минимальный размер регистрируемых субмикронных частиц, образующихся при разрушении, составляет ~ 0,1 мкм, доля которых в общем распределении может существенно отличаться для различных материалов, что является характеристикой процесса разрушения.

В ходе проведенных исследований методом микро- и наноиндентирования определены прочностные и деформационные характеристики горных пород и их минеральных компонентов при различной глубине внедрения индентора и области воздействия. Отмечается высокие значения твердости кварца при его сравнительно низкой вязкости разрушения в пределах отдельных зерен и межзеренных границ с магнетитом и гематитом, а также значительная вариация значений модуля Юнга и твердости для отдельных образцов горных пород. Исследования показали перспективность использования метода микро- и наноиндентирования для оценки прочностных и деформационных характеристик горных пород, степени их неоднородности. Дальнейшего обсуждения требуют вопросы абсолютных значений величин, определяемых методами микро- и наноиндентирования, в связи с наличием размерных эффектов физико-механических свойств горных пород.

Применение ультразвового метода контроля образцов сравнительно большого масштаба позволило выявить их структурные неоднородности, которые проявляется в акустической анизотропии и распределению значений скорости продольных волн по длине образцов, и установить характер ее изменения и прочности с расстоянием от источника взрывного воздействия. Для оценки структурных изменений в образце, связанных с микродефектами и локальными напряжениями, предлагается использовать показатель локального повреждения как отношение квадратов скорости продольной волны измеренной в конкретном объеме образца к максимальной скорости для данного типа породы. С течением времени после динамического воздействия, и

наблюдается повышение степени однородности образцов горных пород и рост значений скорости продольных волн.

Экспериментальные результаты имеют значение для понимания механизмов образования микро- и макротрещин в различных материалах, в том числе и горных пород, важны для разработки критериев, соответствующим различным стадиям процесса разрушения, для физической интерпретации параметров, используемых, например, при технологических взрывах или для прогнозирования катастрофических явлений, таких как горные удары. Данные исследования могут быть использованы для развития представлений о процессах деформирования и разрушения материалов и послужить основой для разработки новых экспериментальных методов исследования этих процессов.

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

Список литературы:

1. Ботвина, Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности /Л.Р. Ботвина. – М.: Наука, 2008. –334 с.

2. Панин, В.Е. Основы физической мезомеханики/ В.Е. Панин// Физическая мезомеханика. 1998. № 1. – С. 5-22.

3. Куксенко, В.С. Модель перехода от микро- к макроразрушению твердых тел/ В.С.Куксенко// Физика прочности и пластичности. М.: Наука, 1986. – С.5-11.

4. Гольдштейн, Р. В., Осипенко Н. М. Структуры разрушения в условиях интенсивного сжатия // Проблемы механики деформируемых твердых тел и горных пород/Р.В. Гольдштейн, Н.М. Осипенко // Сб. статей к 75-летию Е. И. Шемякина / под ред. Д. Д. Ивлева и Н. Ф. Морозова. — М.: Физматлит, 2006. — С.152-165.

5. Шемякин, Е.И. Геомеханика глубоких подземных сооружений /Е.И. Шемякин //Бюллетень Белорусской горной академии. 1998 .№1.–С.4-9.

6. Петухов, И.М., Ильин А.М., Трубецкой К.Н. Прогноз и предотвращение горных ударов на рудниках/ И.М.Петухов, А.М.Ильин, К.Н.Трубецкой. М.:изд. АГН,1997. – 376 с.

7. Бетехтин, В.И. Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах/ В.И. Бетехтин, А.Г.Кадомцев //Физика твердого тела.2005. т.47. вып.5. – С.801-807.

8. Madden, T.R. Mickrocrack Connectivi in Rocks/ T.R Madden // Journal ot Geophysical Research 1983. T.88 – C.585-592.

9. Kranz, R.L. Microcracks in Rocks: A Review / R.L. Kranz //Tectonophysics.-1983.-№100. – p. 100-112.

10. Costin L.S. A microcrack model for the deformation and failure of bittle rock/ L.S. Costin// Journal of geophysical research.1983. №88. – p.9485-9492.

11. Викторов, С.Д. Дезинтеграция образцов горных пород в условиях высокого импульсного давления/ С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов// Известия РАН. Серия физическая. 2013. т.77. №3. – С.298-300.

12. Викторов, С.Д. Развитие микротрещин при динамическом разрушении горных пород / С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов// Изв. РАН. Серия физическая. – 2015. – т.79, №6. – С. 829-831.

13. Викторов, С.Д. Исследование трещин в природных материалах на примере гранита в условиях взрывного воздействия/ С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов // Изв.РАН. Сер. физ. 2017. Т.81. №5. –С. 669-671.

14. Кочанов, А.Н. Динамика развития трещины в граните при взрывном воздействии/ А.Н. Кочанов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016.т.21. вып.3 –С.795-797.

15. Кочанов, А.Н. Облик трещины в образце гранита после взрывного воздействия/ А.Н. Кочанов // Тез. докладов LYII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» Севастополь. 2016. –С.176.

16. Вайсберг, Л.А. Рентгеновская компьютерная микротомография как перспективный метод исследования микроструктуры строительных горных пород в связи с проблемой их разрушения/Л.А.Вайсберг, Е.Е.Каменева. // ХХІ Петербургские

чтения по проблемам прочности. К 100-летию со дня рождения Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова. Санкт-Петербург,15-17 апреля 2014 г. сборник материалов. СПб.:Соло, 2014. – С.3-5.

17. Надев, А.Н., Применение рентгеновской микротомографии для исследования образцов горных пород/ А.Н. Надев, Д.А.Коробков, И.В. Якимчук, Е.И. Чувилин, Д.А. Коротеев .//Сб. матер. Всероссийской конференции «Практическая микротомография» Казань. 2013. – С.160-164.

18. Дамаскинская, Е.Е. Эволюция микротрещин в объеме деформируемого гетерогенного материала по данным рентгеновской микротомографиии / Е.Е. Дамаскинская, И.А. Пантелеев, Д.Р. Гафурова, Д.И. Фролов, В.Л. Гиляров, Д.В. Корост// Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LYIII международной конференции, 16-19 мая, 2017 г. Пермь.2017. – С.77.

19. Викторов, С.Д. Анализ дефектов структуры в граните методом компьютерной рентгеновской микротомографии / С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов А.Н., А.А. Пачежерцев //Тез. Докладов Седьмой Международной конференции «Кристаллофизики и деформационное поведение перспективных материалов» 2-5 октября 2017. М.: МиСиС.2017. –С.56

20. Викторов, С.Д. Исследование структурных характеристик на поверхности и в объеме образцов гранита/ / С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов А.Н., А.А. Пачежерцев //20-й Международный симпозиум «Упорядочение в минералах и сплавах» ОМА-20, Ростовна-Дону-пос. Южный, 10-15 сентября 2017 г. Труды симпозиума.- Ростов-на-Дону, Фонд науки и образования. 2017. Выпуск 20. Т. 1. – С. 116-118.

21. Викторов, С.Д. Образование субмикронных частиц при горном производстве и новый метод оценки катастрофических явлений/С.Д.Викторов // Вестн. РАН. 2013. Т. 83. № 4. — С.300-306.

22. Александров, П. А., Исследование генерации частиц при разрыве металла/ П.А. Александров, В.И. Калечиц, Е.С. Хозяшева, П.В. Чечуев // Ультрадисперсные (нано) материалы. 2003. Т. 8–. С. 296–297.

23. Александров, П. А., Исследование генерации микрочастиц, образующихся при разрыве металла/ П.А. Александров, В.И. Калечиц, Е.С. Хозяшева, П.В. Чечуев // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2003. № 5. — С.95-98.

24. Александров, П.А. Результаты экспериментальных исследований образования субмикронных частиц при разрушении твердых тел // П.А. Александров, С.Д. Викторов, В.И. Калечиц, А.Н. Кочанов // Известия РАН. Серия физическая. 2016. том 80. № 11. – С. 1496–1499.

25. Викторов, С.Д. Эмиссия субмикронных частиц придеформировании горных пород/ С.Д. Викторов., А.Н. Кочанов, В.Н. Одинцев В. Н., А.А. Осокин // Известия РАН. Серия физическая. 2012. Т. 76. № 3 — С.339-341.

26. Викторов, С. Д. Оценка условий образования и размеров микрочастиц при разрушающих воздействиях на горные породы/С.Д.Викторов, А.Н. Кочанов// Вестник Тамбовского гос. ун-та. 2013. Т.18. Вып. 4. — С.1685-1686.

27. Викторов, С.Д. Экспериментальное изучение закономерностей образования субмикронных частиц при разрушении горных пород/ С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов// Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2016. №5. С.76-83.

28. Чантурия, В. А. Наночастицы в процессах разрушения и вскрытиягеоматериалов./ В.А. Чантурия, К.Н. Трубецкой, С.Д. Викторов, И.Ж. Бунин М.: ИПКОН РАН, 2006. – 216 с.

29. Трубецкой, К.Н. Техногенные минеральные частицы как проблема освоения недр / К.Н. Трубецкой, С.Д. Викторов, Ю. П. Галченко, В. Н. Одинцев // Вестник РАН. 2006. Т. 76. № 4. — С. 318-332.

30. Головин, Ю.И. Наноиндентирование и его возможности/ Ю.И. Головин. М.: Машиностроение, 2009. — 321с.

31. Bhushan, B. Springer Handbook of Nanotechnology/ B. Bhushan .- Berlin: Springer, 2010. — 1968 p.
32. Oliver, W.C. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology /W.C. Oliver, G.M. Pharr // J. Mater. Res. 2004.- V. 19.- N 1. –P. 3-20.

33. Головин, Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства твердых тел в субмикрообъемах, тонких приповерхностных слоях и пленках (обзор)/ Ю.И. Головин // Физика твердого тела. 2008. т.50 — №12. —С. 2113-2142.

34. Головин, Ю.И. Оценка упругих и прочностных свойств железистого кварцита методом динамического микро- и наноиндентирования/ Ю.И. Головин, А.Н.Кочанов, А.В. Шуклинов// Вестник Тамбовского университета.2011.т.16 —№ 5. — С. 1338-1343.

35. Викторов, С.Д., Оценка прочностных и деформационных характеристик минеральных компонентов горных пород методом микро- и наноиндентирования / С.Д. Викторов, Ю.И.Головин , А.Н. Кочанов., А.И. Тюрин А.И., А.В. Шуклинов , И.А. Шуварин, Т.С. Пирожкова Т.С.// Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2014. № 4. – С. 46-54.

36. Головин, Ю.И., Размерные эффекты упругих и прочностных свойств отдельных фаз и межфазовых границ поликристаллических материалов /Ю.И. Головин, С.Д. Викторов, А.И. Тюрин, А.Н. Кочанов., А.В. Шуклинов, Т.С. Пирожкова, И.А. Шуварин // Изв. РАН. Серия физическая. 2016. – Т. 80, № 5. – С. 573–577.

37. Викторов С.Д.,. Исследование твердости и вязкости разрушения отдельных фаз и межфазных границ горных пород методами микро- и наноиндентирования/С.Д. Викторов, А.И. Тюрин., А.Н. Кочанов А.Н., А.В. Шуклинов., Т. С. Пирожкова.,И.А. Шуварин //Горный информационно-аналитический бюллетень. 2016. №12. – С.222-224.

38. Бунин, И.Ж, Экспериментальное обоснование механизма импульсных энергетических воздействий на структурно-химические свойства и микротвердость породообразующих минералов кимберлитов/ И.Ж. Бунин, В.А. Чантурия, Н.Е. Анашкина, М.В. Рязанцева.// Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2015. №4. – С.130-142.

39. Бородич, Ф.М. Особенности применения наноиндентирования для изучения механических характеристик неоднородных материалов/ Ф.М. Бородич, С. Дж., Булл., С.А. Эпштейн // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2015. №3. –С.57-63.

40. Труэлл, Р. Ультразвуковые методы в физике твердого тела / Р. Труэлл, Ч. Эльбаум, Б.М. Чик. - .: Мир, 1972. - 306 с

41. Шамина, О.Г. Модельные исследования неоднородных и трещиноватых сред/ О.Г. Шамина, В.И. Понятовская.- М.: ИФЗ РАН, 1993. –178 с.

42. Викторов, С.Д. Динамика упорядочивания микроструктуры и свойств образцов горных пород в результате взрывного воздействия/ С.Д. Викторов, А.Н. Кочанов/// Известия РАН. Серия физическая. 2014. т.78, №4. – С. 385-391.

43. Кочанов, А.Н. Ультразвуковой контроль и эволюция структурных изменений природных материалов /А.Н. Кочанов //Международная научная конференция «Техническая акустика разработки, проблемы, перспективы: материалы конференции. УО «ВГТУ» Витебск, 2016 – С. 185-187.

44. Кочанов, А.Н. Влияние на механические свойства горных пород неразрушающего взрывного воздействия/ А.Н. Кочанов// Актуальные проблемы прочности. Сб. трудов 54 Межд. конференции. Екатеринбург: ФГБУН ИФМ УроРАН, 2011. – С.239.

45. Назаров, А.А. Структурные изменения в ультрамелкозернистых металлах при ультразвуковом воздействии/ А.А. Назаров, А.П. Жиляев, А.А. Самигуллина, Р.Т., Мурзаев, А.А. Мухаметгалина, Ю.В. Царенко, В.В. Рубаник // Материалы Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии». Витебск: УО «ВГТУ». Ч.1. 2017. – С.150-153.

46. Шамина, О.Г. Влияние ультразвуковых вибраций на физико- механические свойства пород/О.Г. Шамина , А.М. Паленов., З. И. Стопинский, В.С. Ткаченко, Н.А. Якушина // Изв. АН СССР Физика Земли. 1990..№8. – С.93-101.

47. Шаумян Л.В. Природа физико-механических свойств массивов горных пород / Л.В.Шаумян. М.: МГУ,1988. –192 с.

Глава 10 РАЗВИТИЕ СТРУКТУРЫ И ФОРМИРОВАНИЕ УРОВНЯ СВОЙСТВ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТРИЦ

¹Антанович А.А., ²Колесников С.А.

¹ФГБУН институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина Российской Академии наук, Москва, г. Троицк, Россия, <u>antanov@hppi.troitsk.ru</u> ²АО «НИИ конструкционных материалов на основе графита», г. Москва, Россия, <u>Skolesnikov02@mail.ru</u>

Введение

Современные углерод-углеродные композиционные материалы (УУКМ) находят всё большее применение в составе конструкционных огнеупорных конструкций. Их уровень механических характеристик, в первую очередь прочность и модуль упругости, существенно повышены [1,2] благодаря эффективному способу формирования углеродной матрицы – изостатической карбонизации при давлениях до 100 МПа и температуре при этом до 750 °С. В результате достигается комплекс повышенных свойств: прочностные и упругие характеристики на уровне алюминиевых сплавов при жаростойкости конструкционных графитов.

Высокотемпературные изостатические технологии формирования и уплотнения углеродной матрицы основаны на многократной (до 5 раз) пропитке расплавом углеводородного прекурсора пористой структуры из углеродного волокна в объёме будущей детали и последующей затем карбонизации при сверхкритических давлениях для органических продуктов в прекурсоре углеродной матрицы. В результате технически достигается наиболее эффективное заполнение всех уровней поровой структуры углеродных волокон и многомерных структур с размерами от долей до тысяч мкм. Кроме того в результате карбонизации достигается практически стехиометрический выход твёрдого углеродного вещества матрицы. В результате совместной работы наших организаций российская промышленность получила серию углерод – углеродных композиционных материалов (УУКМ), получивших устойчивое применение в современной технике [3].

В настоящей работе приведены результаты экспериментальных исследований формирования структуры и механических свойств УУКМ на всех этапах уплотнения углеродной матрицы. При этом армирующий каркас исследуемых УУКМ был выполнен в виде ортогональной трехнаправленной пространственной структуры, армирующими элементами каркаса являлись стержни, изготовленные методом пултрузии из углеродных конструкционных нитей УКН-5000, а в качестве прекурсора углеродной матрицы был выбран каменноугольный пек. Предварительное уплотнение заготовок УУКМ проводилось при атмосферном давлении до плотности ~ 1,0 г/см³, дальнейшее уплотнение материала – по изостатической технологии, описанной в работе [2].

Выводы проведенных исследований основаны на анализе совокупности результатов контроля качества сотен серийно выпускаемых заготовок УУКМ. Заготовки представляли собой толстостенные кольца, из которого механической обработкой изготавливаются целевые изделия и образцы для исследования свойств материала. Общий вид таких изделий показан на рисунке 1.



Рисунок 1 – Общий вид изделий из объёмно армированного УУКМ

Формирования уровня плотности УУКМ в процессе с изостатической карбонизацией прекурсора углеродной матрицы

На рисунке 2 приведены зависимости истинной плотности углеродного волокна и коксов из каменноугольного пека от температуры обработки [4]. Применяя правило аддитивности, можно подобрать базовые сочетания углеродных компонент УУКМ и температурные режимы технологических процессов для получения материалов различной плотности. Технические возможности устройств для создания высоких давлений и температур, применяемых для проведения процессов пропитки и карбонизации под высоким давлением (ПКД) не позволяют проводить процесс при температурах выше 750°С. изостатической карбонизации Для прекурсора углеродной матрицы - каменноугольных пеков (кривая 2) и углеродных волокон (кривая 3) на основе полиакрилонитрила при объёмном содержании волокна ~ 0,3 - 0,45 при уплотнении композита при атмосферном давлении потенциально достижим уровень плотности ~ 1,65 г/см³. Применение изостатической карбонизации (кривая 1) открывает возможности ускорения набора плотности до ~ 1,75 г/см³. Для достижения больших уровней плотности в технологическую схему, очевидно, должна быть включена высокотемпературной обработки (BTO) не ниже 2000°C. операция _ Высокотемпературная обработка по термоактивационному механизму инициирует совершенствование кристаллической структуры с сопутствующим изменением качественных характеристик углеродных материалов [5].



Рисунок 2 – Зависимость истинной плотности углеродных материалов от температуры обработки 1 – кокс каменноугольного пека (изостатическая технология); 2 – кокс каменноугольного пека (технология при атмосферном давлении); 3 – углеродное волокно из полиакрилнитрила

Результаты исследования формирования уровня кажущейся плотности УУКМ с применением изостатической карбонизации и последующих высокотемпературных обработок представлены на рисунке 3. Приведенные на рисунке зависимости набора плотности УУКМ на каждом этапе уплотнения построены по результатам обработки данных для 7 последовательно изготовленных заготовок.

Как видно из рисунка 3, в общем достигнутом уровне кажущейся плотности композита ~ 1,9 г/см³ доля исходного каркаса армирования ~ 0,6 г/см³, доля углеродной матрицы за счёт ряда процессов пропитки пеком и последующей карбонизации при атмосферном давлении (ПП-КРБ) ~ 0,40 г/см³. Первые два цикла изостатической карбонизации и последующей высокотемпературной обработки (ПКД-ВТО) приводят на каждом к повышению плотности на ~ 0,15 г/см³.



Рисунок 3 – Зависимость увеличения кажущейся плотности заготовок по завершении отдельных технологических операций

1 – исходный стержневой каркас; 2 – три цикла «ПП-КРБ»; 3 – ПКД-1; 4 – ВТО-1; 5 – ПКД-2; 6 – ВТО-2; 7 – ПКД-3; 8 – ВТО-3; 9 – ПКД-4; 10 – ВТО-4; 11 – ПКД-5; 12 – ВТО-5; 13 - деталь после механической обработки

Последующие технологические этапы проводятся с меньшим уровнем исходной перед каждым циклом уровнем открытой пористости и поэтому здесь повышение плотности заметно меньше. Плотность детали после механической обработки всё же меньше плотности заготовки, что указывает на сохранение градиента плотности по объёму. Разброс плотности на отдельных технологических циклах является следствием возможных отступлений в процессе изготовления УУКМ.

Структурные свойства УУКМ

Изменение структуры УУКМ на отдельных этапах формирования углеродной матрицы можно видеть из рисунка 4. Приведенные изображения получены методом компьютерной томографии.



Рисунок 4 – Структура УУКМ на разных этапах уплотнения а) плотности ~ 1.78 г/см³, б) плотность ~ 1.93 г/см³

В первую очередь углеродной матрицей, ожидаемо, заполнено внутристержневые поры (рисунок 4а). Границы между стержнями становятся монолитными при уровне плотности более 1,9 г/см³ (рисунок 4б). Стержни в данном случае получены продольным сложением трёх жгутов конструкционной нити УКН-5000 в направлениях Х,Ү, И. Символом С отмечены области углеродной матрицы между стержнями. Как видно из рисунка 4б на границах жгутов и при плотности ~ 1.93 г/см³ могут сохраняться трещины. Образование таких трещин обусловлено более чем десятикратной анизотропией термического расширения в продольном и поперечном направлениях для одномерно армированных УУКМ, каковыми являются углеродные стержни армирования. Такие внутренние расслоения снижают «связность» композиционного материала в целом, а также могут приводить к разрушению по моде сдвига и когезионного расслоения с соответствующим снижением абсолютно регистрируемой прочности при всех видах испытаний.

Были также исследованы рентгеноструктурные характеристики образцов УУКМ с плотностью 1,87 г/см³, прошедших ВТО при различных температурах и времени изотермической выдержки 1 час.

Рентгенофазовый анализ проводили по стандартной методике на порошковом дифрактометре D8 Advance фирмы «Bruker» в геометрии «на отражение», оснащенным рентгеновской трубкой с медным анодом. Образцы перетирали до фракции меньше 80 мкм и укладывали тонким слоем на плоскую кювету из аморфного кварца. В качестве внутреннего стандарта в образец добавляли порошок кремния. Съемку дифрактограмм проводили с шагом 0,02° и экспозицией в точке 11 угловых секунд. Обработка данных проводилась с помощью программы TOPAS. Дифрактограммы образцов моделировались двумя фазами: турбостратной и графитоподобной. Определенные в результате рентгеноструктурного анализа значения размеров кристаллитов L_c и L_a компонентов УУКМ (волокна и матрицы), а также межплоскостных расстояний d_{002} в структурах этих компонентов приведены в таблице 1.

	Угле	родное вол	юкно	Матрица			
BTO, °C	d ₀₀₂ , НМ	g, %	<i>Lc</i> , нм	<i>d</i> ₀₀₂ , НМ	<i>g</i> , %	<i>Lc</i> , нм	<i>La</i> , нм
2170	0,345	-	6,9	0,338	70	36	33
2300	0,345	-	6,9	0,338	75	40	32
2400	0,345	-	6,9	0,338	79	45	36
2500	0,343	8	7,1	0,337	82	53	40
2600	0,343	12	7,3	0,337	83	50	41
2700	0,343	16	8,1	0,337	86	50	42
2800	0,341	23	9,4	0,336	88	50	45
2900	0,341	29	11,2	0,336	90	59	48

Таблица 1- Результаты рентгенографических, физических характеристик УУКМ

Здесь же приведены значения степени графитации *g* компонентов УУКМ, рассчитанные из сопоставления межплоскостного расстояния в турбостратной структуре (0,344 нм), межплоскостного расстояния в структуре природного графита (0,3354 нм) и межплоскостного расстояния в структуре исследуемого компонента УУКМ (d₀₀₂) по формуле

$$g = \frac{d_{002} - 0,335}{0,344 - 0.335} \tag{1}$$

Исследование физико-механических характеристик прочности при растяжении, сжатии, изгибе

Для нахождения прочности при растяжении УУКМ применяли образцы-лопатки представленные на рисунке 5.

186



Рисунок 5 – Общий вид образца для определения предела прочности при растяжении На рисунке 6 представлен общий вид различных испытанных образцов УУКМ.



Рисунок 6 – Общий вид испытанных образцов

1 – образец «лопатка - галтель»; 2 – то же с увеличенной длиной галтели; 3 – образец после определения предела прочности при изгибе; 4 – образцы после определения предела прочности при сжатии; 5 – углеродное вещество матрицы после карбонизации при атмосферном давлении; 6 – то же после изостатической карбонизации

Как видно при разрушении образца вида (1) можно имеет место поперечный разрыв от нормальных напряжений, а так же проявление когезионного разрушения отдельных верхних жгутов почти по всей длине средней зоны. Это указывает на сложнонапряжённое состояние образца даже при его одноосном нагружении.

Разрушение образцов (3) при изгибе, как видно, так же сопровождается отщеплением слоёв материала по когезионному механизму. Образцы - параллелепипеды после испытаний при сжатии (4) в результате развития поперечных деформаций расслоились на отдельные стержни по высоте до 20 мм. Из общего вида разрушения всех образцов можно заключить об определяющей роли «связности»

углеродной матрицей одномерно армированных стержней как базового механизма, определяющего прочность УУКМ. Разрушение при растяжении образца вида (2) с ещё более увеличенной длиной галтели в большей степени соответствует виду разрушения «связанного» [6] пучка стержней.

Под «связанным» пучком армирующих волокон или других структурных элементов (жгуты, стержни из жгутов) понимают [7, 8] ситуацию, когда армирующие элементы погружены в матрицу и их вытяжка приводит к поперечному разрыву, а не проскальзыванию по границе матрицы.

На рисунке 6 представлен также общий вид углеродного вещества матрицы этих композитных материалов, полученных карбонизацией при атмосферном давлении (5) и изостатической карбонизацией (6). Очевидно, что во втором случае может быть достигнута существенно более эффективная монолитность, «связность» композиционного материала.

Для определения адгезионной прочности УУКМ на границе раздела «стержень армирования – углеродная матрица» использовались образцы, общий вид которых приведен на рисунке 7. При испытаниях таких образцов наблюдали вытяжку стержней из зон захватов. Для локализации вытяжки с одной стороны изготовили и испытали образцы с несимметричными формами галтелей.



Рисунок 7 – Образец для определения адгезионной прочности

Общий вид шести образцов после испытаний с вытянутыми стержнями представлен на рис. 8.



Рисунок 8 – Образцы после определения адгезионной прочности

Величину адгезионной прочности связи «стержень – углеродная матрица» рассчитывали из условия равенства касательных напряжений по границам стержня и нормальных напряжений в его сечении из выражения

где

$$\tau_{\text{адгез}} = \frac{P_o}{Sn} , \qquad (2)$$

*P*_o - нагрузка начала вытягивания стержней

S - боковая поверхность армирующего стержня на длине равной высоте галтели

п - количество стержней, вытянутых из галтели.

Среднее значение адгезионной прочности по шести испытанным образцам составило $\tau_{adres} = 8,67 \pm 0,67 M\Pi a$.

Механическая прочность УУКМ на основе высокомодульных высокопрочных волокон на порядок превышает прочностные характеристики конструкционных графитов и пропорциональна прочности армирующих углеродных волокон [1].

В процессе уплотнения УУКМ формируются прочность, модуль упругости и другие физико-механические характеристики материала. Результаты определения пределов прочности при сжатии, растяжении и изгибе УУКМ, рассчитанные по кривым деформации соответствующих модулей упругости, при уплотнении его матрицы по изостатической технологии приведены на рисунке 9. При этом найденные зависимости обработаны как функция уровня открытой пористости композита на этапах его уплотнения. В свою очередь изменение открытой пористости оценивали экспериментально по водопоглощению из текущих уровней кажущейся и истинной плотности.



Открытая пористость, доля

Рисунок 9 – Формирование уровня физико-механических свойств УУКМ в процессе формирования углеродной матрицы методом изостатической карбонизации 1 – прочность при сжатии, МПа; 2 – прочность при растяжении, МПа; 3 – прочность при изгибе, МПа; 4 – модуль упругости при растяжении, ГПа; 5 – модуль упругости при изгибе, ГПа; 6 – модуль упругости при сжатии, ГПа; 7 – кажущаяся плотность, [100×y] г/см³.

Легко видеть, что прочностные характеристики до уровня пористости ~ 0.16 растут по экспоненциальному закону. Далее «связность» армирующих элементов, видимо, скачкообразно повышается в области остаточной пористости от 0,16 до 0,14. На этом этапе упругие характеристики практически достигают предела роста. Ограничение изменения модуля свидетельствует о практически полном включении структурных элементов в восприятие и перераспределение в объёме материала внешней нагрузки, как при растяжении, так при изгибе и сжатии. Видимо, уровень

пористости ~ 0.14 и соответствующий ему уровень плотности ~ 1.8 г/см³ являются рубежными границами для формирований УУКМ с данным типом углеродной матрицы, с возможным выполнением ими функций конструкционного материала.

Показатели прочности продолжают существенно расти и далее при уменьшении пористости. Вероятно, их рост продолжится до исчерпания микропористости. Последний этап может иметь место при уровне равенства кажущейся и истинной пористости. При уровне температуры ВТО ~ 2200 °С истинная плотность настоящего УУКМ, как установили экспериментально, находится в пределах 2,04...2,06 г/см³. Однако, как видно из рисунка 3, для абсолютного роста плотности каждый последующий технологический блок операций всё менее эффективен технически и, ожидаемо, экономически. Поэтому завершение технологического цикла в этой области плотности и пористости может быть обосновано условиями нагружения детали в конструкции и требуемым при этом запасах прочности.

Теплопроводность УУКМ

При практическом использовании изделий из УУКМ в высокотемпературных узлах одной из важнейших нормируемых характеристик является его теплопроводность. Технологически обеспечиваемый уровень теплопроводности определяет температуропроводность стенки детали, реальный уровень температуры на её поверхности и тем самым скорость окисления, эрозии и термопрочность конструкции. На практике в технической документации может нормироваться нижний предел теплопроводности [1], верхний предел [9] или могут присутствовать двусторонние ограничения.

Теплопроводность углеродных материалов, как известно, является структурно чувствительным параметром. В общем виде коэффициент теплопроводности (λ) связан со схемой армирования и степенью текстурированности компонент (соsφ), размером кристаллита и степенью совершенствования кристаллической решётки (La и Cp), скоростью распространения тепловых фононных колебаний кристаллов углерода (v_a), которые пропорциональны скорости звука в твёрдом теле и связностью углеродного вещества через его истинную плотность (γ).

$$\lambda = \frac{1}{4} \cos \varphi \mathbf{L}_{\mathrm{a}} \mathbf{v}_{\mathrm{a}} C_{P} \gamma, \qquad (3)$$

где ф – параметр текстуры в кристаллической решётке графита;

La – размер кристаллита в направлении кристаллографической оси «а» кристаллита графита;

Ср – удельная теплоёмкость углеродного вещества.

Скорость звука в твёрдом теле, в свою очередь, как известно, связана с эффективным модулем Юнга выражением

$$\mathbf{v}_{\mathrm{a}} = \sqrt{\frac{E}{\gamma}} \qquad . \tag{4}$$

В комплексном процессе изостатической карбонизации и последующей операции высокотемпературной обработки симбатно идут процессы уплотнения, формирования и совершенствования надмолекулярной и кристаллической структуры углеродного вещества матрицы на основе заданной базовой схемы армирования каркасом из углеродного волокна.

Для трёхмерно армированного УУКМ по результатам испытаний материала с кажущейся плотностью - не менее 1,90 г/см³ установили наличие корреляционной связи между достигнутыми уровнями модуля упругости и теплопроводности. Результаты приведены на рисунке 10.



Модуль упругости, ГПа

Рисунок 6 - Зависимость теплопроводности трёхмерно армированного УУКМ от уровня модуля упругости. Композиции со степенью графитации от 0,63 до 0,70

Установленная экспериментальная зависимость подтверждает возможность использования выражения (2) при анализе вопросов формирования теплофизических свойств УУКМ, как частного случая углеграфитовых конструкционных материалов. Из выражения (3) следует прямая связь теплопроводности с плотностью материала.

Заключение

1. Получение УУКМ с применением изстатической карбонизации в технологическом процессе позволяет практически на 100 % реализовать в композите прочность, модуль упругости исходного армирующего углеродного волокна и потенциальные возможности по теплопроводности.

2. Последовательное уплотнение углеродной матрицы методом изостатической карбонизации сопровождается качественными изменениями структуры, приводящими к скачкообразным изменениям физико-механических и теплофизических свойств.

Список литературы

1. Проценко, А.К. Разработка углерод – углеродных технологий и перспективы их развития / А.К. Проценко, С.А. Колесников // Научно-исследовательскому институту конструкционных материалов на основе графита – 55 лет. Сборник статей. – М.: Научные технологии. – 2015. – С. 31-59.

2. Антанович, А.А. Изостатические технологии при изготовлении углеродных конструкционных материалов / А.А. Антанович, С.А. Колесников // Перспективные материалы и технологии: монография: в 2 т. / под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017. – Т.1. – С. 203-216.

3. Многомерно-армированные углерод-углеродные композиционные материалы // [Электронный pecypc]. http://niigrafit.ru/produktsiya/kompozity.php (дата обр.ния 26.02.2018).

4. Ряшенцев, М.С. Колесников С.А. Измерение кажущейся и истинной плотностей углерод-углеродных композиционных материалов и конструкционных графитов / М.С. Ряшенцев, С.А. Колесников // Заводская лаборатория. – 2016. – № 7. – С. 12 – 18.

5. Бамборин, М.Ю. Исследование влияния высокотемпературной обработки на окислительную стойкость углерод-углеродных композиционных материалов / М.Ю. Бамборин, С.А. Колесников //Новые огнеупоры. – 2014. – № 6. – С. 46 – 49.

6. Гуняев, Г.М. Структура и свойства полимерных композиционных волокнистых композитов / Г.М. Гуняев. – М.: Химия, 1981. – 232 с.

7. Холистер Г.С., Материалы, упрочнённые волокнами / Г.С. Холистер, К. Томас. – М.: Металлургия, 1969. – 152 с.

8. Колесников, С.А. Дискретно-матричная модель для углерод-углеродных композиций / С.А. Колесников / /Механика полимеров. – 1978. – № 3. – С. 387 – 393.

9. Маянов Е.П., Создание производственного комплекса выпуска продукции из углерод-углеродных композиционных материалов АО «НИИграфит» на площадке филиала в г. Пенза / Е.П. Маянов, А.К. Проценко, С.А. Колесников // Научно-исследовательскому институту конструкционных материалов на основе графита – 55 лет. Сборник статей. – М.: Научные технологии. – 2015. – С. 4 – 8.

Глава 11 ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ВЫПЛАВКА ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК ДИАМЕТРОМ 90-120 ММ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПОПЕРЕЧНОВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

В.А.Андреев,^{1,2} В.С.Юсупов,² М.М Перкас.,² ¹ «Промышленный центр «МАТЭК-СПФ», Москва, <u>andreev.icmateks@gmail.com</u> ² ИМЕТ РАН, Москва, vI-yusupov@mail.ru

В условиях технологического действующего цикла предприятия (ПЦ) МАТЭК-СПФ» исследован «Промышленный центр получения процесс цилиндрических литых заготовок из сплавов с памятью формы на основе никелида титана для последующей пластической деформации на станах поперечно-винтовой прокатки (ПВП). На основании проведённых исследований изменён технологический режим выплавки. Приведены температурно-временные режимы выплавки заготовок в вакуумных печах УППФ-3М российского производства. Подробно рассмотрена технология однократного переплава никелида титана в вакуумно-индукционных печах ёмкостью 50 кг. Проанализированы особенности конструкции печи УППФ-ЗМ и применяемой литейной оснастки. Работа содержит принципиальные схемы и графитовых тиглей и изложниц, используемых в геометрические параметры производстве.

Сплавы с памятью формы на основе никелида титана различных составов, обладающие целым рядом уникальных функциональных свойств, начали промышленно производиться и широко применяться в 70-80-х годах прошлого века [1]. Одним из распространенных этапов получения полуфабрикатов и изделий из таких материалов является ПВП. Исходной для такой прокатки является литая цилиндрическая заготовка (рис.1).

Изготовление цилиндрических литых заготовок из сплавов на основе никелида титана является одной из наиболее ответственных операций в технологическом цикле производства полуфабрикатов, во многом определяющей функциональные и другие свойства готовых изделий.

Сложность процесса изготовления слитков определяется следующими факторами:

- Необходимость получения слитка с допуском по химическому составу никеля не более ± 0,1 % (изменение содержания никеля на 0,1% в интервале от 54,8 до 56,0 % влияет на изменение температуры конца аустенитного превращения Ак в диапазоне 10°C).
- Необходимость однородности химического состава по сечению слитка (наличие неоднородности может привести к колебанию функциональных свойств в объёме различных партий полуфабрикатов, полученных из одной плавки).
- 3. Высокая химическая активность титана требует проведения плавки сплавов на основе никелида титана в вакууме или защитной атмосфере.
- Необходимость изолировать расплав от взаимодействия с материалом тигля либо максимально снизить взаимодействие между ними из-за высоких требований к наличию примесей в химическом составе.
- Обеспечение достаточно высокой скорости кристаллизации для снижения ликвационных процессов, чтобы обеспечить возможность формирования «здорового» тела однородного слитка [2].



Рисунок 1 - Технологическая схема производства полуфабрикатов из сплавов никелида титана Промышленного центра МАТЭК-СПФ [3].

Для выплавки слитков сплавов на основе никеля и титана в современном производстве применяются следующие технологии плавки:

1. Дуговая плавка.

- 1.1. Вакуумно-дуговая плавка с медным кристаллизатором;
- 1.2. Вакуумно-дуговая плавка с гарнисажным тиглем (медным или графитовым) и расходуемым или нерасходуемым электродом.
- 2. Индукционная плавка.
- 2.1. Вакуумно-индукционная плавка с графитовым тиглем.
- 2.2. Вакуумно-индукционная плавка с медным водо-охлаждаемым тиглем.
- 3. Электронно-лучевая плавка.
- 3.1. Вакуумная электронно-лучевая плавка с медным водо-охлаждаемым тиглем, с последующим переплавом в вакуумно-индукционной печи [2].

В конце 90-х годов, исходя из технико-экономических возможностей, коллективом ПЦ МАТЭК-СПФ была выбрана вакуумно-индукционная плавка. Стояла задача отработать технологию получения слитков никелида титана для производства качественных полуфабрикатов. В качестве литейного оборудования использовали установки вакуумно-плавильные УППФ-ЗМ (производства ПАО «Электромеханика», г. Ржев), в то время широко применявшиеся на заводах двигателестроения для литья изделий с поликристаллической структурой из жаропрочных сплавов в условиях серийного производства и для отработки сложных технологий в опытном производстве.

Используемая для опытных плавок установка УППФ-3М включает несколько функциональных блоков (рис. 2, рис. 3):

- блок плавильной камеры с индуктором 10, закрепленным на вращающейся платформе, обеспечивающей поворот плавильного узла при сливе металла в форму 3;

- блок шлюзовой камеры с печью подогрева литейных форм 11, обеспечивающей технологическую температуру формы в момент заливки металлом 1. Для загрузки формы под заливку шлюзовая камера откатывается от плавильной камеры;

 между шлюзовой и плавильной камерой расположен затвор 2, обеспечивающий герметизацию плавильной камеры при загрузке и выгрузке залитых литейных форм;

- блок загрузки шихты 5, обеспечивающий вакуумирование шихты и загрузку ее в тигель без разгерметизации плавильной камеры;

- с противоположной стороны от шлюзовой камеры на плавильной камере имеется крышка с запорами, смотровым стеклом и натекателями. Крышка открывается при обслуживании и ремонте плавильной камеры 4;

- блок вакуумной системы включает два форвакуумных (7) и один бустерный насос и обеспечивает создание разрежения в плавильной камере до 1-5·10⁻³мм рт.ст.;

блок силового электропитания 9, обеспечивающий плавку металла;

- блок электропитания 6, обеспечивающий управление параметрами технологического процесса и их регистрацию.



Рисунок 2 - Принципиальная схема УППФ-3М.

Регистрируемыми параметрами технологического процесса с записью на самописец являются: глубина вакуума в плавильной камере, температура металла по ходу плавки, температура металла перед сливом в литейную форму, замеряемая термопарой погружения, температура печи подогрева. Проверка натекания проводится при холодном тигле не реже одного раза в неделю [4,5]. Глубина вакуума в плавильной камере по ТИ на отливаемые сплавы должна находиться в пределах (8-9)·10⁻² - (1-5)·10⁻³ мм рт.ст.



Рисунок 3 - Рабочее место инженера-технолога УППФ-3М.

На первом этапе очень важен выбор шихтовых материалов и подготовка шихты для плавки. В качестве шихты используются никель катодный марки H1y и листы титановые марки BT1-0 толщиной 3-10 мм. Толщина листов обусловлена технологическими возможностями оборудования по нарубке шихты и удобствами укладки шихты в тигель. Уход от использования в качестве шихты титановой губки марки TГ-100 диктуется отказом от операции по прессованию губки и ограниченной геометрией тиглей. При укладке шихты в тигель используется способ, когда титан укладывают внутрь своеобразной корзины из никеля - это снижает взаимодействие титана с материалом тигля и помогает снизить конечное содержание углерода в слитке [3].

При проведении серии опытных плавок для отработки технологии в качестве шихтовых материалов применялись – никель катодный марки H-1y, H-0 по ГОСТ 849-2008 и титан листовой марки BT1-00, BT1-0 по ГОСТ 22178-76. Все исходные шихтовые материалы подвергались входному контролю. При подготовке шихтовых материалов не допускается загрязнение и наличие влаги. Листовой никель рубят на гильотинных ножницах на пластины длиной до 500 мм и шириной до 30 мм, часть пластин (примерно 10% от общего количества никеля) должна быть размером 50х50 мм. Листы сплавов BT1-00, BT1-0 рубят на пластины длиной до 500 мм и шириной до 30 мм и шириной до 30 мм. Размеры шихтовых материалов были определены опытным путём исходя из геометрических размеров тигля и объёма плавки.

Расчётное содержание компонентов и состав шихты для первых десяти опытных плавок составлял 55,3-55,8 вес%. никеля, титан - баланс (в основном слитки предназначались для изготовления полуфабрикатов медицинского применения). Вес шихты меняли в диапазоне 19-14 кг, в зависимости от конструктивной особенности оснастки и корректировки режимов плавки. Взвешивание загружаемых на плавку шихтовых материалов осуществлялось на весах с точностью взвешивания +/-0,2 гр.

Шихтовые материалы взвешивались отдельно по компонентам в следующем порядке:

-проверка нуля весов;

-взвешивание контрольного груза;

-взвешивание требуемого количества компонента шихты;

-проверка нуля весов.

При этом на весах допускалось взвешивать такое количество компонента, масса которого не превышает 90 % от грузоподъемности весов.

По рекомендации консультанта-специалиста по сплавам с памятью формы на основе никелида титана (к.т.н. Лукьянычев С.Ю.) и опираясь на опыт вакуумноиндукционной плавки никелида титана ОАО «ВИЛС» в качестве изложниц первоначально были выбраны стальные бесшовные трубы по ГОСТ 8732-78 наружным диаметром 89 и толщиной стенки 5 мм. С учётом технических параметров плавильной установки была спроектирована литейная оснастка – тигель (рис. 4), сливной носок (рис. 5) и изложницы (изложница, заливная чаша и основание – дно) (рис. 6).



Рисунок 4 - Тигель графитовый.



Рисунок 6 - Изложница (стальная труба) с чашей и дном из графита.

В качестве материала тигля и оснастки специалистами литейщиками был предложен графит марки ГМЗ, но после обсуждения технического задания с представителями Московского Электродного Завода выбор остановился на конструкционном графите марки ЗОПГ. Для сравнения приведена таблица физико-механических свойств конструкционных графитов Таблица 1. Физико-механические свойства конструкционных графитов производства Московского Электродного Завода.) [6].

Таблица 1 - Физико-механические свойства конструкционных графитов производства Московского электродного завода.

Таблица №1:					
	Марка граф	оита			
Свойства	ГМ3	ЗОПГ	ппг	ΠΠΓ-Ο	СГМ
Плотность, г/см ³ , мин.	1,65	1,76	1,70	1,70	1,56
Пористость, %, макс.	26	24	24	24	30
Предел прочности при сжатии, МПа	27,4	36,2	35	35	22,5
Предел прочности при изгибе, МПа	9,8	16,7	16,7	16,7	10,8
Предел прочности при растяжении, МПа	5,5	10	8,9	8,9	5,6
Удельное электро сопротивление Ом хмм ² /м	11	11	13	9	11
Модуль упругости, н/нм ²	5300	8900	6800	6800	
КТР, 10-6 1/°К	4,45	3,7	4,5	4,5	4,45
Коэффициент теплопроводности, Вт/м°К	120	190	140	140	
Способ изготовления	экструзия	экструзия	экструзия	экструзия	экструзия
Содержание золы, %	0,03	0,02	0,03	0,02	0,02
Размеры заготовок, мм, не более	ø 450x1500 400x1500	Ø 450x1500 400x1500	Ø 450x1500 400x1500	ø 60x2600	ø 52x1900

Таблица №1 (продолжение):						
ž	Марка графита					
Своиства	МГ	MΓ-1	МПГ-6			
Плотность, г/см ³ , мин.	1,50	1,65	1,65			
Пористость, %, макс.	30	24	18			
Предел прочности при сжатии, МПа	19,6	34,3	73,6			
Предел прочности при изгибе, МПа	8,8	11,7	34,3			
Предел прочности при растяжении, МПа	4,5	6,2	25,0			
Удельное электро сопротивление Ом хмм ² /м	18	13	15			
Модуль упругости, н/нм ²	5500	6800	10000			
КТР, 10-6 1/°К	4,5	4,5	5,3			
Коэффициент теплопроводности, Вт/м°К	65	85	95			
Способ изготовления	штамповка	штамповка	штамповка			
Содержание золы, %	0,03	0,03	0,02			
Размеры заготовок, мм, не более	Ø 260x380 Ø 215x400	ø 260x380 ø 215x400	170x140x80 85x85x160 ø 345x100			

Как видно из таблицы 1 графит марки ЗОПГ существенно превосходит по техническим характеристикам остальные марки. Данная марка графита была разработана для применения в авиа-космической промышленности. В дальнейшем применение данной марки для изготовления тиглей и оснастки полностью себя оправдало по качеству и долговечности.

Загрузка шихтовых материалов в тигель осуществляли в ручном режиме при открытой крышке плавильной камеры 4 (рис. 2, 7 и 8).



Рисунок 7 - Плавильная камера



Рисунок 8 - Загрузка шихты вручную

Чтобы избежать взаимодействия титана с материалом тигля, использовалась специальная закладка шихты.

Порядок укладки шихты в тигель следующий:

- На дно укладывают пластины никеля, затем обкладывают ими боковые стенки, обеспечивая равномерное и плотное прилегание;
- В образовавшуюся «корзину» из пластин никеля укладывают титан;
- Сверху шихтовые материалы накрывают пластинами никеля.

Если общее количество шихтовых материалов не помещается в тигель, допускается использование порционного дозатора 5 (рис. 2) для введения дополнительного количества шихтовых материалов. Дополнительное количество шихтовых материалов вводят в расплав после расплавления основной массы шихты. После закладки шихты плавильная камера закрывается. Изложница предварительно уже установлена в шлюзовую камеру 1 (рис. 2). После этого обе камеры вакуумируются. Норма вакууметрического давления в печи перед плавкой должна составлять не более 1,2 Па (0,9 10⁻² мм.рт.ст.) Натекание, измеряемое за 3 мин, должно составлять не более 1 Па/мин (0,8 10⁻² мм.рт.ст.).

			1	
Этап	Время, мин	Мощность , кВт	Описание	Визуальный результат
Сушка печи	10	40	Нагрев шихтовых материалов, сушка печи	-
Нагрев	10	50-40	Покачивание тигля, погружение всех пластин шихты в расплав	Появление зеркала расплава от тёмного до светло-красного цвета
Расплавление	15 - 20	40-50	Замер температуры погружной термопарой	Спокойное зеркало расплава светло- оранжевого цвета 1470 – 1520°С
Выдержка с постепенным снижением мощности	3 - 5	40–50–20- 0	-	До зеркала характерного светло- оранжевого цвета
Слив в изложницу		0	Поворот и наклон тигля	Заливка изложницы через чашу
Остывание в изложнице	15	0	В вакууме	-

Таблица 2 - Ступенчатый режим плавки

Опыт проведения первых десяти плавок в изложницы из стальных труб выявил ряд недостатков этой технологии:

- небольшой размер изложницы и достаточно широкая заливная воронка по диаметру осложняли задачу точной и равномерной заливки, возникала вероятность попадания струи расплавленного металла на стенку изложницы, что приводило к размыванию изложницы и попаданию посторонних химических элементов (железа) в слиток;

- извлечение слитка из изложницы путём выбивания ещё в горячем состоянии приводило к возникновению трещин;

- недостаточная масса слитка для получения в дальнейшем требуемой заказчиками партии полуфабрикатов из одной плавки;

Несмотря на эти факторы при дальнейших переделах были получены качественные полуфабрикаты в виде прутков диаметром 10-20 мм и проволоки диаметром 0,1-1,5 мм из 90% слитков этой серии.

Ниже, на рис. 9 приведены фотографии слитков из первой опытной серии. Диаметр слитков до обточки 80 мм, длина 350 – 370 мм (после отрезки литника)





Рисунок 9 - Фотографии слитков из первой опытной серии.

В ходе опытных работ были выработаны технические рекомендации на основе которых была разработана ТИ по обточке и обрезке слитков:

1. <u>Обрезка</u> литниковой части производится по месту слияния конусной части слитка (литника) и цилиндрической части слитка (рабочее тело слитка, рис.10).



Рисунок 10 - Обрезка литниковой части

2. <u>При обнаружении раковины -</u> слиток обрезается до удаления раковины. Возможно оставления небольшой раковины глубиной не более 15 мм и диаметром не более 10 мм.

3. <u>Обточка</u> слитка производится до чистой поверхности. Допускается пологая зачистка поверхностных дефектов глубиной не более 8 мм, при этом отношение ширины к глубине должно быть не менее 10:1. Общее количество пологих зачисток не должно превышать 5 шт. на одном слитке.

4. <u>Отбор проб</u>от слитка производят по схеме, приведенной на рис. 11.



Рисунок 11 - Отбор проб на химический анализ. Л - литниковая часть слитка; С - середина слитка; Д - донная часть слитка

Пробы отбираются в виде витой, крупной стружки (без применения эмульсии и на медленной скорости, чтобы стружка не горела - не окислялась (не синего цвета)). Пробы и сам слиток маркируются несмываемым маркером, номером плавки и индексом «Л», «С» или «Д», либо упаковываются в пакеты с соответствующей надписью и сдают заказчику вместе с заготовками [7].

На рис. 12 приведены фотографии слитков из первой опытной серии после механической обработки. Диаметр слитков после обточки 66-71 мм, длина 250 – 325 мм (после отрезки литника).



Рисунок 12 - Фотографии слитков из первой опытной серии после обточки.

С учётом опыта проведения первых десяти плавок было принято решение по усовершенствованию оснастки. Для двадцати плавок следующей серии были использованы разъёмные чугунные изложницы с разъёмным утеплителем и заливной чашей (рис. 13 и 14).



Рисунок 13 - Разъёмная чугунная изложница с разъёмным утеплителем и съёмной заливной чашей.



Рисунок 14 - Съёмная заливная чаша.

Результатом экспериментов с первой серией плавок режим плавки был скорректирован (таблица 3). Использование этой оснастки позволило увеличить объём плавки до 25.5 – 27 кг.

Этап	Время, мин	Мощ- ность,	Описание	Визуальный результат
		кВт		
Сушка печи	15	40	Нагрев шихтовых	Темно-красный
			материалов, сушка печи	цвет
Нагрев	10	20	Равномерный прогрев шихты	Светло- соломенный
Расплавление	До начала экзо- термической реакции 10 - 20	30-35	При начале расплавления мощность снизить до 20 кВт	Начало расплавления
Нагрев расплава		20– 40	По мере расплавления мощность увеличивают до 40 кВт	До зеркала характерного светло- оранжевого цвета
Замер температуры		0	Погружной термопарой	Температура 1420 – 1490°С
Подогрев перед сливом	2	20-40		Спокойное зеркало расплава светло- оранжевого цвета
Слив в изложницу		0	Поворот и наклон тигля	Заливка изложницы через чашу
Остывание в изложнице	30 - 60	0	В вакууме	-

Таблица 3 - Режим плавки после	е корректировки
--------------------------------	-----------------

По сравнению с режимом плавки первой серии были добавлены несколько этапов. В частности, этап прогрева шихты при средней мощности, чтобы избежать скачкообразных неуправляемых процессов при начале экзотермической реакции и расплавления. Также была снижена максимальная температура расплава и температура расплава перед сливом для меньшего взаимодействия расплава с материалом тигля и оснастки. Увеличили время выдержки слитка в изложнице при вакууме для оптимизации формирования тела слитка в более массивной чугунной изложнице. По эим режимам было проведено ещё две серии опытных плавок по 10 шт. каждая. На рис 14 и 16 приведены изображения слитков, полученных в результате 2 и 3 серии плавок.



Рисунок 15 - Слитки из второй и третьей партии до обточки.



Рисунок 16 - Слиткои из второй и третьей партии после обточки.

Использование толстостенной чугунной изложницы показало преимущество данной оснастки по сравнению с разливкой в стальные трубы и привело к дальнейшему усовершенствованию этого напраления - было принято решение использовать разъёмные графитовые изложницы. Чертёж был разработан с учётом увеличения объёма плавки до 30 кг и максимально позволяющих размеров шлюзовой камеры (рис. 17). Выбор материала был очевиден – графит марки ЗОПГ. На рис 18 приводится пример реального паспорта на изложницу из такого материала).



Рисунок 17 - Графитовая разъёмная изложница объёмом на 30 кг.

ПАСПОРТ_099 1. Заказ2. Чертеж 3. Материал маркиИстопсинанда 5. Наименование продукцииИстопсинанда 6. Размеры2. Чертеж 6. Размеры2. Чертеж 7. Количество штук В. Партия № 9. Физико-механическая характеристика материала Мах. проит. Плотиость Зода № Пористость Ул. вал. сопр водопоглоди Сорт
1. Заказ 2. Чертеж 3. Материал марки ЗОПГ 4. ТУ НЗ-НВОС-S6-S1 5. Наименование продукции Ирелопснацаа 6. Размеры 9. ЗЕОН 520 7. Количество штук 2. В. Партия № 374 9. Физико-механическая характеристика материала Мех. проти. Партия Халактеристика материала Мат. проите. Зода № Мат. Плочость ус. Зода № МПА ИПА
3. Материал марки <u>3077</u> 4. ту <u>48-4802-86-97</u> 5. Наименование продукции <u>Изслопсница</u> 6. Размеры <u>9.3204.520</u> 7. Количество штук <u>2</u> . 8. Партия № <u>374</u> 9. Физико-механическая характеристика материала Мех. проти. Плотивсть Зода ж Изгиб Пористость Ул. вл. сопр. Водопоглом. Сорг. МПС К. Солч. су К. Сорг. Сорг.
5. Наименование продукции
6. Размеры <u>93204 520</u> 7. Количество штук <u>2</u> 8. Партия № <u>37</u> 9. Физико-механическая характеристика материала Мех. проит. Плотибсть Зога № Изгиб Пористость Ул. 2017. Волопоглож. Сорг. Мил. С. И. С.
7. Количество штук 2. 8. Партия № 37 9. Физико-механическая характеристика материала Мех. проит. Плотиость Зола № Изгиб Пористость Ул. 2017. Волопоглож. Сорг. Мил. Сорг. Волопоглож. Сорг. Мил. Сорг. М. Соц. су
9. Физико-механическая характеристика материала Мех. вроит. мерена зарена Зола ж. Изгиб котор. МПС МПС МПС МПС МПС МПС МПС МПС
Mex. npown. Mex. npown. Mex. npown. Minor Jack Jack Jack Jack Jack Jack Jack Jack
Mex. mports. II.arrited 3 Social Strend Str
MITA KITHI MITA MC. Dur. ey
36.9 1740 19.7 6,6
200 1410 104 66

Рисунок 18 - Паспорт на изложницу графитовую марки ЗОПГ.

Для оптимизации процесса заливки были разработаны чаши-питатели с различным диаметром отверстия для того, чтобы жидкий металл заполнял изложницу через питатель, по типу сифонной разливки стали. Такой способ предотвращал размывку стенок графитовой изложницы и попадания углерода в расплав (рис. 19) [3]. Чаши оборудовали сливными вставками различных диаметров из графита или керамики. Использование предыдущих сливных чаш показало, что при заливке они часто выходят из строя в районе сливного отверстия из-за тонкой стенки, в результате большие расходы по дорогостоящим деталям оснастки и невозможность варьировать диаметр сливного отверстия для оптимизации режима слива и заполнения изложницы.



Рисунок 19 - Чаша сливная с керамической вставкой.

Залитый в изложницу металл охлаждался в вакуумной камере в течение 0,5-1,0 ч. со скоростью (20÷50)°С в секунду. Затвердевание металла начиналось у стенок изложницы. Толщина закристаллизовавшейся корки составляла около 1,0 мм. Поверхность корки, как правило, очень твердая и хрупкая. В верхней части слитка образуется усадочная раковина, характеризующаяся неоднородностью по химическому составу. При кристаллизации данного металла возникает зональная ликвация, сосредоточенная преимущественно в верхней части слитка (литнике) и частично в донной части изложницы (дне). Затвердевший слиток извлекался из изложницы и направлялся на механическую обработку, для отрезания литниковой части. Далее следовала обточка донной и цилиндрической частей слитка до полного удаления макродефектов [3].

На основании следующей серии плавок в количестве 20 шт. были сформулированы технические рекомендации, которые легли в основу ТИ, по режиму плавки объёмом 30 кг в графитовом тигле и сливе в разъёмную графитовую изложницу (таблица 4) [8].

Номер	Время, мин.	Подаваемая на	Примечание
этапа		индуктор мощность, кВт	
1	30		Откачка воздуха (вакуум 8,3 - 9,0 - 9,9 mV) (2 диапазон); (8-9)·10 ⁻² - (1-5)·10 ⁻³ мм рт.ст.
2	10	40	
3	15	20	

Таблица 4 - Технические рекомендации по режиму плавки.

4	10-25 (ср. 15 мин.)	30	До начала реакции
5	15-25	0-10-20-30-40	В зависимости от реакции: до зеркала, характерного цвета - светло оранжевого; до замера температуры.
6	1-2	0	замер t ⁰ - 22,3 - 22,9 ~ +1420 °C + 1490 °C
7	1 -2	20-40	Подогрев
8			Слив
9	30 - 60		Остывание в изложнице в вакууме

Исследования химической неоднородности слитков, полученных по рекомендованному технологическому режиму, выполнялись на рентгеновском микроанализаторе JXA–860–2. Образцы вырезались из разных участков слитка. Поверхность этих проб очищалась на ультразвуковой установке УЗДН–2Т в ацетоне. Использование программы количественного анализа состава ZAFA–FLS позволило установить содержание металлических компонентов сплава при пороге обнаружения 0,2% по массе, с точностью 5%. Результаты рентгеноспектрального анализа образцов, вырезанных из слитка TH1 приведены в таблице 5 [3].

Таблица 5 -Данные рентгеноспектрального анализа

No ппавки	Содержание элементов					
	Ni					
	вес.%	ат.%	участок слитка			
	Плавк	a № 49				
ср. состав	55,62	50,56	литник			
- //	55,68	50,62	середина			
- //	55,72	50,66	дно			
Плавка № 78						
ср. состав	56,05	51,00	литник			
- //	56,06	51,01	середина			
_ // _	56,06	51,01	дно			

Из таблицы видно, что химический состав сплава в слитке достаточно однородный. Содержание элементов газовой фазы и углерода в сплавах по результатам химико-аналитического анализа приведено в таблице 6.

Таблица 6 - Содержание кислорода водорода азота и углерода по данным химического анализа

Сппар		Процентное содержание, вес.%				
Сплав	№ Шавки	O ₂	H ₂	С	N ₂	
Ті-50,62 ат.%Ni	49 (с.ч.)	0,038	0,0016	0,04	0,006	
Ті-51,01 ат.%Ni	78 (с.ч.)	0,043	0,0015	0,02	0,007	

Примечание: с.ч. – средняя часть слитка.

Проведенные исследования и анализ содержания отдельных примесей в сплавах никель-титан по отечественному, американскому стандарту и производства «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» приведены в таблице 7 [9-15].

Таблица 7 - Сравнительный анализ содержания отдельных примесей в сплавах никель-титан по отечественному, американскому стандарту и производства «Промышленный центр МАТЭК-СПФ».

	ASTM F2063	ТУ 1-809-394-84 «Сплавы на основе никелида титана марок TH1, TH1K, THM3»	«Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (среднее по 100 плавкам после отработки технологии)
Углерод, Вес. %	≤ 0,050	≤ 0,1	≤ 0,040
Водород, Вес. %	≤ 0,005	≤ 0,013	≤ 0,002
Кислород + Азот, Bec. %	≤ 0,050	≤ 0,2 + 0,05	≤ 0,080

Внедрение результатов проведённых исследований позволили

- 1. Почти на 10% увеличить массу литой заготовки.
- 2. Снизить количество переплавов до одного.
- 3. Обеспечить качество продукции предприятия «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» соответствующее уровню мировых, в частности американских, стандартов.

Работа выполнена по государственному заданию № 007-00129-18-00

Литература

1. Ооцука, К. Сплавы с эффектом памяти формы / К.Ооцука, К.Симидзу , Ю. Судзуки - Пер. с японск. М.: Металлургия, 1990.- 260 с.

2. Андреев В.А., Бондарев А.Б. // Науч. тр. XXXYIII Междунар. семинара «Актуальные проблемы прочности» им. В.А. Лихачева. Санкт-Петербург, 24-27 сентября 2001 г. С. 21-22. «Производственно-технологический цикл по изготовлению полуфабрикатов из никелида титана и некоторые аспекты их применения в медицине»

3. Андреев В.А., Хусаинов М.А., Бондарев А.Б. Технологические особенности получения проволоки из сплавов TiNi с эффектом памяти формы // Производство проката. 2008. №9. С.37-42.

4. Методическое пособие к лабораторной работе «Вакуумная техника»;

5. Е. Н. Каблов, «Литые лопатки газотурбинных двигателей», М.: "МИСиС", 2001 - 632 с..

6. http://www.graphitel.ru/index.php?id=363 ПАО «Московский Электродный завод».

7. Техническая рекомендация по обточке слитка и отбору образцов. Андреев В.А. 2003 г.

8. Техническая рекомендация "по режиму плавки NiTi (вес шихты 30 кг). Андреев В.А. 2003 г.

9. Бондарев А.Б., Андреев В.А. // Сб. научных трудов «Современные проблемы литейного производства». Москва 2002 г. С. 123-126. «Влияние отдельных примесей на свойства сверхупругой проволоки из сплава с памятью формы на основе никелида титана»

10. ТУ 1-809-394-84 «Сплавы на основе никелида титана марок ТН1, ТН1К, ТНМЗ».

11. ASTM F2063-00 Standart Specifikation for wrought Nickel-titanium Shape Memory Alloys for Medical Devices and Surgical Implants.

12. Патент на изобретение № 2162900 от 20.07.2000г. «Способ получения прутков и способ получения проволоки из сплавов системы никель-титан с эффектом памяти формы и способ получения этих сплавов» Андреев В.А., Бондарев А.Б., Писарева Е.А., Шупик А.В.

13. Сверхэластичные сплавы с эффектом памяти формы в науке, технике и медицине: справочно-библиографическое издание / авт.-сост. С.А.Муслов, В.А.Андреев, А.Б.Бондарев, П.Ю.Сухочев – М.: Издательский дом "Фолиум", 2010 – 448 с.

14. Yu. Khmelevskaya, R. D. Karelin, S. D. Prokoshkin, V. A. Andreev, V. S. Yusupov, M. M. Perkas, V. V. Prosvirnin, A. N. Shelest, and V. S. Komarov / Effect of the Quasi-Continuous Equal-Channel Angular Pressing on the Structure and Functional Properties of Ti–Ni-Based Shape-Memory Alloys // Physics of Metals and Metallography, 2017, Vol. 118, No. 3, pp. 279–287.

15. Инновационные металлические материалы. Монография под ред. В.М.Колокольцева. Магнитогорск: Изд. Магнитогорского техн. ун-та им. Г.И.Носова, 2016, 371 с.

Глава 12 ТЕРМОУПРУГОСТЬ МИКРОПОЛЯРНЫХ БАЛОК И ПЛАСТИН СО СТЕСНЕННЫМ ВРАЩЕНИЕМ

Асланян Н. С¹., Саркисян С. О¹. ¹Ширакский государственный университет, Гюмри, Армения, asnaira73@mail.ru

Анализ температурных напряжений и деформаций в конструктивных элементах различного типа, работающих при высоких температурах, имеет исключительно большое значение [1-4]. Трехмерная модель микрополярной термоупругости построена и изучена в работе [5].

В работах [6-11], по методу гипотез, которые формулированы на основе качественных результатов асимптотического метода интегрирования трехмерной микрополярной теории упругости в тонкой области [12], построены общие прикладные теории микрополярных упругих тонких балок, пластин и оболочек.

В работах [13,14] построена прикладная теория термоупругости микрополярных тонких оболочек и пластин с независимыми полями перемещений и вращений, изучена энергетика явления и установлен общий вариационный принцип.

В этой работе развивая подход работ [13,14], построены прикладные модели термоупругости микрополярный тонких балок и пластин со стесненным вращением и, на основе построенных моделей изучены определенные задачи термоупругого изгиба тонких балок и пластин.

Основные уравнения и граничные условия термоупругости микрополярного плоского напряженного состояния со стесненным вращением.

Рассмотрим микрополярную балку (рис.1а) с постоянным поперечным сечением $2h^* \times 2h$ и длиной a. Будем считать [15], что в направлении, перпендикулярном к плоскости рисунка, размер $2h^*$ (ширина балки) намного меньше размера 2h (толщина балки). В этом случае напряжения (как силовые, так и моментные) можно заменить их средними значениями по ширине тела и таким образом привести определение напряжений к решению обобщенной плоской задачи микрополярной термоупругости в

срединной плоскости балки x_1, x_2 , т.е. в прямоугольнике: $-\frac{a}{2} \le x_1 \le \frac{a}{2}, -h \le x_2 \le h$ (рис.16).

Ширина балки при этом уже не будет играть какой-то роли, и в дальнейшем будем полагать эту ширину равной единице $(2h^* = 1)$.



Рисунок 1

Рассмотрим основные уравнения и граничные условия плоского напряженного состояния квазистатической микрополярной термоупругости со стесненным вращением: [5,16,17]

Уравнения равновесия

$$\frac{\partial \sigma_{11}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{21}}{\partial x_2} = 0, \qquad \frac{\partial \sigma_{12}}{\partial x_1} + \frac{\partial \sigma_{22}}{\partial x_2} = 0,$$

$$\frac{\partial \mu_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial \mu_{23}}{\partial x_2} + \sigma_{12} - \sigma_{21} = 0;$$
(1)

Физические соотношения микрополярной термоупругости

$$\gamma_{11} = \frac{1}{E} [\sigma_{11} - v\sigma_{22}] + \alpha_{t}T, \quad \gamma_{22} = \frac{1}{E} [\sigma_{22} - v\sigma_{11}] + \alpha_{t}T,$$

$$\widetilde{\gamma}_{12} = \gamma_{12} + \gamma_{21} = \frac{1}{2\mu} (\sigma_{12} + \sigma_{21}), \quad \chi_{13} = B\mu_{13}, \quad \chi_{23} = B\mu_{23}$$
(2)

Геометрические соотношения

$$\gamma_{11} = \frac{\partial u_1}{\partial x_1}, \quad \gamma_{22} = \frac{\partial u_2}{\partial x_2}, \quad \widetilde{\gamma}_{12} = \gamma_{12} + \gamma_{21} = \frac{\partial u_1}{\partial x_2} + \frac{\partial u_2}{\partial x_1}, \quad \chi_{13} = \frac{\partial \omega_3}{\partial x_1}, \quad \chi_{23} = \frac{\partial \omega_3}{\partial x_2}. \tag{3}$$

$$\omega_3 = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_1} - \frac{\partial u_1}{\partial x_2} \right). \tag{4}$$

К уравнениям (1)-(4) микрополярной термоупругости следует присоединить граничные условия:

На лицевых линиях прямоугольника $(x_2 = \pm h)$ заданы напряжения (для задачи изгиба):

$$\sigma_{21} = \frac{q_{x_1}}{2}, \quad \sigma_{22} = \pm \frac{q_{x_2}}{2}, \quad \mu_{23} = \pm \frac{m}{2}.$$
 (5)

На торцевых линиях прямоугольника (*x*₁ = 0; *a*) рассмотрим следующие варианты граничных условий:

а) заданы конкретные значения для напряжений:

$\sigma_{\scriptscriptstyle 11}$, $\sigma_{\scriptscriptstyle 12}$ И $\mu_{\scriptscriptstyle 13}$;	(6)

б) заданы конкретные значения для перемещений и поворота:

$$u_1, u_2 \bowtie \omega_3;$$
 (7)

в) заданы конкретные значения для

$$\sigma_{11}, u_2 \, \mathsf{M} \, \mu_{13},$$
 (8)

в последнем случае имеют место условия смешанного характера, которые для прикладной модели приведут к шарнирному опиранию.

W - плотность потенциальной энергии деформации плоской задачи микрополярной термоупругости со стесненным вращением имеет вид:

$$W = \frac{1}{2} \left(\sigma_{11} \gamma_{11} + \sigma_{22} \gamma_{22} + \frac{1}{2} (\sigma_{12} + \sigma_{21}) \widetilde{\gamma}_{12} + \mu_{13} \chi_{13} + \mu_{23} \chi_{23} \right) - \frac{\alpha_r T}{2} (\sigma_{11} + \sigma_{22})$$
(9)

или

$$W = \frac{1}{2} \left\{ \frac{E}{1 - v^2} \left(\gamma_{11}^2 + \gamma_{22}^2 \right) + \frac{2Ev}{1 - v^2} \gamma_{11} \gamma_{22} + \mu \tilde{\gamma}_{12}^2 + \frac{1}{B} \left(\chi_{13}^2 + \chi_{23}^2 \right) \right\} - \frac{E}{1 - v} \left(\gamma_{11} + \gamma_{22} \right) \alpha_r T$$
(10)

Наша цель, на основе уравнений и граничных условий термоупругости микрополярного плоского напряженного состояния со стесненным вращением, построение для изгибной деформации прикладной теории термоупругости микрополярных тонких балок. Прикладная теория термоупругости микрополярных тонких балок со стесненным вращением.

Будем рассматривать основные уравнения и граничные условия ((1)-(4)) микрополярной термоупругости со стесненным вращением плоского напряженного состояния в области прямоугольника $-\frac{a}{2} \le x_1 \le \frac{a}{2}, -h \le x_2 \le h$. Будем считать, что прямоугольник тонкий 2h << a. Для построения прикладной модели изгибной деформации микрополярной термоупругости тонкой балки со стесненным вращением в основу будем принимать следующие предположения (гипотезы) кинематического и статического характера [13,14]:

1. Гипотеза кинематического характера: Согласно этой гипотезе прямолинейный нормальный элемент, первоначально перпендикулярный к средней линии до деформации, не остается перпендикулярным к ней после деформации, а поворачивается на некоторый угол, не искривляясь и не изменяя своей длины. Кинематическая гипотеза математически запишем так:

$$u_2 = w(x_1), \quad u_1 = x_2 \cdot \psi(x_1).$$
 (12)

Отметим, что принятая выше кинематическая гипотеза, это по сути дела гипотеза, совпадающая с известной гипотезой Тимошенко в классической теории упругих тонких балок [18].

2. Силовым напряжением σ_{22} в обобщенном законе Гука для деформации γ_{11} (формулы (2)₁) можем пренебречь относительно силового напряжения σ_{11} .

3. Будем принимать условие тонкостенности балки, т. е. 2*h* << *a*.

4. При определении деформаций, изгиба-кручений, силовых и моментных напряжений, сначала для силового напряжения σ_{γ} примем:

$$\sigma_{21} = \sigma_{21}^{0}(x_{1}).$$
(13)

После вычисления указанных величин, значение σ_{21} окончательно определим прибавлением к значению (12) результат интегрирования первого уравнения равновесия ((1)₁), наперед удовлетворяя условию, о равенстве нулю интеграла от -h до +h.

5. Будем считать, что в тонкостенном случае температура по толщине прямоугольника распределена по линейному закону. В случае задачи изгиба это означает, что

$$T = \frac{x_2}{2h} T_0(x_1) = \chi_t x_2, \quad \text{где} \quad \chi_t = \frac{T_0}{2h}, \tag{14}$$

Используя формулы (4) и (11) для поворотов точек прямоугольника вокруг оси *x*₃, получим:

$$\omega_3 = \Omega_3(x_1) = \frac{1}{2} \left(\frac{dw}{dx_1} - \psi \right) \tag{15}$$

На основании формул (11)₁ и (15) для деформаций и изгибов-кручений будем иметь:

$$\gamma_{11} = x_2 \cdot \frac{d\psi}{dx_1}, \qquad \gamma_{22} = 0, \qquad \tilde{\gamma}_{12} = \gamma_{12} + \gamma_{21} = \frac{dw}{dx_1} + \psi,$$

$$\chi_{13} = \frac{d\Omega_3}{dx_1}, \qquad \chi_{23} = 0.$$
(16)

Если принимать обозначения

$$K_{11} = \frac{d\psi}{dx_1}, \qquad \tilde{\Gamma}_{12} = \Gamma_{12} + \Gamma_{21} = \frac{dw}{dx_1} + \psi, \qquad k_{13} = \frac{d\Omega_3}{dx_1}, \qquad (17)$$

тогда выражения (16) можем записать так

$$\begin{aligned} \gamma_{11} &= x_2 \cdot K_{11}, \qquad \gamma_{22} = 0, \qquad \widetilde{\gamma}_{12} = \gamma_{12} + \gamma_{21} = \Gamma_{12} + \Gamma_{21} = \widetilde{\Gamma}_{12}, \\ \chi_{13} &= k_{13}, \qquad \chi_{23} = 0. \end{aligned}$$
(18)

На основе принятых статических гипотез для силовых и моментных напряжений получим:

$$\sigma_{11} = x_2 \sigma_{11}, \quad \sigma_{11} = \sigma_{11}(x_1),$$

$$\sigma_{11}^{'} = E(K_{11} - \alpha_r \chi_r), \quad \sigma_{12} + \sigma_{21}^{'} = 2\mu \widetilde{\Gamma}_{12}, \quad \mu_{13} = \frac{1}{B}k_{13},$$
(19)

$$\mu_{23} = -x_2 \left(\frac{d\mu_{13}}{dx_1} + \sigma_{12} - \sigma_{21}^0 \right), \quad \sigma_{22} = -x_2 \frac{d\sigma_{12}}{dx_1}, \quad \sigma_{12} = \sigma_{12}(x_1), \quad \mu_{13} = \mu_{13}(x_1).$$

$$\sigma_{21} = \sigma_{21}^0 (x_1) + \left(\frac{h^2}{6} - \frac{x_2^2}{2} \right) \cdot \frac{\partial \sigma_{11}^1}{\partial x_1}, \quad (20)$$

Теперь можем на основе формул для σ_{22} , μ_{23} , и σ_{21} удовлетворить граничные условия (5). В результате приходим к следующим уравнениям:

$$\frac{d\sigma_{12}}{dx_1} = -\frac{q_{x_2}}{2h}, \qquad \sigma_{21} - \frac{h^2}{3} \frac{d\sigma_{11}}{dx_1} = \frac{1}{2} q_{x_1}, \qquad \frac{d\mu_{13}}{dx_1} + \sigma_{12} - \sigma_{21} = -\frac{m}{2h}.$$
(21)

В прикладной модели термоупругости микрополярных балок вместе с силовыми и моментными напряжениями удобно оперировать статически эквивалентными им внутренними усилиями и моментами [13,14]:

$$M_{11} = \int_{-h}^{h} \sigma_{11} \cdot x_2 dx_2, \qquad N_{12} = \int_{-h}^{h} \sigma_{12} dx_2, \qquad (22)$$
$$N_{21} = \int_{-h}^{h} \sigma_{21} dx_2, \qquad L_{13} = \int_{-h}^{h} \sigma_{13} dx_2.$$

Имея в виду выше приведенные формулы, будем иметь

$$N_{12} = 2h\sigma_{12}, \quad N_{21} = 2h\sigma_{21}, \quad M_{11} = \frac{2h^3}{3}\sigma_{11}, \quad L_{13} = 2h\mu_{13}.$$
(23)

Из этих формул, определяя $\sigma_{_{12}}, \sigma_{_{21}}, \sigma_{_{11}}, \mu_{_{13}}$:

1

$$\sigma_{12} = \frac{N_{12}}{2h}, \quad \sigma_{21} = \frac{N_{21}}{2h}, \quad \sigma_{11} = \frac{3}{2h^3} M_{11}, \quad \mu_{13} = \frac{L_{13}}{2h}$$
(24)

и подставляя их в уравнения (21), получим уравнения равновесия микрополярной термоупругой балки со стесненным вращением.

$$\frac{dN_{12}}{dx_1} = -q_{x_2}, \quad N_{21} - \frac{dM_{11}}{dx_1} = hq_{x_1}, \quad \frac{dL_{13}}{dx_1} + N_{12} - N_{21} = -m.$$
(25)

На основании формул (19) легко получить физические соотношения термоупругости микрополярной балки со стесненным вращением

$$N_{12} + N_{21} = 4\mu h \widetilde{\Gamma}_{12}, \quad M_{11} = \frac{2Eh^3}{3} (K_{11} - \alpha_t \chi_t), \quad L_{13} = 2hBk_{13}.$$
(26)

К уравнениям равновесия (25), соотношениям термоупругости (26), необходимо присоединить геометрические соотношения (17) и (15), в итоге получим основные уравнения микрополярной термоупругости со стесненным вращением тонких балок.

К основной системе уравнений микрополярной термоупругости тонких балок со стесненным вращением следует присоединить граничные условия

a)
$$M_{11}\Big|_{x_1=0;a} = M_{11}^*$$
, $N_{12}\Big|_{x_1=0;a} = N_{12}^*$, $L_{13}\Big|_{x_1=0;a} = L_{13}^*$ (27)

(в частности, из (27) можем получить условия свободного края);

6)
$$w\Big|_{x_1=0;a} = w^*$$
, $\psi\Big|_{x_1=0;a} = \psi^*$, $\Omega_3\Big|_{x_1=0;a} = \Omega_3^*$ (28)

(в частности, из (28) можем получить условия полной заделки края);

B)
$$M_{11}\Big|_{x_1=0;a} = M_{11}^*, \quad w\Big|_{x_1=0;a} = w^*, \quad L_{13}\Big|_{x_1=0;a} = L_{13}^*$$
 (29)

(в частности, из (29) можем получить условия шарнирного опирания края с загруженными моментами или без них).

 W_0 - плотность потенциальной энергии деформации прикладной модели микрополярной термоупругости со стесненным вращением получим на основе формулы (9) с учетом принятых гипотез:

$$W_{0} = \frac{1}{2} \left(M_{11} K_{11} + \frac{1}{2} \left(N_{12} + N_{21} \right) \widetilde{\Gamma}_{12} + L_{13} k_{13} \right) - \frac{\alpha_{t} \chi_{t}}{2} M_{11}$$
(30)

или, с учетом (26):

• • • • • •

$$W_{0} = \frac{Eh^{3}}{3}K_{11}^{2} + \mu h\widetilde{\Gamma}_{12}^{2} + Bhk_{13}^{2} - \frac{2Eh^{3}}{3}\alpha_{t}\chi_{t}K_{11}$$
(31)

Отметим, что если в уравнениях (25), (26) и (17) микрополярной термоупругости считать, что B = 0 и m = 0, тогда приходим к классической модели термоупругости тонких балок с учетом поперечных сдвиговых деформаций:

Уравнения равновесия

$$\frac{dN_{12}}{dx_1} = -q_{x_2}, \qquad N_{12} - \frac{dM_{11}}{dx_1} = hq_{x_1}; \qquad (32)$$

Физические соотношения термоупругости

$$M_{11} = \frac{2Eh^3}{3} (K_{11} - \alpha_t \chi_t), \quad N_{12} = N_{21} = 2h\mu\Gamma;$$
(33)

Геометрические соотношения

$$\Gamma = \Gamma_{12} + \Gamma_{21} = \frac{dw}{dx_1} + \psi, \qquad K_{11} = \frac{d\psi}{dx_1}.$$
(34)

К этой системе уравнений следует присоединить граничные условия, которые будут выражаться первыми двумя формулами из (27), (28), (29).

На основе построенной модели термоупругости микрополярных тонких балок со стесненным вращением рассмотрим некоторые конкретные задачи.

Задачи термоупругого изгиба микрополярных тонких балок со стесненным вращением.

Рассмотрим примеры применения построенной прикладной теории термоупругости микрополярных тонких балок со стесненным вращением, когда внешние усилия и моменты отсутствуют. Пусть балка находиться в температурном поле следующего характера:

$$T = T_0 \left(\frac{x_1}{a} + \frac{1}{2}\right) \frac{x_2}{2h}.$$
(35)

Отметим, что температурная распределенная функция (35) удовлетворяет двумерному однородному уравнению стационарной теплопроводности:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial x_2^2} = 0.$$
(36)

Будем рассматривать две задачи:

а) когда оба конца балки жестко защемлены (рис. 2), т. е. имеют место следующие граничные условия:

$$w = 0, \quad \psi = 0, \quad \Omega_3 = 0$$
 при $x_1 = 0$ и $x_1 = a$; (37)
б) когда оба конца шарнирно оперты (рис. 3), т.е.

$$w=0$$
, $M_{11}=0$, $L_{13}=0$ при $x_1=0$ и $x_1=a$.



Рисунок. 3

Вводим безразмерные величины с помощью следующих обозначений

$$\overline{N}_{12} = \frac{N_{12}}{a\mu}, \ \overline{N}_{21} = \frac{N_{21}}{a\mu}, \ \overline{M}_{11} = \frac{M_{11}}{a^2\mu}, \ \overline{L}_{13} = \frac{L_{13}}{a^2\mu}, \ B^* = \frac{B}{a^2\mu}, \ \overline{x}_1 = \frac{x_1}{a}, \ \overline{w} = \frac{w}{a}, \ \delta = \frac{h}{a}.$$
(39)

Сначала рассмотрим задачу а).

Из уравнений равновесия (25) (когда внешние воздействия отсутствуют), легко получить

$$\overline{N}_{12} = C_1, \quad \frac{d}{dx_1} \left(\overline{L}_{13} - \overline{M}_{11} \right) = -C_1, \tag{40}$$

откуда будем иметь

$$\overline{N}_{12} = C_1, \quad (\overline{L}_{13} - \overline{M}_{11}) = -C_1 x_1 + C_2.$$
(41)

Подставив во втором из уравнений (41) значения $\overline{L}_{\!_{13}}$ и $\overline{M}_{\!_{11}}$ из (26), получим

$$2\delta B^* \frac{d\Omega_3}{d\bar{x}_1} - \frac{4}{3}(1+\nu)\delta^3 \left[\frac{d\psi}{d\bar{x}_1} - \frac{\delta^{-1}}{2}\alpha_t T_0\left(\bar{x}_1 + \frac{1}{2}\right)\right] = -C_1\bar{x}_1 + C_2,$$
(42)

После интегрирования этого уравнения приходим к следующему равенству

$$2\delta B^* \Omega_3 - \frac{4}{3}(1+\nu)\delta^3 \psi = -\frac{1}{3}(1+\nu)\delta^2 \alpha_t T_0(\bar{x}_1^2 + \bar{x}_1) - \frac{C_1}{2}\bar{x}_1^2 + C_2\bar{x}_1 + C_3,$$
(43)

из которого можем $\,\Omega_{_3}\,$ выразить через $\,\psi$:

$$\Omega_{3} = \frac{2}{3B^{*}} (1+v) \delta^{2} \psi - \frac{1}{6B^{*}} (1+v) \delta \alpha_{t} T_{0} (\bar{x}_{1}^{2} + \bar{x}_{1}) - \frac{C_{1}}{4B^{*}} \delta^{-1} \bar{x}_{1}^{2} + \frac{C_{2}}{2B^{*}} \delta^{-1} \bar{x}_{1} + \frac{C_{3}}{2B^{*}} \delta^{-1}$$
(44)

В (44) вместо $\Omega_{_3}$ подставим формулу (15), из полученного равенства выразив ψ через $\frac{d\overline{w}}{dx_1}$, получим

$$\psi = \frac{3}{3B^* + 4(1+\nu)\delta^2} \left[B^* \frac{d\overline{w}}{d\overline{x}_1} + \left(\frac{(1+\nu)}{3}\delta\alpha_r T_0 + \frac{1}{2}\delta^{-1}C1\right)\overline{x}_1^2 + \left(\frac{(1+\nu)}{3}\delta\alpha_r T_0 - \delta^{-1}C_2\right)\overline{x}_1 - \delta^{-1}C_3 \right]$$
(45)

(38)

Из первого уравнения (26) и из третьего уравнения из (25) определив усилие $N_{_{21}}$, с учетом (40), будем иметь

$$N_{21} = 4\delta \left(\frac{d\overline{w}}{d\overline{x}_{1}} + \psi\right) - C_{1}$$

$$N_{21} = \frac{d\overline{L}_{13}}{d\overline{x}_{1}} + C_{1}$$

$$(46)$$

$$(47)$$

Приравнивая выражения (46) и (47) и подставляя в полученном равенстве (26)₃, $(17)_3$ и (15), с учетом (45), относительно \overline{w} приходим к решению обыкновенного дифференциального уравнения третьего порядка:

$$A\frac{d^{3}\overline{w}}{d\overline{x}_{1}^{3}} + D\frac{d\overline{w}}{d\overline{x}_{1}} = K_{1}\overline{x}_{1}^{2} + K_{2}\overline{x}_{1} + K_{3}$$

$$\tag{48}$$

где

ſ

$$A = B^{*} - \frac{3(B^{*})^{2}}{(3B^{*} + 4(1 + \nu)\delta^{2})}, \qquad D = -4 - \frac{12B^{*}}{3B^{*} + 4(1 + \nu)\delta^{2}},$$

$$K_{1} = \frac{4(1 + \nu)\delta\alpha_{1}T_{0} + 6C_{1}\delta^{-1}}{3B^{*} + 4(1 + \nu)\delta^{2}}, \qquad K_{2} = \frac{4(1 + \nu)\delta\alpha_{1}T_{0} - 12C_{2}\delta^{-1}}{3B^{*} + 4(1 + \nu)\delta^{2}},$$

$$K_{3} = \frac{2B^{*}(1 + \nu)\delta\alpha_{1}T_{0} + 3B^{*}\delta^{-1}C_{1} - 12\delta^{-1}C_{3}}{3B^{*} + 4(1 + \nu)\delta^{2}} - 2\delta^{-1}C_{1}.$$
(49)

Общее решение уравнения (48) имеет вид

$$\overline{w} = C_4 + C_5 sh\lambda \overline{x}_1 + C_6 ch\lambda \overline{x}_1 + \frac{K_1}{3D} \overline{x}_1^3 + \frac{K_2}{2D} \overline{x}_1^2 + \left(\frac{K_3}{D} - \frac{2AK_1}{D^2}\right) \overline{x}_1.$$
(50)

Используя (50) и (45) получим выражение для ψ , подставляя которое в (44), будем иметь выражение для Ω_3 .

Удовлетворяя граничные условия жесткого защемления (37), приходим к следующей системе линейных алгебраических уравнений для определения постоянных $C_1, C_2, C_3, C_4, C_5, C_6$ (отметим, что в коэффициентах (49) входят некоторые из этих постоянных):

$$C_{4} + C_{6} = 0$$

$$C_{4} + C_{5}sh\lambda + C_{6}ch\lambda + \frac{K_{1}}{3D} + \frac{K_{2}}{2D} + \frac{K_{3}}{D} - \frac{2AK_{1}}{D^{2}} = 0$$

$$\lambda C_{5} + \frac{K_{3}}{D} - \frac{2AK_{1}}{D^{2}} - \frac{\delta^{-1}}{B^{*}}C_{3} = 0$$

$$\lambda C_{5}ch\lambda + \lambda C_{6}sh\lambda + \frac{K_{1} + K_{2} + K_{3}}{D} - \frac{2AK_{1}}{D^{2}} + \frac{2(1 + \nu)\delta\alpha_{i}T_{0}}{3B^{*}} + \frac{\delta^{-1}}{2B^{*}}(C_{1} - 2C_{2} - 2C_{3}) = 0$$

$$\lambda C_{5} + \frac{K_{3}}{D} - \frac{2AK_{1}}{D^{2}} = 0$$

$$\lambda C_{5}ch\lambda + \lambda C_{6}sh\lambda + \frac{K_{1} + K_{2} + K_{3}}{D} - \frac{2AK_{1}}{D^{2}} = 0$$
(51)

Из третьего и пятого уравнений следует $C_3=0$, а из четвертого и шестого уравнения получим $C_1=2C_2-\frac{4}{3}(1+\nu)\delta^2\alpha_tT_0.$
Имея это в виду, в результате из (51) получим следующую систему алгебраических уравнений относительно *С*₁, *С*₄, и *С*₅:

$$\begin{cases} C_4 + C_5 sh\lambda - C_4 ch\lambda + \frac{K_1}{3D} + \frac{K_2}{2D} + \frac{K_3}{D} - \frac{2AK_1}{D^2} = 0\\ \lambda C_5 + \frac{K_3}{D} - \frac{2AK_1}{D^2} = 0\\ \lambda C_5 ch\lambda - \lambda C_4 sh\lambda + \frac{K_1 + K_2 + K_3}{D} - \frac{2AK_1}{D^2} = 0 \end{cases}$$
(52)

После решения алгебраической системы уравнений (52) получим все значения постоянных интегрирования, подставляя которые в формулы (44), (45), (50), получим окончательные выражения для искомых основных функций *w*, *ψ*₁ и Ω₃.

Поставленную задачу решаем также на основе классической теории термоупругого изгиба балок (32)-(34) при граничных условиях: $w\Big|_{x_{i}=0,a} = 0, \psi\Big|_{x_{i}=0,a} = 0.$ Задачу будем решать методом сил сопротивления материалов [19]. Так как задача дважды статически неопределенная, выбираем основную систему (рис.4).



Уравнения равновесия имеют вид

$$R_A + R_B = 0,$$

$$M_B - M_A + R_B \cdot a = 0.$$
(53)

Внутренние силовые факторы (поперечная сила и изгибающий момент) для основной системы будут:

$$N_{12} = R_{A} = const = C_{1},$$

$$M_{ux} = M_{11} = M_{A} + R_{A} \cdot x_{1}, \quad 0 \le x_{1} \le a.$$
(54)

Перейдем к безразмерным величинам (39).

Если подставим значения \overline{M}_{11} ((54)) и \overline{K}_{11} ((34)₂) в формуле (33)₁ и полученное *dw* –

выражение для $\frac{d\psi}{d\overline{x}}$, интегрируем по \overline{x}_1 , получим

$$\psi = \frac{3\delta^{-3}}{4(1+\nu)} \left(\overline{R}_A \cdot \frac{\overline{x}_1^2}{2} + \overline{M}_A \cdot \overline{x}_1\right) + \frac{\delta^{-1}\alpha_i T_0}{4} \left(\overline{x}_1^2 + \overline{x}_1\right) + C_2.$$
(55)

Из этого выражения потребуем условия:

$$\bar{x}_1 = 0, \ \psi = 0 \ \text{i} \ \bar{x}_1 = 1, \ \psi = 0.$$
 (56)

В результате получим $C_2 = 0$ и следующее уравнение

$$\frac{\overline{R}_{A}}{2} + \overline{M}_{A} = -\frac{2(1+\nu)\delta^{2}\alpha_{t}T_{0}}{3},$$
(57)

а также формула для ψ :

$$\psi = \frac{3\delta^{-3}}{4(1+\nu)} \left(\overline{R}_A \cdot \frac{\overline{x}_1^2}{2} + \overline{M}_A \cdot \overline{x}_1\right) + \frac{\delta^{-1}\alpha_i T_0}{4} \left(\overline{x}_1^2 + \overline{x}_1\right).$$
(58)

Подставляя значение N_{12} ((54)₁) и формулу (59) для ψ в формуле (33)₂, определим производную $\frac{d\overline{w}}{d\overline{x}_1}$, интегрируя это выражение, получим общее решение для функции w:

$$\overline{w} = \frac{\overline{R}_{A}\delta^{-1}}{2}\overline{x}_{1} - \left[\frac{3\delta^{-3}}{8(1+\nu)}\left(\frac{\overline{R}_{A}}{3}\overline{x}_{1}^{3} + \overline{M}_{A}\overline{x}_{1}^{2}\right) + \frac{\delta^{-1}\alpha_{r}T_{0}}{4}\left(\frac{\overline{x}_{1}^{3}}{3} + \frac{\overline{x}_{1}^{2}}{2}\right)\right] + C_{3}.$$
(59)

Выражение (60) будем подвергать к условиям

$$\overline{x}_{1} = 0, \quad \overline{w} = 0 \quad \text{i} \quad \overline{x}_{1} = 1, \quad \overline{w} = 0, \tag{60}$$

в результате получим $C_3 = 0$ и уравнение

$$\overline{R}_{A} = \frac{3\delta^{-2}}{4(1+\nu)} \left(\frac{\overline{R}_{A}}{3} + \overline{M}_{A}\right) + \frac{5\alpha_{t}T_{0}}{12},$$
(61)

а также формула для \overline{w} :

$$\overline{w} = \frac{\overline{R}_{A}\delta^{-1}}{2} \overline{x}_{1} - \frac{3\delta^{-3}}{8(1+\nu)} \left(\frac{\overline{R}_{A}}{3} \overline{x}_{1}^{3} + \overline{M}_{A} \overline{x}_{1}^{2}\right) - \frac{\delta^{-1}\alpha_{t} T_{0}}{4} \left(\frac{\overline{x}_{1}^{3}}{3} + \frac{\overline{x}_{1}^{2}}{2}\right).$$
(62)

Таким образом, для определения реакций \overline{R}_{A} и \overline{M}_{A} получим следующую систему алгебраических уравнений ((57) и (61)):

$$\left\{ \frac{\overline{R}_{A}}{2} + \overline{M}_{A} = -\frac{2(1+\nu)\delta^{2}\alpha_{I}T_{0}}{3}, \\ \overline{R}_{A} = \frac{3\delta^{-2}}{4(1+\nu)} \left(\frac{\overline{R}_{A}}{3} + \overline{M}_{A}\right) + \frac{5\alpha_{I}T_{0}}{12}. \right.$$
(63)

Решая эту систему для $\overline{R}_{_{\!A}}$ и $\overline{M}_{_{\!A}}$, получим

$$\overline{R}_{A} = -\frac{2(1+\nu)\delta^{2}\alpha_{t}T_{0}}{24(1+\nu)\delta^{2}+3},$$

$$\overline{M}_{A} = -\frac{(1+\nu)\delta^{2}(1+16(1+\nu)\delta^{2})\alpha_{t}T_{0}}{24(1+\nu)\delta^{2}+3}.$$
(64)

Окончательно для \overline{w} и ψ будем иметь:

$$\overline{w} = \frac{\delta^{-1} \alpha_{i} T_{0}}{12} \left[\frac{1}{8(1+\nu)\delta^{2}+1} - 1 \right] \overline{x}_{1}^{3} + \frac{\delta^{-1} \alpha_{i} T_{0}}{8} \left[\frac{1+16(1+\nu)\delta^{2}}{8(1+\nu)\delta^{2}+1} - 1 \right] \overline{x}_{1}^{2} - \frac{(1+\nu)\delta\alpha_{i} T_{0}}{6} \overline{x}_{1} \right]$$

$$(65)$$

$$3(8(1+\nu)\delta^{2}+1)^{-1}\psi = -\frac{\delta^{-1}\alpha_{t}T_{0}}{4} \left[\frac{1}{8(1+\nu)\delta^{2}+1} - 1\right]\overline{x}_{1}^{2} - \frac{\delta^{-1}\alpha_{t}T_{0}}{4} \left[\frac{1+16(1+\nu)\delta^{2}}{8(1+\nu)\delta^{2}+1} - 1\right]\overline{x}_{1}.$$
(66)

В таблице 1 приведены результаты численных вычислений, когда $\delta = \frac{h}{a} = \frac{1}{40}$, v = 0.33, $T_0 = 60^\circ C$, $\alpha_t = 125 \times 10^{-7}$ //гр.

	юд денотвием темпере	пуры. Ойда ю и/.	
	микрополярная	классическая	$w_{\max}^{mik.}$
B^{*}	модель	модель	$\frac{max}{w^{kl.}}$
	$\overline{w}_{\rm max} \times 10^{-7}$	$\overline{w}_{\rm max} \times 10^{-7}$	" max
1.5×10^{-6}	7.891	7.946	0.99
1.5×10 ⁻⁵	7.704	7.946	0.97
1.5×10^{-4}	6.745	7.946	0.85
1.5×10^{-3}	4.564	7.946	0.57
10 ⁻²	3.630	7.946	0.46
10-1	2.785	7.946	0.35
1.5×10^{-1}	2.470	7.946	0.31
1	0.899	7.946	0.11
1.5	0.764	7.946	0.10

Таблица 1 - Прогибы микрополярной балки в зависимости от отношения *В*^{*} и классической балки под действием температуры. Задача а).

Как убедимся, при возрастании микрополярной постоянной *B*^{*}, жесткость балки существенно увеличивается.

Теперь рассмотрим задачу б).

Из уравнений равновесия (25) легко получить (в этом случае $R_{A} = R_{B} = 0$):

$$\overline{N}_{12} = 0, \quad \frac{d}{dx_1} \left(\overline{L}_{13} - \overline{M}_{11} \right) = 0.$$
(67)

Интегрируя уравнение (67)₂ получим : $\overline{L}_{_{13}} - \overline{M}_{_{11}} = C_{_1}$.

Используя граничные условия (38)₂ и (38)₃ будем иметь

$$(68)$$

Подставим в (68) значение $\overline{L}_{_{13}}$ и $\overline{M}_{_{11}}$ из (26) с учетом (17)₁, (17)₃ и (15) получим

$$B^* \left(\frac{d^2 \overline{w}}{d \overline{x}_1^2} - \frac{d \psi}{d \overline{x}_1} \right) - \frac{4}{3} (1+\nu) \delta^2 \left(\frac{d \psi}{d \overline{x}_1} - \frac{\alpha_r T_0}{2\delta} \left(\overline{x}_1 + \frac{1}{2} \right) \right) = 0$$
(69)

Интегрируем уравнение (69) по x_1 , в итоге, приходим к следующему равенству, выражающее ψ через $\frac{d\overline{w}}{d\overline{x}}$:

$$\psi = \frac{3}{3B^* + 4(1+v)\delta^2} \left[B^* \frac{d\overline{w}}{d\overline{x}_1} + \frac{1+v}{3} \delta \alpha_i T(\overline{x}_1^2 + \overline{x}_1) - C_1 \right].$$
(70)

Подставляя (70) в (15) получим выраженное Ω_{3} через $\frac{dw}{d\bar{x}_{1}}$:

$$\Omega_{3} = \frac{2(1+v)\delta^{2}}{B^{*}(3B^{*}+4(1+v)\delta^{2})} \left[B^{*}\frac{d\overline{w}}{d\overline{x}_{1}} + \frac{1+v}{3}\delta\alpha_{r}T(\overline{x}_{1}^{2}+\overline{x}_{1}) - C_{1} \right] - \frac{(1+v)}{6B^{*}}(\overline{x}_{1}^{2}+\overline{x}_{1})\delta\alpha_{r}T_{0} + \frac{C_{1}}{B^{*}}$$
(71)

Имея в виду, что $\overline{N}_{12} = 0$ ((67)₁), для \overline{N}_{21} будем иметь

$$\overline{N}_{21} = 4\delta \left(\frac{d\overline{w}}{d\overline{x}_1} + \psi\right)$$
(72)

Также для этой же величины из (25)3 получим

$$\overline{N}_{21} = \frac{dL_{13}}{d\overline{x}_1} \tag{73}$$

Будем приравнивать (72) и (73) и, в полученном уравнении подставим (26)₃, (17)₃, (15) и (70), в результате приходим относительно \overline{w} к дифференциальному уравнению третьего порядка типа (48), где

$$A = B^{*} - \frac{3(B^{*})^{2}}{3B^{*} + 4(1+\nu)\delta^{2}}, \qquad D = -4 - \frac{12B^{*}}{3B^{*} + 4(1+\nu)\delta^{2}}, \qquad (74)$$
$$K_{1} = K_{2} = \frac{4(1+\nu)\delta\alpha_{t}T_{0}}{3B^{*} + 4(1+\nu)\delta^{2}}, \qquad K_{3} = \frac{2B^{*}(1+\nu)\delta\alpha_{t}T_{0} - 12C_{1}}{3B^{*} + 4(1+\nu)\delta^{2}}$$

Общее решение дифференциального уравнения (48) имеет вид (50). Подставляя (50) в (70) и (71), получим общие выражения для ψ и Ω_3 .

Удовлетворяя граничные условия шарнирного опирания (38) приходим к следующей системе линейных алгебраических уравнений относительно постоянных интегрирования (C_1, C_2, C_3, C_4):

$$\begin{pmatrix}
C_{2} + C_{4} = 0 \\
C_{2} + C_{3}sh\lambda + C_{4}ch\lambda + \frac{K_{1}}{3D} + \frac{K_{2}}{2D} + \frac{K_{3}}{D} - \frac{2AK_{1}}{D^{2}} = 0 \\
\lambda^{2}C_{4} + \frac{K_{2}}{D} + \frac{(1+\nu)\delta\alpha_{t}T_{0}}{3B^{*}} - \frac{\delta^{-1}\alpha_{t}T_{0}(3B^{*} + 4(1+\nu)\delta^{2})}{12B^{*}} = 0 \\
\lambda^{2}C_{3}sh\lambda + \lambda^{2}C_{4}ch\lambda + \frac{2K_{1} + K_{2}}{D} + \frac{(1+\nu)\delta\alpha_{t}T_{0}}{B^{*}} - \frac{\delta^{-1}\alpha_{t}T_{0}(3B^{*} + 4(1+\nu)\delta^{2})}{4B^{*}} = 0$$
(75)

После решения этой алгебраической системы уравнений получим все значения постоянных интегрирования, подставив которые в соответствующие формулы, получим окончательные выражения для искомых основных функций *w*, *ψ* и Ω₃.

Поставленную задачу решаем также на основе классической теории термоупругого изгиба балок (32)-(34) при граничных условиях: $w|_{x_i=0,a} = 0, M_{11}|_{x_i=0,a} = 0.$

Из уравнений равновесия для реакций $R_{_A}$ и $R_{_B}$ для классического случая также получим

$$R_{A} = 0, \quad R_{B} = 0.$$
 (76)

Внутренние силовые факторы (поперечная сила и изгибающий момент) для рассматриваемой задачи будут:

$$N_{12} = R_A \equiv 0, \quad M_{ux} = M_{11} \equiv 0, \quad 0 \le x_1 \le a.$$
(77)

Перейдем к безразмерным величинам (39).

Подставим значения \overline{M}_{11} из (77) в первом уравнении из (33), имея в виду (34) и (35), получим следующее уравнение:

$$\frac{d\psi}{d\bar{x}_{1}} = \frac{T_{0}\alpha_{t}}{2\delta} \left(\bar{x}_{1} + \frac{1}{2}\right).$$
(78)

Из второго уравнения (33) с учетом (77)₁ получим $\Gamma = 0$. Следовательно, из уравнения (34)₁ будем иметь

$$\psi = -\frac{dw}{d\bar{x}_1}.$$
(79)

Для функции \overline{w} (с учетом (78)), приходим к дифференциальному уравнению второго порядка, после интегрирования получим.

ſ

$$\overline{w} = -\frac{\alpha_{t}T_{0}}{2\delta} \left(\frac{\overline{x}_{1}^{3}}{6} + \frac{\overline{x}_{1}^{2}}{4} \right) + C_{1}\overline{x}_{1} + C_{2}.$$
(80)

Выражение (80) будем подвергать граничным условиям

$$\overline{x}_{1} = 0, \quad \overline{w} = 0 \quad \text{i} \quad \overline{x}_{1} = 1, \quad \overline{w} = 0, \tag{81}$$

в результате получим

$$C_2 = 0 \text{ in } C_1 = \frac{5\alpha_r T_0}{24\delta}.$$
 (82)

Окончательно для \overline{w} будем иметь

$$\overline{w} = -\frac{\alpha_{I}T_{0}}{2\delta} \left(\frac{\overline{x}_{1}^{3}}{6} + \frac{\overline{x}_{1}^{2}}{4} - \frac{5}{12}\overline{x} \right).$$
(83)

В таблице 2 приведены результаты численных вычислений для тех же данных, что в случае задачи а):

Таблица 2 - Прогибы микрополярной балки в зависимости от отношения классической балки под действием температуры. Задача б).					B^{*}	И
		микрополярная	классическая	w^{mik}		

	микрополярная	классическая	$\mathcal{W}_{\max}^{mik.}$
B^{*}	модель	модель	$\frac{max}{w^{kl.}}$
	$\overline{w}_{\rm max} \times 10^{-3}$	$\overline{w}_{\rm max} \times 10^{-3}$, max
1.5×10^{-6}	1.885	1.888	0.99
1.562×10^{-6}	1.877	1.888	0.99
6.25×10^{-6}	1.867	1.888	0.98
1.5×10^{-5}	1.838	1.888	0.97
3.125×10^{-5}	1.787	1.888	0.95
1.5×10^{-4}	1.485	1.888	0.79
1.5625×10^{-4}	1.473	1.888	0.78
3.125×10^{-4}	1.208	1.888	0.64
1.5×10^{-3}	0.509	1.888	0.27
1.5625×10^{-3}	0.487	1.888	0.26
3×10 ⁻³	0.30	1.888	0.16
3.125×10^{-3}	0.281	1.888	0.15

Легко заметить, что увеличивая микрополярную постоянную *B*^{*}, жесткость балки увеличивается.

Основные уравнения трехмерной микрополярной термоупругости со стесненным вращением.

Рассмотрим трехмерную пластинку толщиной 2h из микрополярного упругого материала. Оси α_1, α_2 криволинейной ортогональной системы координат расположим в срединной плоскости пластинки, ось z будет перпендикулярной к срединной плоскости пластинки.

Будем считать, что напряженно- деформированное состояние пластинки описывается трехмерной теорией квазистатической термоупругости микрополярного тела со стесненным вращением [5,16].

Для модели микрополярной упругости со стесненным вращением характерно то, что вектор поворота точек тела во время деформации определяется так, как в классической теории упругости, в трехмерном случае это означает:

$$\vec{\omega} = \frac{1}{2} \operatorname{rot} \vec{u},\tag{84}$$

но при этом моментные напряжения присутствуют $(\sigma_{12} \neq \sigma_{21}, \sigma_{13} \neq \sigma_{31}, \sigma_{23} \neq \sigma_{32})$.

Векторное уравнение (84) в проекциях на направления выбранной криволинейной ортогональной координатной системы (α_1, α_2, z) дает три скалярные выражения:

$$\omega_{1} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{H_{2}} \frac{\partial u_{3}}{\partial \alpha_{2}} - \frac{\partial u_{2}}{\partial z} \right), \qquad \omega_{2} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_{1}}{\partial z} - \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial u_{3}}{\partial \alpha_{1}} \right),$$

$$\omega_{3} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{H_{1}} \frac{\partial u_{2}}{\partial \alpha_{1}} - \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial u_{1}}{\partial \alpha_{2}} - \frac{1}{H_{1}H_{2}} \left(\frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} u_{1} - \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} u_{2} \right) \right).$$
(85)

Основные уравнения трехмерной микрополярной квазистатической термоупругости со стесненным вращением представляют собой: Уравнения равновесия

$$\frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{1}}(H_{2}\sigma_{11}) + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{2}}(H_{1}\sigma_{21}) + \frac{\partial\sigma_{31}}{\partialz} + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{1}}{\partial\alpha_{2}}\sigma_{12} - \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{2}}{\partial\alpha_{1}}\sigma_{22} = 0,$$

$$\frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{1}}(H_{2}\sigma_{12}) + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{2}}(H_{1}\sigma_{22}) + \frac{\partial\sigma_{32}}{\partialz} + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{2}}{\partial\alpha_{1}}\sigma_{21} - \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{1}}{\partial\alpha_{2}}\sigma_{11} = 0,$$

$$\frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{1}}(H_{2}\sigma_{13}) + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{2}}(H_{1}\sigma_{23}) + \frac{\partial\sigma_{33}}{\partialz} = 0,$$

$$\frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{1}}(H_{2}\mu_{11}) + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{2}}(H_{1}\mu_{21}) + \frac{\partial\mu_{31}}{\partialz} + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{1}}{\partial\alpha_{2}}\mu_{12} - \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{2}}{\partial\alpha_{1}}\mu_{22} + (\sigma_{23} - \sigma_{32}) = 0,$$

$$\frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{1}}(H_{2}\mu_{12}) + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{2}}(H_{1}\mu_{22}) + \frac{\partial\mu_{32}}{\partialz} + \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{2}}{\partial\alpha_{1}}\mu_{21} - \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac{\partial H_{1}}{\partial\alpha_{2}}\mu_{21} - \frac{1}{H_{1}H_{2}}\frac$$

$$\frac{1}{H_1H_2}\frac{\partial}{\partial\alpha_1}(H_2\mu_{13}) + \frac{1}{H_1H_2}\frac{\partial}{\partial\alpha_2}(H_1\mu_{23}) + \frac{\partial\mu_{33}}{\partial z} + (\sigma_{12} - \sigma_{21}) = 0;$$

Физические соотношения термоупругости

$$\begin{split} \gamma_{11} &= \frac{1}{E} \Big[\sigma_{11} - \nu \big(\sigma_{22} + \sigma_{33} \big) \Big] + \alpha_{t} T , \quad \tilde{\gamma}_{12} = \gamma_{12} + \gamma_{21} = \frac{1}{2\mu} \big(\sigma_{12} + \sigma_{21} \big), \\ \gamma_{22} &= \frac{1}{E} \Big[\sigma_{22} - \nu \big(\sigma_{11} + \sigma_{33} \big) \Big] + \alpha_{t} T , \quad \tilde{\gamma}_{13} = \gamma_{13} + \gamma_{31} = \frac{1}{2\mu} \big(\sigma_{13} + \sigma_{31} \big), \\ \gamma_{33} &= \frac{1}{E} \Big[\sigma_{33} - \nu \big(\sigma_{11} + \sigma_{22} \big) \Big] + \alpha_{t} T , \quad \tilde{\gamma}_{23} = \gamma_{23} + \gamma_{32} = \frac{1}{2\mu} \big(\sigma_{23} + \sigma_{32} \big), \\ \chi_{11} &= \frac{1}{2\gamma} \mu_{11}, \quad \chi_{22} = \frac{1}{2\gamma} \mu_{22}, \quad \chi_{33} = \frac{1}{2\gamma} \mu_{33}, \\ \chi_{12} &= \frac{1}{4\gamma\varepsilon} \Big[(\gamma + \varepsilon) \mu_{12} - (\gamma - \varepsilon) \mu_{21} \Big], \quad \chi_{21} = \frac{1}{4\gamma\varepsilon} \Big[(\gamma + \varepsilon) \mu_{21} - (\gamma - \varepsilon) \mu_{12} \Big], \\ \chi_{13} &= \frac{1}{4\gamma\varepsilon} \Big[(\gamma + \varepsilon) \mu_{13} - (\gamma - \varepsilon) \mu_{31} \Big], \quad \chi_{31} = \frac{1}{4\gamma\varepsilon} \Big[(\gamma + \varepsilon) \mu_{31} - (\gamma - \varepsilon) \mu_{13} \Big], \\ \chi_{23} &= \frac{1}{4\gamma\varepsilon} \Big[(\gamma + \varepsilon) \mu_{23} - (\gamma - \varepsilon) \mu_{32} \Big], \quad \chi_{32} = \frac{1}{4\gamma\varepsilon} \Big[(\gamma + \varepsilon) \mu_{32} - (\gamma - \varepsilon) \mu_{23} \Big]; \end{split}$$

Геометрические соотношения

$$\gamma_{11} = \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial u_{1}}{\partial \alpha_{1}} + \frac{1}{H_{1}H_{2}} \frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} u_{2}, \quad \gamma_{22} = \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial u_{2}}{\partial \alpha_{2}} + \frac{1}{H_{1}H_{2}} \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} u_{1}, \quad \gamma_{33} = \frac{\partial u_{3}}{\partial z},$$

$$\tilde{\gamma}_{12} = \gamma_{12} + \gamma_{21} = \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial u_{2}}{\partial \alpha_{1}} + \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial u_{1}}{\partial \alpha_{2}} - \frac{1}{H_{1}H_{2}} \left(\frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} u_{1} + \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} u_{2} \right),$$

$$\tilde{\gamma}_{23} = \gamma_{23} + \gamma_{32} = \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial u_{3}}{\partial \alpha_{2}} + \frac{\partial u_{2}}{\partial z}, \quad \tilde{\gamma}_{13} = \gamma_{13} + \gamma_{31} = \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial u_{3}}{\partial \alpha_{1}} + \frac{\partial u_{1}}{\partial z},$$

$$\chi_{11} = \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial \omega_{1}}{\partial \alpha_{1}} + \frac{1}{H_{1}H_{2}} \frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} \omega_{2}, \quad \chi_{22} = \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial \omega_{2}}{\partial \alpha_{2}} + \frac{1}{H_{1}H_{2}} \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} \omega_{1}, \quad \chi_{33} = \frac{\partial \omega_{3}}{\partial z},$$

$$\chi_{23} = \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial \omega_{3}}{\partial \alpha_{2}}, \quad \chi_{13} = \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial \omega_{3}}{\partial \alpha_{1}}, \quad \chi_{32} = \frac{\partial \omega_{2}}{\partial z}, \quad \chi_{31} = \frac{\partial \omega_{1}}{\partial z},$$

$$\chi_{12} = \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial \omega_{2}}{\partial \alpha_{1}} - \frac{1}{H_{1}H_{2}} \frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} \omega_{1}, \quad \chi_{21} = \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial \omega_{1}}{\partial \alpha_{2}} - \frac{1}{H_{1}H_{2}} \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} \omega_{2};$$
(88)

Уравнение стационарной теплопроводности

$$\frac{1}{H_1H_2} \left[\frac{\partial}{\partial \alpha_1} \left(\frac{H_2}{H_1} \frac{\partial T}{\partial \alpha_1} \right) + \frac{\partial}{\partial \alpha_2} \left(\frac{H_1}{H_2} \frac{\partial T}{\partial \alpha_2} \right) \right] + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = 0.$$
(89)

Здесь, $\hat{\sigma}, \hat{\mu}$ - тензоры силовых и моментных напряжений; $\hat{\gamma}, \hat{\chi}$ - тензоры деформаций и изгибов-кручений; T- функция температуры; $E, v, \gamma, \varepsilon$ упругие постоянные микрополярного материала пластинки; α_i -линейный коэффициент температурного расширения; $H_1 = A_1(\alpha_1, \alpha_2), H_2 = A_2(\alpha_1, \alpha_2)$ -коэффициенты Ламе плоской криволинейной ортогональной системы координат α_1, α_2 , расположенной в срединной плоскости пластинки.

К основным уравнениям микрополярной теории термоупругости (3)-(6) присоединим соответствующие граничные условия.

На лицевых плоскостях пластинки $z = \pm h$ примем граничные условия первой граничной задачи микрополярной теории упругости со стесненным вращением:

$$\sigma_{3i} = \pm p_i^{\pm}, \sigma_{33} = \pm p_3^{\pm}, \ \mu_{3i} = \pm m_i^{\pm}.$$
(90)

На поверхности края пластинки ∑, в зависимости от способа приложения внешней нагрузки или закрепления ее точек, граничные условия записываются в силовых и моментных напряжениях, перемещениях и поворотах или в смешанном виде.

Для температурного поля пластинки, как на лицевых плоскостях $z = \pm h$, так и на поверхности края Σ , для определенности будем считать заданными значения температурной функции.

Плотность потенциальной энергии деформации для трехмерной модели микрополярной упругости со стесненным вращением имеет вид:

$$W = \frac{1}{2} \left(\sigma_{11} \gamma_{11} + \sigma_{22} \gamma_{22} + \sigma_{33} \gamma_{33} + \frac{1}{2} (\sigma_{12} + \sigma_{21}) \widetilde{\gamma}_{12} + \frac{1}{2} (\sigma_{13} + \sigma_{31}) \widetilde{\gamma}_{13} + \frac{1}{2} (\sigma_{23} + \sigma_{32}) \widetilde{\gamma}_{23} + \mu_{11} \chi_{11} + \mu_{22} \chi_{22} + \mu_{33} \chi_{33} + \mu_{12} \chi_{12} + \mu_{21} \chi_{21} + \mu_{13} \chi_{13} + \mu_{31} \chi_{31} + \mu_{23} \chi_{23} + \mu_{32} \chi_{32} \right) - (91) - \frac{\alpha_{r} T}{2} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$$

или

$$W = \frac{1}{2} \left\{ 2\mu \left(\gamma_{11}^{2} + \gamma_{22}^{2} + \gamma_{33}^{2} \right) + \lambda \left(\gamma_{11} + \gamma_{22} + \gamma_{33} \right)^{2} + \mu \left(\widetilde{\gamma}_{12}^{2} + \widetilde{\gamma}_{13}^{2} + \widetilde{\gamma}_{23}^{2} \right) + 2\gamma \left(\chi_{11}^{2} + \chi_{22}^{2} + \chi_{33}^{2} \right) + \left(\gamma + \varepsilon \right) \left(\chi_{12}^{2} + \chi_{21}^{2} + \chi_{13}^{2} + \chi_{23}^{2} + \chi_{22}^{2} + \chi_{32}^{2} \right) + 2(\gamma - \varepsilon) \left(\chi_{12}\gamma_{21} + \chi_{13}\chi_{31} + \chi_{23}\chi_{32} \right) \right\} - (92) - \left(3\lambda + 2\mu \right) \left(\gamma_{11} + \gamma_{22} + \gamma_{33} \right) \alpha_{i} T.$$

Легко показать, что поставленная общая трехмерная граничная задача микрополярной термоупругости со стесненным вращением для пластинки разлагается на две задачи: а) плоское напряженное состояние, б) изгиб.

В дальнейшем будем рассматривать задачу термоупругого изгиба микрополярной пластинки.

Математическая модель термоупругой изгибной деформации микрополярных тонких пластин со стесненным вращением.

Наша цель, считая, что трехмерная пластинка тонкая, построение прикладной теории изгибной деформации микрополярной термоупругости тонкой пластинки со стесненным вращением.

Будем развивать метод гипотез работ [13,14]. Сформулируем эти гипотезы.

1) Вводим предположения о линейном распределении компонентов вектора перемещения по координате *z* (кинематические гипотезы Тимошенко).

$$u_1 = z \psi_1(\alpha_1, \alpha_2), \ u_2 = z \psi_2(\alpha_1, \alpha_2), \ u_3 = w(\alpha_1, \alpha_2)$$
 (93)

На основе формул (25) для компонентов вектора вращения получим

$$\omega_1 = \Omega_1(\alpha_1, \alpha_2), \quad \omega_2 = \Omega_2(\alpha_1, \alpha_2), \quad \omega_3 = z \iota(\alpha_1, \alpha_2)$$
(94)

где

$$\Omega_{1} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{H_{2}} \frac{\partial w}{\partial \alpha_{2}} - \psi_{2} \right), \qquad \Omega_{2} = \frac{1}{2} \left(\psi_{1} - \frac{1}{H_{1}} \frac{\partial w}{\partial \alpha_{1}} \right),$$

$$\Omega_{3} = \frac{1}{2} z \left(\frac{1}{H_{1}} \frac{\partial \psi_{2}}{\partial \alpha_{1}} - \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial \psi_{1}}{\partial \alpha_{2}} - \frac{1}{H_{1}H_{2}} \left(\frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} \psi_{1} - \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} \psi_{2} \right) \right),$$

$$\iota = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{H_{1}} \frac{\partial \psi_{2}}{\partial \alpha_{1}} - \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial \psi_{1}}{\partial \alpha_{2}} - \frac{1}{H_{1}H_{2}} \left(\frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} \psi_{1} - \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} \psi_{2} \right) \right)$$

$$\Omega_{2} = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{H_{1}} \frac{\partial \psi_{2}}{\partial \alpha_{1}} - \frac{1}{H_{2}} \frac{\partial \psi_{1}}{\partial \alpha_{2}} - \frac{1}{H_{1}H_{2}} \left(\frac{\partial H_{1}}{\partial \alpha_{2}} \psi_{1} - \frac{\partial H_{2}}{\partial \alpha_{1}} \psi_{2} \right) \right)$$

$$(95)$$

2) Пластинки считаются тонкими.

3) Силовое напряжение $\sigma_{_{33}}$ в обобщенном законе Гука (87) в формулах для $\gamma_{_{ii}}$ (i = 1, 2), можно пренебрегать относительно силовых нормальных напряжений $\sigma_{_{ii}}$; в обобщенном законе Гука (87) в формулах для $\chi_{_{i3}}$ (i = 1, 2), моментное напряжение $\mu_{_{3i}}$ можно пренебрегать относительно моментного напряжения $\mu_{_{i3}}$ (i = 1, 2);

4) Для определения деформаций, изгибов-кручений, силовых и моментных напряжений, для силовых напряжений $\sigma_{_{3i}}$ примем

$$\sigma_{3i} = \sigma_{3i}(\alpha_1, \alpha_2) \quad (i = 1, 2).$$
 (96)

После определения указанных величин, значения σ_{3i} определим, соответственно, как сумму значения (96) и результата интегрирования первых двух уравнений равновесия, для которых потребуем условия, чтобы усредненные по толщине пластинки величины были равны нулю;

5) Для температурной функции *Т* примем закон линейного изменения по толщине пластинки:

$$T = \frac{z}{2h} T_1(\alpha_1, \alpha_2) = z \chi_1(\alpha_1, \alpha_2), \tag{97}$$

где

$$T_1 = T^+ - T^-, \quad \chi_t = \frac{T^+ - T^-}{2h}.$$
 (98)

Принятые кинематические, статические гипотезы и гипотеза о распределении температурной функции по толщине пластинки, позволяют задачу об определении пространственного напряженно-деформированного состояния микрополярной пластинки при изгибной деформации свести к двумерной задаче.

Подставляя перемещения и повороты из формул (93) и (94),(95) в выражения (88) для деформаций и изгибов-кручений получим:

$$\gamma_{11} = zK_{11}(x_1, x_2), \gamma_{12} = zK_{12}(x_1, x_2), \gamma_{31} = \Gamma_{31}(x_1, x_2), \gamma_{13} = \Gamma_{13}(x_1, x_2), \gamma_{22} = zK_{22}(x_1, x_2),$$

$$\gamma_{21} = zK_{21}(x_1, x_2), \gamma_{32} = \Gamma_{32}(x_1, x_2), \gamma_{23} = \Gamma_{23}(x_1, x_2), \gamma_{33} = 0,$$

$$\chi_{11} = k_{11}(x_1, x_2), \quad \chi_{12} = k_{12}(x_1, x_2), \quad \chi_{31} = 0, \quad \chi_{13} = zl_{13}(x_1, x_2),$$

$$\chi_{22} = k_{22}(x_1, x_2), \quad \chi_{21} = k_{21}(x_1, x_2), \quad \chi_{32} = 0, \chi_{23} = zl_{23}(x_1, x_2),$$
(100)
$$\chi_{33} = t(x_1, x_2)$$

где приняты следующие обозначения

$$\begin{split} \widetilde{\Gamma}_{13} &= \Gamma_{13} + \Gamma_{31} = \frac{1}{A_1} \frac{\partial w}{\partial \alpha_1} + \psi_1, \qquad \qquad K_{11} = \frac{1}{A_1} \frac{\partial \psi_1}{\partial \alpha_1} + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_1}{\partial \alpha_2} \psi_2, \\ \widetilde{\Gamma}_{23} &= \Gamma_{23} + \Gamma_{32} = \frac{1}{A_1} \frac{\partial w}{\partial \alpha_2} + \psi_2, \qquad \qquad K_{22} = \frac{1}{A_2} \frac{\partial \psi_2}{\partial \alpha_2} + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_2}{\partial \alpha_1} \psi_1, \\ \widetilde{K}_{12} &= K_{12} + K_{21} = \frac{1}{A_1} \frac{\partial \psi_2}{\partial \alpha_1} + \frac{1}{A_2} \frac{\partial \psi_1}{\partial \alpha_2} - \frac{1}{A_1 A_2} \left(\frac{\partial A_1}{\partial \alpha_2} \psi_1 + - \frac{\partial A_2}{\partial \alpha_1} \psi_2 \right), \\ k_{11} &= \frac{1}{A_1} \frac{\partial \Omega_1}{\partial \alpha_1} + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_1}{\partial \alpha_2} \Omega_2, \quad k_{22} = \frac{1}{A_2} \frac{\partial \Omega_2}{\partial \alpha_2} + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_2}{\partial \alpha_1} \Omega_1, \\ k_{12} &= \frac{1}{A_1} \frac{\partial \Omega_2}{\partial \alpha_1} - \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_1}{\partial \alpha_2} \Omega_1, \qquad k_{21} = \frac{1}{A_2} \frac{\partial \Omega_1}{\partial \alpha_2} - \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_2}{\partial \alpha_1} \Omega_2, \\ l_{13} &= \frac{1}{A_1} \frac{\partial l}{\partial \alpha_1}, \quad l_{23} = \frac{1}{A_2} \frac{\partial l}{\partial \alpha_2}. \end{split}$$
(101)

здесь Ω_1, Ω_2 и *i* - определяются по формулам (95).

Подставляя (99) и (100) в выражения обобщенного закона Гука (87) с учетом гипотез 3), а также руководствуясь гипотезе 4), для силовых и моментных напряжений будем иметь

$$\sigma_{11} = z \frac{E}{1 - v^{2}} \Big[K_{11} + v K_{22} - (1 + v) \alpha_{t} T_{1} \Big] \qquad \sigma_{22} = z \frac{E}{1 - v^{2}} \Big[v K_{11} + K_{22} - (1 + v) \alpha_{t} T_{1} \Big]$$
(102)

$$\sigma_{12} + \overset{o}{\sigma_{21}} = z 2 \mu \Big[K_{12} + K_{21} \Big], \qquad \sigma_{13} + \overset{o}{\sigma_{31}} = 2 \mu \big(\Gamma_{13} + \Gamma_{31} \big), \qquad \sigma_{23} + \overset{o}{\sigma_{32}} = 2 \mu \big(\Gamma_{23} + \Gamma_{32} \big),$$

$$\sigma_{31} = \overset{o}{\sigma_{31}} \big(\alpha_{1}, \alpha_{2} \big) + \Big(\frac{h^{2}}{6} - \frac{z^{2}}{2} \Big) \Big[\frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{1}} \Big(A_{2} \overset{i}{\sigma_{11}} \Big) + \frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} \Big(A_{1} \overset{i}{\sigma_{21}} \Big) + \frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} \overset{i}{\sigma_{12}} - \frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{1}} \overset{i}{\sigma_{22}} \Big],$$

$$\sigma_{32} = \overset{o}{\sigma_{32}} \big(\alpha_{1}, \alpha_{2} \big) + \Big(\frac{h^{2}}{6} - \frac{z^{2}}{2} \Big) \Big[\frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{1}} \Big(A_{2} \overset{i}{\sigma_{12}} \Big) + \frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} \Big(A_{1} \overset{i}{\sigma_{22}} \Big) + \frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{1}} \overset{i}{\sigma_{21}} - \frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{1}} \overset{i}{\sigma_{21}} - \frac{1}{A_{1}A_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} \overset{i}{\sigma_{11}} \Big],$$

$$(103)$$

$$\sigma_{33} = -z \left(\frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha_1} (A_2 \sigma_{13}) + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha_2} (A_1 \sigma_{23}) \right), \tag{104}$$

$$\mu_{11} = 2\gamma k_{11}, \quad \mu_{22} = 2\gamma k_{22}, \quad \mu_{33} = 2\gamma k, \\ \mu_{12} = (\gamma + \varepsilon)k_{12} + (\gamma - \varepsilon)k_{21}, \quad \mu_{21} = (\gamma + \varepsilon)k_{21} + (\gamma - \varepsilon)k_{12},$$
(105)

$$\mu_{13} = z \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} l_{13}, \quad \mu_{23} = z \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} l_{23},$$

$$\mu_{31} = -z \left[\frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha_1} (A_2 \mu_{11}) + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha_2} (A_1 \mu_{21}) + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_1}{\partial \alpha_2} \mu_{12} - \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_2}{\partial \alpha_1} \mu_{22} + \left(\sigma_{23} - \overset{0}{\sigma}_{32}\right) \right],$$

$$\mu_{32} = -z \left[\frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha_1} (A_2 \mu_{12}) + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial}{\partial \alpha_2} (A_1 \mu_{22}) + \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_2}{\partial \alpha_1} \mu_{21} - \frac{1}{A_1 A_2} \frac{\partial A_1}{\partial \alpha_2} \mu_{11} + \left(\overset{0}{\sigma}_{31} - \sigma_{13} \right) \right].$$
(106)

С целью приведения трехмерной задачи микрополярной термоупругости для тонкой пластинки к двумерной, что уже выполнено для перемещений, деформаций, изгибов – кручений, силовых и моментных напряжений, вводим статически эквивалентные им интегральные по толщине пластинки характеристики-усилия, моменты и гипермоменты [13,14]:

$$N_{13} = \int_{-h}^{h} \sigma_{13} dz, \qquad N_{23} = \int_{-h}^{h} \sigma_{23} dz, \qquad N_{31} = \int_{-h}^{h} \sigma_{31} dz, \qquad N_{32} = \int_{-h}^{h} \sigma_{32} dz$$

$$M_{11} = \int_{-h}^{h} z \sigma_{11} dz, \qquad M_{22} = \int_{-h}^{h} z \sigma_{22} dz, \qquad M_{12} = \int_{-h}^{h} z \sigma_{12} dz, \qquad M_{21} = \int_{-h}^{h} z \sigma_{21} dz,$$

$$L_{11} = \int_{-h}^{h} \mu_{11} dz, \qquad L_{22} = \int_{-h}^{h} \mu_{22} dz, \qquad L_{12} = \int_{-h}^{h} \mu_{12} dz, \qquad L_{21} = \int_{-h}^{h} \mu_{21} dz,$$

$$L_{13} = \int_{-h}^{h} \mu_{13} dz, \qquad L_{23} = \int_{-h}^{h} \mu_{23} dz \qquad \Lambda_{13} = \int_{-h}^{h} z \mu_{13} dz, \qquad \Lambda_{23} = \int_{-h}^{h} z \mu_{23} dz.$$
(107)

Уравнения равновесия для двумерной (прикладной) модели, получим из равенств, определяющих силовые напряжения $\sigma_{31}, \sigma_{32}, \sigma_{33}$ и моментные напряжения μ_{31}, μ_{32} , в результате удовлетворения статических граничных условий (90) на лицевых плоскостях пластинки $z = \pm h$ (для задачи изгиба).

Физические соотношения термоупругости для прикладной модели получим на основании формул (102), (105), с учетом (107).

Таким образом основная система уравнений задачи термоупругого изгиба микрополярных тонких пластин со стесненным вращением будет выражаться так: Уравнения равновесия

$$\frac{1}{A_{1}A_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{1}}(A_{2}N_{13}) + \frac{1}{A_{1}A_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{2}}(A_{1}N_{23}) = -(p_{3}^{+} + p_{3}^{-})$$

$$N_{31} - \left(\frac{1}{A_{1}A_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{1}}(A_{2}M_{11}) + \frac{1}{A_{1}A_{2}}\frac{\partial}{\partial\alpha_{2}}(A_{1}M_{21}) + \frac{1}{A_{1}A_{2}}\frac{\partial A_{1}}{\partial\alpha_{2}}M_{12} - \frac{1}{A_{1}A_{2}}\frac{\partial A_{2}}{\partial\alpha_{1}}M_{22}\right) = h(p_{1}^{+} - p_{1}^{-})$$

$$\begin{split} \mathbf{N}_{32} &- \left(\frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{i}} (A_{2}M_{12}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} (A_{2}M_{22}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} M_{21} - \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} M_{11} \right) = h(p_{2}^{*} - p_{2}^{*}) \end{split} (108) \\ \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{i}} (A_{2}L_{11}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} (A_{2}L_{2}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{2}} L_{12} - \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{2}} L_{22} + (N_{23} - N_{32}) = -(m_{1}^{*} + m_{1}^{*}) \\ \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{i}} (A_{2}L_{2}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} (A_{2}L_{2}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{1}} L_{2} - \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} L_{1} + (N_{31} - N_{32}) = -(m_{1}^{*} + m_{1}^{*}) \\ \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{i}} (A_{2}A_{13}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} (A_{2}L_{2}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{1}} L_{2} - \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} L_{1} + (N_{31} - N_{32}) = -(m_{1}^{*} + m_{1}^{*}) \\ \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{i}} (A_{2}A_{3}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} (A_{2}L_{2}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{1}} L_{2} - \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} L_{1} + (N_{31} - N_{32}) = -(m_{1}^{*} + m_{1}^{*}) \\ \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{i}} (A_{2}A_{3}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} (A_{2}L_{2}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{2}}{\partial \alpha_{1}} L_{2} - \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial A_{1}}{\partial \alpha_{2}} L_{1} + (N_{31} - N_{33}) = -(m_{1}^{*} + m_{2}^{*}) \\ \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{i}} (A_{2}A_{3}) + \frac{1}{AA_{2}} \frac{\partial}{\partial \alpha_{2}} (A_{2}A_{2}) + (M_{12} - M_{21}) = 0; \\ \mathbf{M}_{11} + N_{31} = 4\mu h (\Gamma_{13} + \Gamma_{31}), \quad N_{23} + N_{22} = 4\mu h (\Gamma_{23} + \Gamma_{32}), \\ \mathbf{M}_{11} = \frac{2Eh^{3}}{3(1 - v^{2})} \left[K_{11} + vK_{22} - (1 + v)\alpha_{2}X_{1} \right], \\ \mathbf{M}_{22} = \frac{2Eh^{3}}{3(1 - v^{2})} \left[V_{11} + K_{22} - (1 + v)\alpha_{2}X_{1} \right], \\ \mathbf{L}_{21} = 2h \left[(y + \varepsilon)k_{12} + (y - \varepsilon)k_{21} \right], \quad L_{21} = 2h \left[(y + \varepsilon)k_{21} + (y - \varepsilon)k_{12} \right], \\ \mathbf{L}_{22} = 2h \left[(y + \varepsilon)k_{12} + (y - \varepsilon)k_{21} \right], \quad L_{21} = 2h \left[(y + \varepsilon)k_{21} + (y - \varepsilon)k_{12} \right], \\ \mathbf{L}_{21} = 2h \left[(y + \varepsilon)k_{12} + (y - \varepsilon)k_{21} \right], \quad L_{21} = 2h \left[(y + \varepsilon)k_{21} + (y - \varepsilon)k_{12} \right], \\ \mathbf{L}_{12} = 2h \left[(y + \varepsilon)k_{12} + (y - \varepsilon)k_{21} \right], \quad \mathbf{L}_{21} = \frac{2h$$

К системе уравнений (108)-(110) необходимо присоединить граничные условия [13,14]:

$$\begin{split} M_{11} &= M_{11}^* \text{ или } K_{11} = K_{11}^*; \quad M_{12} = M_{12}^* \text{ или } K_{12} = K_{12}^*, \\ N_{13} &= N_{13}^* \text{ или } w = w^*; \quad L_{11} = L_{11}^* \text{ или } k_{11} = k_{11}^*; \\ L_{12} &= L_{12}^* \text{ или } k_{12} = k_{12}^*; \quad \Lambda_{13} = \Lambda_{13}^* \text{ или } l_{13} = l_{13}^* \end{split}$$

$$(111)$$

Принимая в виду формулы для напряжений (102)-(106), формулы для усилий, моментов и гипермоментов (107), формулы для деформаций и изгибов-кручений (99), (100) закон сохранения энергии для прикладной теории термоупругости микрополярных тонких пластин принимает вид:

 $\iint_{c} W_0 A_1 A_2 d\alpha_1 d\alpha_2 = A_0,$

где плотность потенциальной энергии деформации W_0 выражается следующей формулой:

$$W_{0} = \frac{1}{2} \left(M_{11}K_{11} + \frac{1}{2} (M_{12} + M_{21}) \tilde{K}_{12} + \frac{1}{2} (N_{13} + N_{31}) \tilde{\Gamma}_{13} + \frac{1}{2} (N_{23} + N_{32}) \tilde{\Gamma}_{23} + M_{22} K_{22} + L_{11}k_{11} + L_{12}k_{12} + L_{21}k_{21} + L_{22}k_{22} + \Lambda_{13}l_{13} + \Lambda_{23}l_{23} \right) - \frac{\alpha_{r}\chi_{r}}{2} (M_{11} + M_{22})$$
(112)

а работа внешних усилий, моментов и гипермоментов А, выражается так:

$$A_{0} = \frac{1}{2} \Biggl\{ \int_{l_{1}} \Bigl(M_{21}^{0} \psi_{1} + M_{22}^{0} \psi_{2} + N_{23}^{0} w + L_{21}^{0} \Omega_{1} + L_{22}^{0} \Omega_{2} + \Lambda_{23}^{0} \iota \Bigr) A_{1} d\alpha_{1} + \\ + \int_{l_{2}} \Bigl(M_{11}^{0} \psi_{1} + M_{12}^{0} \psi_{2} + N_{13}^{0} w + L_{11}^{0} \Omega_{1} + L_{12}^{0} \Omega_{2} + \Lambda_{13}^{0} \iota \Bigr) A_{2} d\alpha_{2} + \iint_{s} \Bigl[\widetilde{p}_{1} h \psi_{1} + \\ + \widetilde{p}_{2} h \psi_{2} + \widetilde{p}_{3} w + \widetilde{m}_{1} \Omega_{1} + \widetilde{m}_{2} \Omega_{2} \Bigr] A_{1} A_{2} d\alpha_{1} d\alpha_{2} \Biggr\}.$$
(113)

Если в выражении (112) принимать ввиду физические соотношения упругости (109), тогда для плотности потенциальной энергии деформации получим:

$$W_{0} = \frac{1}{2} \left\langle \frac{2Eh^{3}}{3(1-\nu^{2})} \left(K_{11}^{2} + K_{22}^{2} + 2\nu K_{11} K_{22} \right) + \frac{2\mu h^{3}}{3} \tilde{K}_{12}^{2} + 2\mu h \left(\tilde{\Gamma}_{13}^{2} + \tilde{\Gamma}_{23}^{2} \right) + 2h \left[(\gamma + \varepsilon) \left(k_{12}^{2} + k_{21}^{2} \right) + (114) + 2(\gamma - \varepsilon) k_{12} k_{21} \right] + \frac{2h^{3}}{3} \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} \left(l_{13}^{2} + l_{23}^{2} \right) \right\rangle - \frac{2Eh^{2}}{3(1-\nu)} \left(K_{11} + K_{22} \right) \alpha_{\tau} \chi_{\tau}$$

Основные уравнения термоупругости микрополярных пластин со стесненным вращением в декартовых координатах $(A_1 = A_2 = 1)$ выражаются так:

Уравнения равновесия

$$\frac{\partial N_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial N_{23}}{\partial x_2} = -\widetilde{p}_3, \quad N_{31} - \left(\frac{\partial M_{11}}{\partial x_1} + \frac{\partial M_{21}}{\partial x_2}\right) = h\widetilde{p}_1, \quad N_{32} - \left(\frac{\partial M_{22}}{\partial x_2} + \frac{\partial M_{12}}{\partial x_1}\right) = h\widetilde{p}_2,$$

$$\frac{\partial L_{11}}{\partial x_1} + \frac{\partial L_{21}}{\partial x_2} + N_{23} - N_{32} = -\widetilde{m}_1, \quad \frac{\partial L_{22}}{\partial x_2} + \frac{\partial L_{12}}{\partial x_1} + N_{31} - N_{13} = -\widetilde{m}_2$$

$$\frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial x_2} + (M_{12} - M_{21}) = 0,$$
(115)

Геометрические соотношения

$$\Gamma_{13} + \Gamma_{31} = \frac{\partial w}{\partial x_1} + \psi_1, \quad \Gamma_{32} = \frac{\partial w}{\partial x_2} + \psi_2, \quad K_{11} = \frac{\partial \psi_1}{\partial x_1}, \quad K_{22} = \frac{\partial \psi_2}{\partial x_2}, \quad K_{12} + K_{21} = \frac{\partial \psi_2}{\partial x_1} + \frac{\partial \psi_1}{\partial x_2},$$

$$k_{11} = \frac{\partial \Omega_1}{\partial x_1}, \quad k_{22} = \frac{\partial \Omega_2}{\partial x_2}, \quad k_{12} = \frac{\partial \Omega_2}{\partial x_1}, \quad k_{21} = \frac{\partial \Omega_1}{\partial x_2}, \quad l_{13} = \frac{\partial l}{\partial x_1}, \quad l_{23} = \frac{\partial l}{\partial x_2}.$$

$$\Omega_1 = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial w}{\partial x_2} - \psi_2 \right), \quad \Omega_2 = \frac{1}{2} \left(\psi_1 - \frac{\partial w}{\partial x_1} \right), \quad l = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \psi_2}{\partial x_1} - \frac{\partial \psi_1}{\partial x_2} \right),$$

$$(116)$$

к которым следует присоединить физические соотношения (109).

Теперь используем значения разностей $(N_{13} - N_{31}), (N_{23} - N_{32}), (M_{12} - M_{21})$ из уравнений равновесия (115) и значения сумм: $(N_{13} + N_{31}), (N_{23} + N_{32}), (M_{12} + M_{21})$ из физических соотношений (109), через этих систем для $N_{13}, N_{31}, N_{23}, N_{32}, M_{12}, M_{21}$ получим

$$N_{13} = 2\mu h \left(\frac{\partial w}{\partial x_{1}} + \psi_{1}\right) + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial L_{22}}{\partial x_{2}} + \frac{\partial L_{12}}{\partial x_{1}} + \widetilde{m}_{2}\right),$$

$$N_{31} = 2\mu h \left(\frac{\partial w}{\partial x_{1}} + \psi_{1}\right) - \frac{1}{2} \left(\frac{\partial L_{22}}{\partial x_{2}} + \frac{\partial L_{12}}{\partial x_{1}} + \widetilde{m}_{2}\right),$$

$$N_{23} = 2\mu h \left(\frac{\partial w}{\partial x_{2}} + \psi_{2}\right) - \frac{1}{2} \left(\frac{\partial L_{11}}{\partial x_{1}} + \frac{\partial L_{21}}{\partial x_{2}} + \widetilde{m}_{1}\right),$$

$$N_{32} = 2\mu h \left(\frac{\partial w}{\partial x_{2}} + \psi_{2}\right) + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial L_{11}}{\partial x_{1}} + \frac{\partial L_{21}}{\partial x_{2}} + \widetilde{m}_{1}\right),$$

$$M_{12} = \frac{2\mu h^{3}}{3} \left(\frac{\psi_{2}}{\partial x_{1}} + \frac{\psi_{1}}{\partial x_{2}}\right) - \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x_{1}} + \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial x_{2}}\right),$$

$$M_{21} = \frac{2\mu h^{3}}{3} \left(\frac{\psi_{2}}{\partial x_{1}} + \frac{\psi_{1}}{\partial x_{2}}\right) + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x_{1}} + \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial x_{2}}\right).$$
(117)

Подставляя геометрические соотношения (116) в формулах (109), (117) и полученные выражения подставляя в уравнения равновесия (115), для определения функций ψ_1, ψ_2 и *w* приходим к следующей системе дифференциальных уравнений:

$$\begin{aligned} \frac{(\gamma + \varepsilon)h}{2} \left(\frac{\partial^{3}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} + \frac{\partial^{3}\psi_{2}}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{3}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{3}} + \frac{\partial^{3}\psi_{2}}{\partial x_{2}^{3}} - \nabla^{2}\nabla^{2}w \right) + 2\mu h \left(\nabla^{2}w + \frac{\partial\psi_{1}}{\partial x_{1}} + \frac{\partial\psi_{2}}{\partial x_{2}}\right) = \\ &= -\tilde{p}_{3} - \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \tilde{m}_{2}}{\partial x_{1}} - \frac{\partial \tilde{m}_{1}}{\partial x_{2}} \right), \\ 2\mu h \left(\psi_{1} + \frac{\partial w}{\partial x_{1}} \right) - \mu h \left(\frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{3}w}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} \right) - \frac{(\gamma + \varepsilon)h}{2} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{3}w}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} \right) - \frac{(\gamma + \varepsilon)h}{2} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{3}w}{\partial x_{1}\partial x_{2}} \right) - \frac{2\mu h^{3}}{2} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} \right) - \frac{2\mu h^{3}}{3} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} \right) - (118) \\ - \frac{h^{3}}{3} \frac{2\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} \left(\frac{\partial^{4}\psi_{2}}{\partial x_{1}^{3}\partial x_{2}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}} \right) - \frac{(\gamma + \varepsilon)h}{2} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}^{2}} \right) - \mu \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} \right) - \frac{(\gamma + \varepsilon)h}{2} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{2}^{2}} \right) - (118) \\ - \frac{h^{3}}{3} \frac{2\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} \left(\frac{\partial^{4}\psi_{2}}{\partial x_{1}^{3}\partial x_{2}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{2}} \right) - \frac{(\gamma + \varepsilon)h}{2} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{3}w}{\partial x_{2}^{3}} \right) + \frac{(\gamma - \varepsilon)h}{2} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} - \frac{\partial^{3}w}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}} \right) - \\ - \frac{2Eh^{3}}{3(1 - v^{2})} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{1}^{2}} - \frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} - (1 + v)\alpha_{1}\frac{\partial\chi_{1}}{\partial\chi_{2}} \right) - \frac{2\mu h^{3}}{3} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}} \right) - \frac{2\mu h^{3}}{3} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{2}\psi_{2}}{\partial x_{1}^{2}} \right) - \\ - \frac{h^{3}}{3} \frac{2\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} \left(\frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}^{2}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{3}\partial x_{2}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{3}} - \frac{\partial^{4}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{3}} \right) - \frac{2\mu h^{3}}{3} \left(\frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}\partial x_{2}} + \frac{\partial^{2}\psi_{1}}{\partial x_{1}^{2}\partial x_{2}} \right) - \\ - \frac{h^{3}}{3} \frac{2$$

к которой следует присоединить граничные условия (111).

Отметим, что в модели (115), (116), (109) изгибной деформации микрополярных пластин учтены поперечные сдвиговые деформации.

Если в модели (115), (116), (109) пренебрегать поперечные сдвиговые деформации, получим модель микрополярных пластин со стесненным вращением, когда в основу имеем обобщенные на микрополярный случай кинематическую гипотезу Кирхгофа:

$$D^*\nabla^2\nabla^2 w + \frac{2Eh^3}{3(1-\nu)}\alpha_{_t}\chi_{_t} = \widetilde{p}_3$$
(119)

где
$$D^* = D + 2h(\gamma + \varepsilon), \quad D = \frac{2Eh^3}{3(1-\nu^2)}, \quad \nabla^2(w) = \frac{\partial^2 w}{\partial x_1^2} + \frac{\partial^2 w}{\partial x_2^2}.$$
 (120)

Отметим, что уравнение (119) типа Софи Жермен – Лагранжа с новой изгибной жесткостью для микрополярных пластин.

Термоупругий изгиб микрополярной прямоугольной пластинки.

Пусть прямоугольная микрополярная пластинка шарнирно оперта по всем сторонам и находится под воздействием температурного поля

$$T = x_3 \frac{T_0}{2h}$$
, где $T_0 = const.$ (121)

При шарнирном опирании имеют место следующие граничные условия (которые вытекают из общих граничных условий ((111)):

$$w = 0, \ \psi_2 = 0, \ M_{11} = 0, \ L_{12} = 0, \ \Omega_1 = 0, \ \Lambda_{13} = 0 \ \text{при} \ x_1 = 0, \ x_1 = a, w = 0, \ \psi_1 = 0, \ M_{22} = 0, \ L_{21} = 0, \ \Omega_2 = 0, \ \Lambda_{23} = 0 \ \text{при} \ x_1 = 0, \ x_1 = b.$$
(122)

Разрешающая система уравнений (относительно функций *w*, ψ_1 , ψ_2 , Ω_1 , Ω_2 и *t*) из себя представляет система уравнений (118).

Если учесть формулы для $M_{_{11}}$ и $M_{_{22}}$ (из (109)), то легко убедиться, что температурные слагаемые в этих формулах дают неоднородность в граничных условиях

 $M_{_{11}} = 0$ при

$$x_1 = 0, x_1 = a$$
 и $M_{22} = 0$ при $x_2 = 0, x_2 = b$. Чтобы эти граничные условия имели

однородный характер, будем заменить функции ψ_1 и ψ_2 по следующим формулам:

$$\psi_{1} = \tilde{\psi}_{1} + \frac{(1+\nu)\alpha_{T}T_{0}}{2\delta}\bar{x}_{1}, \quad \psi_{2} = \tilde{\psi}_{2} + \frac{(1+\nu)\alpha_{T}T_{0}}{2\delta}\bar{x}_{2}, \quad \bar{x}_{1} = \frac{x_{1}}{a}, \quad \bar{x}_{2} = \frac{x_{2}}{a}, \quad \bar{w} = \frac{w}{a}, \quad \bar{\iota} = \frac{\iota}{a}$$
(123)

В результате этих преобразований граничные условия (122) становятся однородными и, в этом частном случае, для решения задачи для прямоугольной пластинки (118), можем использовать метод разделения переменных. Составляющие решения указанной системы уравнений представим в виде разложений в двойные тригонометрические ряды Фурье:

$$\overline{w} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} A_{nm} \sin m\pi \overline{x}_{1} \sin n\pi \overline{x}_{2}, \qquad \overline{\iota} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} F_{mn} \cos m\pi \overline{x}_{1} \cos n\pi \overline{x}_{2},$$

$$\Omega_{1} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} B_{nm} \sin m\pi \overline{x}_{1} \cos n\pi \overline{x}_{2}, \qquad \Omega_{2} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} C_{mn} \cos m\pi \overline{x}_{1} \sin n\pi \overline{x}_{2}, \qquad (124)$$

$$\widetilde{\psi}_{1} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} D_{nm} \cos m\pi \overline{x}_{1} \sin n\pi \overline{x}_{2}, \qquad \widetilde{\psi}_{2} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} K_{nm} \sin m\pi \overline{x}_{1} \cos n\pi \overline{x}_{2},$$

которые автоматически удовлетворяют уже однородным граничным условием (122). Функции $T_0 = const$, $T_0 \bar{x}_1$ и $T_0 \bar{x}_2$ тоже представим в виде разложения в двойные тригонометрические ряды Фурье:

$$T_{0} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} T_{mn} \sin m\pi \bar{x}_{1} \sin n\pi \bar{x}_{2}, \quad T_{0}x_{1} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} G_{mn} \cos m\pi \bar{x}_{1} \sin n\pi \bar{x}_{2},$$

$$T_{0}\bar{x}_{2} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} M_{mn} \sin m\pi \bar{x}_{1} \cos n\pi \bar{x}_{2},$$

$$T_{0}\bar{x}_{2} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} M_{mn} \sin m\pi \bar{x}_{1} \cos n\pi \bar{x}_{2},$$

$$T_{0}\bar{x}_{2} = \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} M_{mn} \sin m\pi \bar{x}_{2},$$

где

$$T_{mn} = 4 \int_{0}^{1} \int_{0}^{1} T_{0} \sin m\pi \bar{x}_{1} \sin n\pi \bar{x}_{2} d\bar{x}_{1} d\bar{x}_{2} \qquad G_{mn} = 4 \int_{0}^{1} \int_{0}^{1} T_{0} \cos m\pi \bar{x}_{1} \sin n\pi \bar{x}_{2} d\bar{x}_{1} d\bar{x}_{2}$$
$$M_{mn} = 4 \int_{0}^{1} \int_{0}^{1} T_{0} \sin m\pi \bar{x}_{1} \cos n\pi \bar{x}_{2} d\bar{x}_{1} d\bar{x}_{2}$$

Далее подставляя (124) и (125) в разрешающую систему уравнений относительно коэффициентов $A_{m}, B_{m}, C_{m}, D_{m}, K_{m}, F_{m}$ получим неоднородную систему алгебраических линейных уравнений. Решая эту систему и полученные подставляя в (124) будем иметь решение поставленной задачи.

Приведем результат численных вычислений.

$$\delta = \frac{h}{a} = \frac{1}{40}, v = 0.33, T_0 = 60^{\circ} C, \alpha_t = 125 \times 10^{-7} \text{ } \text{ } \text{ } \text{ } \text{ } p, \bar{\gamma} = \bar{\varepsilon}$$

Таблица 3 - Прогибы микрополярной прямоугольной пластинки в зависимости от отношения $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon}$ и, классической пластинки, под действием температуры.

$\overline{\gamma} = \overline{\varepsilon}$	микрополярная модель $\overline{w}_{ m max} imes 10^{-3}$	классическая модель $\overline{w}_{ m max} imes 10^{-3}$	$\frac{W_{\max}^{_{MUK.}}}{W_{\max}^{_{K.}}}$
10-6	3.271	3.277	0.99
10 ⁻⁵	3.226	3.277	0.98
10-4	2.876	3.277	0.88
10 ⁻³	2.022	3.277	0.62
10 ⁻²	1.683	3.277	0.51
10-1	1.639	3.277	0.50

Численные расчеты приведенные в таблице 3 устанавливают, что увеличение микрополярной безразмерной постоянной $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon}$, сильно повышается жесткость пластинки по сравнению с классическим случаем.

Температурный изгиб микрополярной круглой пластинки.

~ 17

1 - 1 7

В частном случае, когда имеем круглую пластинку, все основные уравнения в случае изгиба ((108),(109), (110)) микрополярной пластинки будем выражать в полярной системе координат (r, φ) , $(H_1 = 1, H_2 = r, \alpha_1 = r, \alpha_2 = \varphi)$, получим:

Уравнения равновесия

$$\frac{\partial N_{13}}{\partial r} + \frac{1}{r} N_{13} + \frac{1}{r} \frac{\partial N_{23}}{\partial \varphi} = -(p_3^+ + p_3^-),$$

$$\frac{\partial L_{11}}{\partial r} + \frac{1}{r} (L_{11} - L_{22}) + \frac{1}{r} \frac{\partial L_{21}}{\partial \varphi} + (N_{23} - N_{32}) = -(m_1^+ + m_1^-),$$

$$\frac{\partial L_{12}}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial L_{22}}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} (L_{12} + L_{21}) + (N_{31} - N_{13}) = -(m_2^+ + m_2^-),$$

$$N_{31} - \left(\frac{\partial M_{11}}{\partial r} + \frac{1}{r} (M_{11} - M_{22}) + \frac{1}{r} \frac{\partial M_{21}}{\partial \varphi}\right) = h(p_1^+ - p_1^-),$$

$$N_{32} - \left(\frac{1}{r} \frac{\partial M_{22}}{\partial \varphi} + \frac{\partial M_{12}}{\partial r} + \frac{1}{r} (M_{12} + M_{21})\right) = h(p_2^+ - p_2^-),$$

$$\frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial r} + \frac{1}{r} \Lambda_{13} + \frac{1}{r} \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial \varphi} + (M_{12} - M_{21}) = 0$$
Геометрические соотношения

$$\begin{split} \widetilde{\Gamma}_{13} &= \Gamma_{13} + \Gamma_{31} = \frac{\partial w}{\partial r} + \psi_1, \qquad \qquad K_{11} = \frac{\partial \psi_1}{\partial r}, \\ \widetilde{\Gamma}_{23} &= \Gamma_{23} + \Gamma_{32} = \frac{1}{r} \frac{\partial w}{\partial \varphi} + \psi_2, \qquad \qquad K_{22} = \frac{1}{r} \frac{\partial \psi_2}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} \psi_1, \end{split}$$

$$\begin{split} \widetilde{K}_{12} &= K_{12} + K_{21} = \frac{\partial \psi_2}{\partial r} + \frac{1}{r} \frac{\partial \psi_1}{\partial \varphi} - \frac{1}{r} \psi_2, \\ k_{11} &= \frac{\partial \Omega_1}{\partial r}, \quad k_{22} = \frac{1}{r} \frac{\partial \Omega_2}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} \Omega_1, \\ k_{12} &= \frac{\partial \Omega_2}{\partial r}, \qquad k_{21} = \frac{1}{r} \frac{\partial \Omega_1}{\partial \varphi} - \frac{1}{r} \Omega_2, \\ l_{13} &= \frac{\partial l}{\partial r}, \quad l_{23} = \frac{1}{r} \frac{\partial l}{\partial \varphi}. \end{split}$$
(127)

К которым присоединим физические соотношения термоупругости (109).

Для осесимметричной задачи, когда имеем изгибное деформирование, основная система уравнений такая:

$$\frac{dN_{13}}{dr} + \frac{1}{r}N_{13} = -\tilde{p}_{3}, \quad N_{31} - \left[\frac{dM_{11}}{dr} + \frac{1}{r}\left(M_{11} - M_{22}\right)\right] = h\tilde{p}_{1},$$

$$\frac{dL_{12}}{dr} + \frac{1}{r}\left(L_{12} + L_{21}\right) + N_{31} - N_{13} = -\tilde{m}_{2}$$
(128)

Уравнения равновесия

Физические соотношения термоупругости

Если пластика оплошная, то на границе *r* = *a* должна выполнятся три граничные условия.

Рассмотрим температурный изгиб микрополярной сплошной круглой пластинки, когда имеет место осесимметричное напряженное состояние, а температурное поле выражается формулой (121).

В этом случае задачу изгиба микрополярных круглых пластин (128)-(130) можно привести в граничную задачу относительно величин *w*, *ψ*₁:

$$\begin{cases} 2\mu h\nabla^2 w + 2\mu h \left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r}\psi_1\right) - \frac{h(\gamma + \varepsilon)}{2}\nabla^2 \nabla^2 w + \frac{h(\gamma + \varepsilon)}{2}\frac{1}{r}\frac{d}{dr}\left(r\frac{d}{dr}\left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r}\psi_1\right)\right) = -\tilde{p}_3 \\ 2\mu \left(\frac{dw}{dr} + \psi_1\right) + \frac{\gamma + \varepsilon}{2}\frac{d}{dr}\left(\nabla^2 w\right) - \left(\frac{\gamma + \varepsilon}{2} + \frac{2Eh^2}{3(1 - v^2)}\right)\frac{d}{dr}\left(\frac{d\psi_1}{dr} + \frac{1}{r}\psi_1\right) + \frac{2Eh^2}{3(1 - v)}\alpha_t\frac{d\chi_t}{dr} = \tilde{p}_1 \end{cases}$$

$$(131)$$

где
$$\nabla^2 w = \left(\frac{d^2 w}{dr^2} + \frac{1}{r}\frac{dw}{dr}\right), \quad \tilde{p}_3 = p_3^+ + p_3^-, \quad \tilde{p}_1 = p_1^+ - p_1^-.$$

Система уравнений (131) после некоторых довольно трудоемких преобразований можем привести к обыкновенному дифференциальному уравнению 6-го порядка относительно прогиба w(r) (имея в виду, что в данном случае $\chi_t = const$):

$$\nabla^2 \nabla^2 \nabla^2 \overline{w} - k^2 \nabla^2 \overline{v}^2 \overline{w} = 0, \tag{132}$$

где

$$k^{2} = A - \frac{4(1+B)^{2}}{(B-1)(\bar{\gamma}+\bar{\varepsilon})}, \quad A = \left[\frac{\bar{\gamma}+\bar{\varepsilon}}{4} + \frac{2\delta^{2}}{3(1-\nu)}\right]^{-1}, \quad B = \frac{\bar{\gamma}+\bar{\varepsilon}}{4}A.$$
(133)

 $\bar{r} = \frac{r}{a}, \quad \bar{w} = \frac{w}{a}, \quad \bar{\gamma} = \frac{\gamma}{a^2 \mu}, \quad \bar{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{a^2 \mu}, \quad \delta = \frac{h}{a}, a$ - радиус срединной плоскости

пластинки.

Общее решение уравнения (132) в случае сплошной пластинки будет иметь вид: $\overline{w} = C_1 r^2 + C_2 + C_3 I_0 (k \overline{r})$ (134)

где C_1 и C_2 произвольные постоянные, $I_0(k\bar{r})$ -функция Бесселя нулевого порядка мнимого аргумента.

Для ψ_1 и Ω_2 получим:

$$\psi_{1} = -\frac{1+B}{A}\frac{d}{d\bar{r}}\left(\nabla^{2}\overline{w}\right) - \frac{d\overline{w}}{d\bar{r}} - \frac{\overline{\gamma} + \overline{\varepsilon}}{4}\frac{B-1}{A(B+1)}\frac{d}{d\bar{r}}\left(\nabla^{2}\nabla^{2}\overline{w}\right),$$

$$\Omega_{2} = \frac{1}{2}\left(\psi_{1} - \frac{d\overline{w}}{dr}\right)$$
(135)

или

$$\psi_{1} = -2C_{1}\bar{r} - \left(\frac{1+B}{A}k^{3} + k + \frac{\bar{\gamma} + \bar{\varepsilon}}{4}\frac{B-1}{A(B+1)}k^{5}\right)C_{3}I_{1}(k\bar{r}),$$

$$\Omega_{2} = -2C_{1}\bar{r} - \left(\frac{1+B}{2A}k^{3} + k + \frac{\bar{\gamma} + \bar{\varepsilon}}{8}\frac{B-1}{A(B+1)}k^{5}\right)C_{3}I_{1}(k\bar{r}).$$
(136)

Рассмотрим случай, когда контур срединной плоскости пластинки шарнирно оперт, т.е. имеют место следующие граничные условия:

$$\overline{w} = 0, \ \frac{d\psi_1}{d\overline{r}} + \frac{v}{\overline{r}}\psi_1 = 0, \ \overline{L}_{12} = 0 \text{ при } \overline{r} = 1.$$
(137)

Определяя постоянные интегрирования и подставляя их в соответствующие формулы получим решение подставленной задачи, т.е. функции $\overline{w}(\bar{r}), \ \psi(\bar{r}), \ \Omega_2(\bar{r})$.

Приведем результат численных вычислений.

$$\delta = \frac{h}{a} = \frac{1}{40}, v = 0.33, T_0 = 60^\circ C, \alpha_t = 125 \times 10^{-7} \text{ J/rp.}$$

Таблица 4 - Прогибы микрополярной круглой пластинки в зависимости от отношения $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon}$ и классической пластинки под действием температуры.

$\overline{\gamma} = \overline{\varepsilon}$	микрополярная модель	классическая модель	
,	$\overline{w}_{\rm max} \times 10^{-3}$	$\overline{w}_{\rm max} \times 10^{-3}$	$\frac{\mathcal{W}_{\max}}{\mathcal{W}_{\max}^{\kappa n.}}$
10-6	7.460	7.5	0.99
10 ⁻⁵	7.257	7.5	0.97
10-4	5.864	7.5	0.78
5.5×10^{-4}	2.970	7.5	0.40
10 ⁻³	1.937	7.5	0.26
2.2×10^{-3}	0.930	7.5	0.12

Легко убедиться, что с увеличением микрополярного постоянного $\bar{\gamma} = \bar{\varepsilon}$, жесткость пластинки сильно увеличивается по сравнению с классическим случаем.

Заключение: В работе развивается метод гипотез работ [13,14] для построения прикладных теорий термоупругости микрополярных тонких оболочек с независимыми

полями перемещений и вращений, построена прикладные теории термоупругости микрополярных тонких балок и пластин со стесненным вращением. На основе построенных прикладных теорий изучены конкретные задачи термоупругого изгиба микрополярных тонких балок, прямоугольных и круглых пластин. Рассмотренные задачи доведены до окончательных численных результатов, анализ которых устанавливает эффективные свойства учета микрополярности материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке ГКН МОН РА в рамках научного проекта № SCS 15T-2C138.

Литература

- 1. Мелан Э., Паркус Г. Температурные напряжения вызываемые стационарными температурными полями / М.: Изд-во «Физматлит». 1958. -167с.
- 2. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений / М.: Изд-во «Мир». 1964.-518с.
- 3. R.B. Hetnarski, M.R. Eslami, Thermal Stresses. Advanced Theory and Applications / Springer 2009. -p.252
- 4. Подстригач Я. С., Швец Р.Н. Термоупругость тонких оболочек. / Киев: Изд-во «Наукова-думка». 1978. 344с.
- 5. W. Nowacki, Theory of Asymmetric Elasticity./ Oxford, ets.: «Pergamon Press» . 1986. p.383
- S.H. Sargsyan, Effective Manifestations of Characteristics of Strength and Rigidity of Micropolar Elastic Thin Bars / Journal of Materials Science and Engineering, vol.2, 2012, № 1.- pp.98-108.
- Саркисян С. О. Математическая модель микрополярных упругих тонких пластин и особенности их прочностных и жесткостных характеристик. / Прикладная механика и техническая физика. 2012. -Т.53. Вып. 2. С. 148-156.
- 8. Саркисян С. О. Общая теория микрополярных упругих тонких оболочек / Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 1. -С. 55-66.
- 9. S.H. Sargsyan, Energy balance equation, energetic theorems and Variation equation for the general theory of micropolar elastic isotropic thin shells / I. Journal of Mechanics, vol.8, 2014. -pp.93-100.
- 10. Саркисян С. О. Общая динамическая теория микрополярных упругих тонких оболочек / Доклады Российской академии наук. 2011. Том 436. № 2. -С.195-198.
- S.H. Sargsyan, Mathematical Models of Micropolar Elastic Thin Shells / Advanced Structured Materials. Shell-like Structures. Non-classical Theories and Applications. vol.15, Springer. 2011. - pp.91-100
- S.H. Sargsyan, Asymptotically Confirmed Hypotheses Method for the Construction of Micropolar and Classical Theories of Elastic Thin Shells. / Advances in Pure Mathematics, 2015. -pp.629-642
- 13. S.H. Sargsyan, Mathematical Model of Micropolar Termo-Elasticiti of Thin Shells. / Journal of Thermal Stresses, vol. 36, 2013, Number 11. -pp.1200-1216
- 14. Саркисян С. О.Некоторые общие вопросы теории термоупругости микрополярных тонких оболочек / Известия НАН Армении. 2014.Т.67. № 2. -С.52-68.
- 15. Тимошенко С. П. Курс теории упругости./ Киев: Наукова Думка. 1972. 508с.
- 16. Новацкий В. Теория упругости./ М.: Мир. 1975. -862с.
- 17. Савин Г. Н. Основы плоской моментной теории упругости. / Киев. Изд-во Киевск. ун-та. 1965. -162с.
- 18. Тимошенко С. П. Колебания в инженерном деле. / М: Изд.-во "Наука". 1967. -444с.
- 19. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов / М: Изд-во «Наука». 1986. -512с.

Глава 13 СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В.

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия, pushin @imp.uran.ru

Введение

Создание новых материалов и технологий их производства всегда являлось одной из важных задач физического материаловедения. Подавляющее большинство металлических материалов, предназначенных для различных сфер деятельности человека, используется в качестве конструкционных. Другой общностью материалов, назначение и применение которых в основном определяется их особыми и подчас уникальными физико-техническими характеристиками, являются так называемые функциональные материалы. К ним относятся различные материалы со специальными свойствами (электрическими, магнитными, температурно зависящими, химическими и др.). Ярким представителем функциональных и одновременно конструкционных материалов являются так называемые интеллектуальные (или smart) металлические сплавы с мартенситными превращениями (МП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) [1-11]. В преддверии МП были обнаружены предпереходные или предмартенситные явления (размягчение упругих модулей и фононных мод, особые наноструктурные состояния) [5-11]. В последние 25-30 лет самые разные сплавы, которые испытывают МП, были исследованы прежде всего структурными методами и накоплены обширные данные, касающиеся различных аспектов МП. Сплавы на основе никелида титана в этом классе материалов выделяет комплекс чрезвычайно важных характеристик: самые высокие прочностные и пластические свойства, уникальные эффекты термомеханической памяти (памяти формы и сверхупругости) высокая надежность, термомеханическая, механотермическая термоциклическая долговечность, И свариваемость, жаропрочность, коррозионная стойкость. биологическая совместимость и ряд других [4-11]. Эти обстоятельства пока делают незаменимыми сплавы никелида титана, и обусловливают в настоящее время и в будущем их широкое, а в ряде случаев, например в медицине, в электронике и электротехнике, в авиации и космонавтике, на транспорте и в бытовой технике исключительное практическое применение в качестве функционального материала нового поколения. В настоящей работе дан обзор современных исследований по сплавам с МП и ЭПФ.

Типы мартенситных превращений, их обратимость

МП является одним из наиболее распространенных видов фазовых переходов I рода в твердом состоянии и происходит во многих металлических сплавах (на основе Ti, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Zr, Ag, In, Au, U, Ри и др.), их чрезвычайно разнообразных интерметаллических и металлокерамических соединениях. Основными физикохимическими и кристаллоструктурными особенностями, объединяющими все МП в один класс, являются закономерный упорядоченный характер смещений атомов, осуществляющих структурную перестройку при сохранении их ближайшего соседства, кооперативность и направленность таких перемещений в процессе бездиффузионной трансформации кристаллической структуры аустенитной фазы в образующуюся мартенситную фазу как следствие, заметный макроскопический И, СДВИГ. визуализируемый, например, по появлению рельефа на предварительно полированной поверхности. Обобщение экспериментальных результатов привело Г.В. Курдюмова к следующему определению мартенситного превращения: «Мартенситное превращение состоит в закономерной перестройке решетки, при которой атомы не обмениваются местами, а лишь смещаются друг относительно друга на расстояния, не превышающие межатомные». Данное определение выделяет главное, что отличает МП от других фазовых превращений в твердом состоянии, и в то же время помогает избежать излишней детализации механизма и особенностей самой кристаллоструктурной перестройки. Закономерности перестройки при

бездиффузионном фазовом МП вытекают из строгих кристаллогеометрических, размерно-ориентационных соотношений между атомно-кристаллическими решетками аустенитной и мартенситной фаз и их микроструктурных особенностей. Они определяют природу и характер межфазных границ (или габитусной плоскости) кристаллов мартенсита и аустенита, различия удельных атомных объемов фаз $\Delta V/V = (V_m - V_a)/V_a$, направления и величину макроскопического (однородного) сдвига, характер и величину неоднородных (перетасовочных) смещений атомов.

По кинетике возникновения мартенситной фазы все МП (зависимости от температуры и времени) подразделяют на два типа: атермические и изотермические. В ряде сплавов наблюдаются обе кинетики МП. Протекающее по атермической кинетике МП практически не зависит от скорости охлаждения в широком диапазоне ее изменения. С понижением температуры происходит достаточно плавно или скачком увеличение количества мартенситной фазы, что при постоянной температуре быстро исчерпывается. Важно, что атермическое МП имеет четко определяемые критические температуры начала и конца прямого (M_s, M_f) и обратного (A_s, A_f) переходов и межкритическим характеризуется некоторым температурным интервалом двухфазности ∆T= A_f - M_f. Величина ∆T при атермическом МП может колебаться от нескольких сотен градусов, например, в сталях и сплавах на основе железа до нескольких десятков и единиц градусов, например, в сплавах на основе цветных и благородных металлов [4-6].

В сталях, испытывающих атермические МП с большими объемными изменениями $\Delta V/V$ и гистерезисом ΔT , мартенситные кристаллы быстро, с высокой скоростью достигают своих конечных размеров при охлаждении ниже M_s , а далее происходит образование и рост новых кристаллов мартенсита. При этом МП часто не доходит до конца и тогда частично сохраняется так называемый остаточный аустенит [1].

При прямом МП с большим ∆V/V образуются высокодефектные кристаллы мартенсита (с высокой плотностью дислокаций, нанодвойников и дефектов упаковки). Если в результате обратного МП ревертированная аустенитная фаза наследует высокую плотность дефектов, ее исходное состояние (имевшееся до превращения) не полностью восстанавливается. Это явление в сталях известно как фазовый наклеп [1]. Образование аустенита в сталях происходит при значительном перегреве выше температуры фазового равновесия, Т₀, и не столько путем обратного перемещения межфазных границ кристаллов аустенита в сторону мартенситной фазы, а посредством возникновения в мартенсите, как правило на межкристаллитных границах и субграницах, кристаллов аустенитной фазы и их последующего часто диффузионно-контролируемого роста при нагреве. Оба механизма могут осуществляться одновременно и конкурентно. Такой процесс наблюдается при обратном превращении в сталях и титановых сплавах при повышенных температурах.

Сплавы с изотермической кинетикой МП можно переохладить в состоянии аустенита до температур ниже обычной M_s. Последующая выдержка при такой температуре или ee повышение инициирует изотермическое МΠ. Такая изотермическая кинетика была обнаружена в сплавах железа, а затем в цветных сплавах. Изотермическое МП при постоянной температуре в интервале (M_s - M_f) может протекать во времени от нескольких минут до десятков и сотен часов [1, 9]. Кристаллы изотермического мартенсита имеют подобную атермическому мартенситу субструктуру и морфологию, хотя и более дисперсную и несовершенную. Все основные признаки МП для них сохраняются. Нагрев в интервал температур A_s-A_f вызывает обратное МП и ревертированным аустенитом могут наследоваться дефекты структуры и, прежде всего, дислокации и отдельные двойники.

Открытие советскими учеными Г.В. Курдюмовым и Л.Г. Хандросом термоупругих мартенситных превращений (ТМП) стало важным научным событием XX-го века. Оно определило ускоренное развитие инновационно-привлекательного научного направления по созданию новых материалов, изучению и практическому использованию проявляемых ими эффектов термомеханической памяти формы (ЭПФ, однократного и термоциклически многократного обратимого, псевдоупругости, ЭПУ, и

ряда других) [1-11]. Атермическое термоупругое МП (ТМП) характеризуется достаточно малыми ΔV/V и ΔT. Его наиболее существенными чертами являются специфические характер и высокая подвижность межфазных границ мартенситных кристаллов, определяемые их хорошей кристаллоструктурной сопряженностью (решеточной когерентностью) с исходной фазой, и, как следствие, существенное накопление упругой энергии в процессе прямого ТМП. При термоупругом равновесии между аустенитной и мартенситной фазами практически выполняется условие баланса между химической движущей силой и возникающей упругой энергией:

$$\Delta g_{XUM} + \Delta g_{YDD} = 0$$

(1)

При ТМП межфазные границы легко перемещаются, в том числе фронтальным или боковым ростом, как в сторону исходной фазы при охлаждении (или деформации), так и мартенситной при нагреве. Прекращение охлаждения или нагрева приводит к остановке движения границы и, соответственно, роста или уменьшения кристалла. Однако достаточно небольшого, в несколько градусов, изменения температуры для того, чтобы граница вновь начала двигаться. Макроскопическая подвижность межфазных границ кристаллов в целом обусловлена их высокой когерентностью. запасаемой при прямом ТМП упругой энергией и, как правило, существенно низкими упругими модулями. Так же ведут себя термоупругие кристаллы мартенсита под влиянием внешних приложенных напряжений или магнитного поля: под нагрузкой кристаллы растут, при ее снятии - уменьшают свои размеры и полностью исчезают. Поэтому данный механизм лежит и в основе механически или магнитноиндуцируемых ТМП. Реально на атомном и субмикроскопическом уровнях и в случае ТМП всегда имеется хотя и высокая, но только частичная межфазная когерентность. Между кристаллами исходной и мартенситной фаз с различными удельными атомными объемами не могут формироваться полностью когерентные границы, так как в этих фазах не существует идеально сопрягающихся границ плоскостей, для которых межплоскостные расстояния были бы равны. Только в последнем случае (и в том числе при двойниковании) можно говорить о полной идеальной сопряженности или когерентности решеток на границе раздела двух фаз.

Изменение структурного состояния исходной аустенитной фазы может привести к существенному уменьшению температурного гистерезиса и появлению некоторой "наведенной" термоупругости. Так, в сплавах железа с атомноупорядоченным аустенитом или с дисперсными частицами при охлаждении за счет эффекта наследования возникает мартенситная α '-фаза с высокой степенью тетрагональности кристаллической решетки (с/а достигает значений 1,12÷1,17). Как следствие, значительно уменьшаются гистерезис Δ T и Δ V/V при $\gamma - \alpha$ ' МП. Полагают, что умеренная тетрагональность решетки мартенсита улучшает адаптивные условия для сохранения когерентности между образующейся аустенитной и тонкодвойникованной мартенситной фазами и, тем самым, обеспечивает более высокую подвижность межфазных границ. При увеличении размера выделяющихся частиц, когда они теряют когерентность с матрицей, а также при атомном разупорядочении аустенита или мартенсита кристаллическая решетка мартенсита вновь становится ОЦК, а гистерезис теперь уже вновь нетермоупругого МП возрастает до исходного, предшествовавшего старению или упорядочению значения.

Установлено, что кристаллы термоупругого мартенсита содержат особые структурные дефекты в виде когерентных нанодвойников и дефектов упаковки, возникающих как в результате неоднородного сдвига, обусловленного собственно самим деформационным механизмом МП, так и скорее вследствие упругопластической аккомодационной (или адаптивной) релаксации появляющихся напряжений. Интересно, что они практически полностью обратимо аннигилируют при обратном переходе мартенсита в аустенитную фазу, а наследуемые ревертированным аустенитом дислокации и двойники даже обеспечивают эффект "тренировки", повышая кристаллоструктурную обратимость ТМП.

Кристаллоструктурная обратимость ТМП, первоначально происходящего при охлаждении или при приложении внешних напряжений, при последующих циклах нагрева или снятия напряжений является одной из важных характеристик, играющих основную роль в ЭПФ. Может происходить полное восстановление начального (предшествовавшего МП) структурного состояния ревертированной высокотемпературной аустенитной фазы или, напротив, его неполное восстановление. При этом аустенит заметно отличают микроструктурные особенности, возникшие в результате прямого наследования от мартенсита или в процессе обратного перехода при нагреве (новые зерна, включения второй фазы, дефекты упаковки, двойники, дислокации, поры, вакансии и др.).

Кристаллические структуры мартенсита

При МП кристаллическая структура аустенитной фазы ниже температуры M_s претепервает сдвиговую перестройку в структуру мартенситной фазы. Как правило, и прежде всего термоупругий мартенсит имеет структуру более низкой симметрии, чем аустенит. Если аустенит имеет атомноупорядоченную структуру, то очевидно и мартенсит будет атомноупорядоченным. При ТМП во многих цветных сплавах на основе меди, серебра, золота, никеля и титана с исходной β-ОЦК (B2, Д0₃, L2₁) фазой образуются плотноупакованные фазы с орторомбической плотноупакованной (ОПУ-тип) β' или гексагональной плотноупакованной (ГПУ-тип) γ' решеткой. Структуры этих фаз различаются механизмом образования, типом дальнего атомного порядка, количеством плотноупакованных слоев в решетке относительно некоторой оси "с", величиной макросдвига и видом неоднородных атомных смещений, которые приводят к различиям в тонкой субструктуре мартенситных кристаллов. В мартенситной фазе базисной плоскостью (001)_м становится одна из плотноупакованных плоскостей типа {110} исходной ОЦК-фазы, а их ориентационные соотношения (о.с.) при 24 вариантах кристаллографически эквивалентных ориентировок близки к Бейновским.

Мартенситные β' -фазы в атомнонеупорядоченных ОЦК-сплавах имеют упаковку 3R (ABC). Мартенсит β'_2 в B2-сплавах обозначается как 9R. В элементарной ячейке β'_2 фазы перпендикулярно направлению [001]_м расположено не 3, а 9 слоев в конфигурации ABCBCACAB. С учетом упорядочения аустенита по типу Д0₃ в ячейке β'_1 мартенситной фазы определяется 18 атомных слоев (18R) [2].

Мартенситные фазы γ' типа имеют гексагональную двухслойную (относительно направления [001]_м) упаковку 2H или AB. В некоторых сплавах возможны также упаковки 4H или ABCB (соответственно, 4 плотноупакованных слоя) и др. Кристаллическая структура мартенсита в сплавах, легированных различными химическими элементами, зависит от их концентрации. В таблице 1 представлены параметры орторомбических и моноклинных кристаллических решеток ряда типичных термоупругих мартенситных фаз, образующихся в сплавах меди и золота и для сравнения – в сплавах никеля. В таблице 1 использована также другая система описания структуры фаз, возникающих в сплавах с B2, $Д0_3$, $L2_1$ – сверхструктурами (2M, 6M, 10M, 14M).

Тип мартенсита/	Параметры	Сплав/	Параметры	
тип аустенита	решетки, нм	структурный тип	решетки, нм	
20 / D0 ₃	a = 0,43896	Cu-Al-Ni /	a = 0,43896	
	b = 0,53424	γ ₁ '-2Η	b = 0,53427	
	c = 0,42244		c = 0,42244	
20 / B2	a = 0,4859	Au-Cd /	a = 0,4859	
	b = 0,3151	γ ₂ '-2Η	b = 0,3151	
	c = 0,4766		c = 0,4766	
2M / D0 ₃	a = 0,4503	Cu-Al-Ni /	a = 0,4503	
	b = 0,5239	□ ₁ '-6R	b = 0,5239	
	c = 0,4500		c = 1,277	
	β = 108,8°		β □= 89,3°	
2M / B2	a = 0,418	Ni-A1 /	a = 0,418	
	b = 0,271	3R	b = 0,271	

Таблица 1 - Обозначения и параметры кристаллической структуры типичных термоупругих мартенситных фаз в цветных сплавах

	c = 0,418		c = 0,628
	β = 99,2°		$\beta = 80,0^{\circ}$
6M / D0 ₃	a = 0,4430	Cu-Al-Ni /	a = 0,4430
	b = 0,5330	β ₁ '-18R	b = 0,5330
	c= 1,279		c = 3,819
	$\beta = 95,6^{\circ}$		β = 89,0°
6M / B2	a = 0,4412	Cu—Zn /	a = 0,4412
	b = 0,2678	β2" -9 R	b = 0,2678
	c= 1,283		c= 1,919
	β = 94,9°		$\beta = 88,4^{\circ}$
14M / B2	a = 0,4172	Ni-Al /	a = 0,4172
	b = 0,2690	7R	b = 0,2690
	c = 2,888		c= 1,4450
	β = 93,9°		β = 85,6 °

В бинарных сплавах никелида титана Тi-Ni ТМП происходит в узкой области концентраций вблизи эквиатомного (50 ат.%) состава. Высокотемпературная β₂-фаза имеет ОЦК В2-решетку с параметром а≈0,3 нм [5-11]. Ниже ~80°С β₂-фаза сплавов Ti-Ni превращается в мартенситную фазу. Мартенсит в бинарных и малолегированных сплавах TiNi имеет моноклинную структуру, обозначаемую как B19', с параметрами решетки близкими: а = 0,289 нм, в = 0,412 нм, с = 0,462 нм, β = 97° [5-8]. Кроме того, в ряде случаев, например при легировании AI, Mn, Fe, Co, образуется тригональный (или R) мартенсит (рис. 1). В сплавах TiNi-TiMe (Me=Cu, Pd, Pt, Au) в широком интервале температур, вплоть до 1000°С, появляется также орторомбический B19-мартенсит [5, 11] (рис. 2).



Рисунок 1 - Диаграммы ТМП и концентрационные зависимости параметров В2 аустенита М3 сплавов Ti₅₀Ni_{50-x}Co_x (*x*≤30 ат.%) (а) и Ni₅₀Ti_{50-x}Fe_x (*x*≤20 ат.%) (б)

Железо с никелем и рядом других химических элементов образует твердые растворы. При охлаждении высокотемпературная ГЦК γ -фаза (структурный тип A1, a \approx 0,36 нм) в легированных сплавах может испытывать нетермоупругое МП в ОЦК α -фазу (A2, a \approx 0,29 нм). При нагреве происходит полное обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ нетермоупругое превращение, температурный интервал и механизмы которого зависят от концентрации легирующих элементов. Так, Δ T может достигать 350-400°C для Fe-30% Ni [1, 5, 7]. В сплавах Fe-Mn и Fe-Mn-Me (Me = Cr, Ni, Co, Si, C) МП происходят иначе. Исходный ГЦК γ твердый раствор в этих сплавах (структурный тип A1, a \approx 0,36 нм) при охлаждении в зависимости от концентрации Mn превращается в ОЦК α -фазу (a \approx 0,29 нм), в ГПУ ϵ -фазу (тип A3, $a \approx$ 0,253 нм, $c \approx$ 0,412 нм, c/a = 1,62) или их смесь.



Рисунок 2 - Диаграммы ТМП МЗ сплавов Ті₅₀Ni_{50-x}Cu_x (x≤25 ат.%) (а), Ni₅₀-Ti_{50-x}Hf_x (0≤x≤20) (в), Ni_{49.5}Ti_{50.5-x}Zr_x (0≤x≤20) (г) и Ti₅₀Ni_{50-x}Pd_x (0≤x≤45) (д) и УМЗ сплавов Ti₅₀Ni_{50-x}Cu_x (x≤35 ат.%) (б)

Как известно, для конкретных МП в определенных металлах и сплавах был предложен ряд кристаллогеометрических схем их перестройки. Первой появилась модель Бейна трансформации γ-решетки в α-решетку [1]. В ней вместо ГЦК за базисную выбирается ОЦТ решетка с отношением осей с/а = $\sqrt{2}/1$ = 1,41. Для получения ОЦК (или ОЦТ) структуры с параметрами решетки, отвечающими реальным, необходимо произвести определенное сжатие вдоль оси с <001> и расширение вдоль осей *a* <100> и <010>. Перестройка по такой схеме должна приводить к о.с.:

 $\{001\}_{\gamma} // \{001\}_{\alpha}, <110>_{\gamma} // <100>_{\alpha}$

(2).

О.с. решеток аустенита и термоупругих мартенситных фаз близки к Бейновским. Однако, для сталей и сплавов железа с нетермоупругими МП были установлены иные о.с. и габитусные плоскости по сравнению с предполагаемыми в модели Бейна. Поэтому в феноменологических кристаллографических теориях МП для сталей и сплавов железа деформация по схеме Бейна дополняется последующим физически слабо обоснованным поворотом как целого всей решетки [1, 9].

Г.В. Курдюмовым для сталей была предложена другая схема перестройки решеток, отвечающая эксперименту. Взаимная ориентация между γ- и α-фазами, известная как о.с. Курдюмова-Закса была обнаружена для МП в стали Fe-1,4 масс.% С:

 $\{111\}_{\gamma} // \{110\}_{\alpha}, <110>_{\gamma} // <111>_{\alpha}$ (3).

На монокристаллах сплава Fe-30 масс.% Ni были установлены несколько иные о.с. между исходной и мартенситной фазами (о.с. Нишиямы):

 $\{111\}_{y} // \{110\}_{a} < \overline{2} 11 >_{y} // < 1 \overline{1} 0 >_{a}$

(4)

Бюргерсом была предложена схема мартенситной перестройки атомноупорядоченной ОЦК β₁-фазы в упорядоченную гексагональную γ'-фазу в сплаве Cu-AI [11]. При такой схеме перестройки имеют место последовательность упаковки АВ и 12 вариантов о.с. в согласии с экспериментом и для β (ОЦК) и α (ГПУ) фаз в титановых и циркониевых сплавах: (5).

 $\{110\}_{\beta} // (001)_{\alpha}, <111>_{\beta} // [100]_{\alpha}$

В результате однонаправленного сдвига атомов при МП на полированной поверхности образца появляется рельеф, что свидетельствует об изменении макроскопических размеров образца. Высота рельефа определяется кристаллоструктурным конкретным механизмом мартенситной перестройки и в значительной степени зависит от типа кристаллических структур исходной и образующейся фаз. Возникновение рельефа при образовании мартенсита является

одной из главных характеристик, определяющих мартенситный механизм перестройки, как и исчезновение рельефа при обратном переходе в процессе нагрева.

Таким образом, можно заключить, что МП как фазовый переход I рода деформационным процессом, одновременно является поскольку при этом закономерно изменяются макроскопические размеры и субструктура материала, и его следует рассматривать как еще один особый вид деформации - деформацию по мартенситному механизму наряду с упругой или пластической деформацией посредством зарождения и скольжения дислокаций и механическим двойникованием. Как самостоятельный, он тем более имеет смысл, поскольку кристаллиты мартенситной фазы всегда содержат вполне определенные деформационные дефекты: дислокации, их скопления, линии скольжения, ячеистую структуру, тонкие нанодвойники, дефекты упаковки, вакансии, их различные комбинации. Доминирующий вид возникающей дефектной структуры, особенности которой коррелируют с типом МП (атермическим термоупругим или нетермоупругим, изотермическим), определяется природой, механизмом и структурными параметрами мартенситной перестройки и, соответственно, химическим составом сплавов.

Морфология и микроструктура мартенсита

Морфологические особенности мартенсита в различных металлах и сплавах отличаются большим разнообразием. Среди основных форм кристаллов можно выделить следующие: реечные, пластинчатые, клиновидные, линзовидные, копьевидные, различное сочетание которых (пакетное, пакетно-пирамидальное, фермообразное или иное), обеспечивает определенную аккомодацию возникающих при данном фазовом превращении напряжений. Аустенитная фаза будет препятствовать росту мартенситных кристаллов и по мере увеличения их размеров накапливается упругая энергия системы, что может привести к прекращению роста кристаллов. Для дальнейшего увеличения размеров кристаллов необходимо дополнительное охлаждение. Накопление упругой энергии влияет и на их форму.

ТМП как тотальный деформационный процесс всегда происходит путем формирования иерархии самоаккомодирующих групп мартенситных пластин (до 6 в одном зерне исходной фазы), имеющих до четырех ориентационных вариантов, а в сумме получается 24 кристаллографических варианта мартенситных пластин [11]. Границы между отдельными пластинами в группе могут иметь обычную габитусную ориентировку, то есть такую же, как между мартенситной и аустенитной фазой, и двойниковые (между соседними пластинами). При сопряжении по габитусной плоскости происходит сдвиг, который в двух соседних пластинах направлен неточно в противоположных направлениях, что приводит к некоторой результирующей деформации. Ее можно скомпенсировать за счет появления по соседству другой аналогичной пары пластин. Результатом такого процесса является упруго самоаккомодированная система мартенситных пластин. обеспечивающая эффективное термоупругое равновесие, и этот процесс энергетически более предпочтителен, чем рост отдельных мартенситных кристаллов на начальной стадии ТМП. Важно, что когерентные границы между отдельными пластинами в группе мобильны, обладая низкой энергией, и это обеспечивает при формировании такой самоаккомодированной группы ее особое поведение, термоупругое, механоупругое, а также магнитоупругое при ТМП в ферромагнитном аустените.

Механизм образования самоаккомодирующих групп требует выполнения трех условий для их возникновения: кристаллогеометрического (за счет появления более чем двух вариантов мартенситных пластин); макроскопического (условия минимума кристаллографического), деформации формы); микроскопического (или определяющих необходимые плоскости стыковки между вариантами. Эти критерии в общем случае приводят к появлению 16 групп ориентировок треугольных образований вокруг каждого полюса {100}_{в2} и возникновению 48 комбинаций таких образований, что подтверждено наблюдениями [11]. B целом описанные особенности было формирования пакетной двойниковой морфологии типичны (рис. 3) [1-11].

Предмартенситные явления

Внимание к сплавам, способным испытывать ТМП, обусловлено не только их исключительными физико-механическими свойствами в мартенситном состоянии, но и особыми природой и характером глобальных изменений свойств в предпереходной области. В них в области температур и химических составов, предшествующей началу TMI. наряду С уникальным механическим поведением (памятью формы. сверхупругостью, сверхпластичностью, аномальным демпфированием) были обнаружены аномалии целого ряда других физических свойств: электронных (удельной теплоемкости. магнитной восприимчивости, электросопротивления, оптических свойств) и решеточных (проявляющихся в размягчении модулей упругости, внутреннем трении, поведении тонких структурных дифракционных эффектов: брэгговских диффузного рассеяния, твидового контраста электронноотражений И на микроскопических изображениях, упругого и неупругого рассеяния нейтронов и т.д.) [2-11].



Рисунок 3 - Светло- (а, б) и темнопольное (в) электронно-микроскопические изображения и соответствующие электронограммы (на вставках) тонкодвойникованного пакетного В19'-мартенсита M3-сплавов Ti_{49,4}Ni_{50,6} (а), Ni₅₀Ti₃₂Hf₁₈ (б) и УM3 Ni₄₅Ti₃₂Hf₁₈Cu₅ (в)

Упругий характер деформации твердых тел определяется сопротивлением сил межатомного взаимодействия их взаимному удалению, сближению или сдвигу. В области упругих деформаций поведение изотропного поликристаллического твердого тела характеризуется модулями нормальной упругости Е, сдвига G, объемного сжатия К и коэффициентом Пуассона μ , связанными соотношениями: E = 2G(1+ μ) = 3K(1-2 μ). Многочисленные измерения на поликристаллах метастабильных сплавов показали, что при температурах выше точки начала ТМП М_s модули Е и G имеют, как правило, небольшие значения и с понижением температуры испытывают аномальное уменьшение вплоть до M_s, а затем некоторый рост (см. рис. 4) [8]. Измерения на поликристаллических образцах позволяют установить лишь общую тенденцию изменения упругих свойств аустенита или мартенсита сплавов в предмартенситном или, соответственно, предаустенитном состоянии. Информацию о конкретных кристаллографических системах в кристаллической решетке, по которым уменьшается сопротивление упругим деформациям, как продольным, так и сдвиговым, дает определение модулей упругости на монокристаллах. Модули сдвига кубического кристалла C₄₄, C' = ¹/₂(C₁₁-C₁₂), C_s = 1/3(C₄₄+2C') являются мерой сопротивления решетки упругим сдвиговым деформациям типа {100}<010>, {110}<1 1 0> и {112}<11 1>, соответственно. Сопротивление продольным упругим деформациям вдоль <100>, <110> и <111> описывается модулями С₁₁, ¹/₂(C₁₁+C₁₂+2C₄₄), 1/3(C₁₁+2C₁₂+4C₄₄), соответственно.





Рисунок 4 - Модуль нормальной упругости Е сплавов титана и никелида титана в зависимости от температуры 1-Ti₅₀Ni₅₀, 2-Ti₄₉Ni₅₁, 3-Ti-10V-5AI, 4-Ti-15V-10AI, 5-Ti-7Cr-10AI, стрелкой показаны M_s

Рисунок 5 - Модули упругости С44 (штрихпунктир-ные линии), С' (штриховые) и параметра упругой анизотропии A (сплошные) ОЦК-монокрис-таллов (1-AuZnCu, 2-CuZn, 3-NiAl, 4-CuAlZn, 5-Au-50at.%Cd, 6-Au-47,5at.%Cd)

Надежно установлено, что подавляющее большинство метастабильных материалов проявляют в преддверии прямого и обратного МП размягчение модуля сдвига С' и/или рост упругой анизотропии, или, говоря иначе, "размягчение" решетки преимущественно по одной Зинеровской системе сдвига {110}<110> [5-11]. При этом наибольшее размягчение С' обнаруживается в металлических материалах, испытывающих ТМП (рис. 5) [7, 8]. В ряде случаев наблюдалось смягчение и модуля нормальной упругости С11, ответственного за сопротивление решетки Бейновской продольной деформации {100}<100>. Необычный вид глобальной предмартенситной нестабильности, характеризующийся одновременным изотропным размягчением всех модулей, как продольных, так и сдвиговых, был обнаружен в ультразвуковых экспериментах на монокристаллах сплавов систем Ti-Ni, TiNiFe и TiNiFeCu (рис. 6) [5-11] и это является ключевой причиной ИХ высокой пластичности поликристаллическом состоянии.

Данные по неупругому рассеянию нейтронов на монокристаллах ряда метастабильных по отношению к ТМП металлов и сплавов показали, что в них происходит размягчение акустических поперечно-поляризованных фононных мод и прежде всего всей ветви $TA_2 <\xi\xi 0>_k <1 \overline{1} 0>_e$ и ее наклон при $\xi \rightarrow 0$ находится в соответствии с изменением C'. Важным новым обстоятельством является наличие резкого уменьшения частот акустических фононов в окрестности волновых векторов **k** при $\xi \approx 1/3$, а иногда и $\xi \approx 1/2$ при приближении к M_s [7, 8]. В Zr и сплавах Zr и Ti с $\beta \leftrightarrow \varpi$ МП частоты имеют минимум и в окрестности ϖ -точки 2/3 <111>=1/3 <112>.



Рисунок 6 - Модули упругости C₁₁ (a), C' (б), C₄₄ (в) монокристаллов разных сплавов от температур: а-в: Ti₅₀Ni_{50-x}Fe_x (x, %: 1 – 50; 2 – 25; 3 – 15; 4 – 10; 5 – 5; 6 – 2; 7 – 0), Ti₃₀Ni₃₈Cu₁₀Fe₂ (8)

Снижение устойчивости решетки к смещениям атомов проявляется в рентгеноструктурных экспериментах in situ в аномальном изменении температурного хода интенсивностей брэгговских отражений, интегральной Іинт и максимальной Імакс, их уширении и появлении диффузного рассеяния (см. [7, 8]). Более сильные изменения испытывают рефлексы с большей суммой квадратов индексов hkl B2-фазы. При циклировании температуры в интервале выше точек M_s или M_s изменения I_{инт} и I_{макс} обратимы. По температурным зависимостям интенсивностей брэгговских отражений и упругих постоянных Сі, измеренных на одних образцах, могут быть определены <us²>дин температуры Дебая θь. динамические И статические $< U_{s}^{2} >_{cT}$ среднеквадратичные смещения атомов. Очевидно, что размягчение модулей упругости при изменении химического состава и снижении температуры по мере приближения к M_{s} приводит к уменьшению θ_{D} и, соответственно, к аномальному поведению $\langle u_{s}^{2} \rangle_{\text{лин}}$ при нарастании $< u_s^2 >_{ct}$.

Электронно-микроскопические эксперименты на просвет (ПЭМ), в том числе in situ, являясь локальными методами высокого разрешения, позволяют вскрыть кристаллоструктурные аспекты предпереходных состояний в метастабильных материалах (рис. 7) [7, 8]. Во-первых, как и рентгенографически, в многочисленных сплавах обнаруживается сложная картина диффузного рассеяния, реконструкция которого в обратном пространстве выявляет наличие, как правило, плоских слоев диффузного рассеяния, проходящих через рефлексы, исключая центральные плоскости (которые проходят через 000). Наиболее интенсивные диффузные тяжи в ОЦК-кристаллах располагаются вдоль <110> и <112>, в ГЦК-вдоль <110> и <111>. Особенностью рассеяния при увеличении угла дифракции является то, что по сравнению с брэгговскими рефлексами оно остается достаточно интенсивным. Такое рассеяние имеет место уже при температурах выше M_s на 100-150°. При уменьшении температуры или концентрации стабилизаторов аустенитной фазы по мере приближения к M_s интенсивность тяжей по <110>* и <112>* начинает нарастать и, кроме того, во многих сплавах с ТМП на них усиливаются экстра-рефлексы (или сателлиты) в положениях, близких ±1/3<110>*, ±1/6<110>* и ±1/3<112>*. В ряде таких сплавов появляются, кроме того, эффекты типа ≈1/2<110>* и ≈1/2<112>*. В других, напротив, обнаружены лишь сателлиты типа "1/2". Типичные черты наблюдаемого диффузного рассеяния электронов (как и рентгеновских лучей) - его периодичность, закономерные погасания и усиления – дают возможность отождествить его с волнами смещений атомов, достаточно периодически искажающими (модулирующими) исходную кристаллическую решетку и визуализируемыми в твидовом наноразмерном контрасте (рис. 7).



Рисунок 7 - Твидовый контраст на светло- (а) и темнопольном (б) электронно-микроскопическом изображении и диффузное рассеяние на микроэлектронограммах (в, г) никелида титана

244

Интерпретация полученных данных дает возможность построить физическую модель реальной микроструктуры метастабильных сплавов. В металлах, сплавах и соединениях с ОЦК решеткой рассеяние между рефлексами в виде плоских слоев {111} обусловлено коротковолновыми диффузных акустическими, преобладающими в фононном спектре колебаний, нескоррелированными смещениями плотноупакованных по <111> цепочек атомов. Соответственно, в ГЦК-кристаллах диффузные слои по {110} являются Фурье-образом некоррелированных смещений плотноупакованных цепочек атомов по <110>, а в ГПУ-кристаллах (100)-слои – цепочек по [100]. По мере размягчения модулей упругости сплавов амплитуды и корреляции таких своеобразных линейных дефектов типа смещений нарастают в плотноупакованных плоскостях. Если корреляции смешений атомов в этих плоскостях выше, чем плоскостей друг относительно друга, диффузное рассеяние имеет вид сплошных тяжей. Корреляционная длина протяженности когерентных объектов плоских слоев по {111}* или {110}*, составляет значения порядка единицы. Такие атомные смещения локализованы в нанообластях, структура и симметрия которых может быть описана ближним порядком смещений атомов (БПС) [5, 7, 8, 10, 11]. Характеризующие их <us²>дин</sup> на порядок выше, чем в стабильных сплавах.

охлаждении сплавов ниже некоторой температуры При T_{HC} (стадия несоразмерных сателлитов) дифракционная картина начинает характеризоваться разновидностями сателлитов: в основном типа "1/2" и "1/3" или "1/6". В связи с этим соответствующие длиннопериодные соизмеримые промежуточные субструктуры сдвига были названы ПСС-1 (для сателлитов типа "1/3") и ПСС-2 (для сателлитов типа "1/2") [5, 7, 8, 10, 11]. "Сателлитная" стадия может быть выделена как самостоятельное состояние, сменяющее БПС и характеризуемое ПСС. Поскольку существуют все кристаллографически эквивалентные варианты ПСС - нанодоменов (ориентацонных и антифазных), расположенных по объему аустенитной фазы статистически, структура сплавов в среднем сохраняет исходную кубическую симметрию. Но появление порядка в перетасовочных преимущественно плоскостных смещениях, локализованных в нанодоменах, следует рассматривать как близкий к второродному внутрифазовый переход. Его аналогом могут являться ранние стадии старения (зонная стадия) или атомного упорядочения (по типу ближнего нанодоменного атомного порядка) при относительно низких температурах. Внутренняя структура и симметрия ПСС-доменов отличается от исходной и может приближаться, насколько это возможно при сохранении когерентной связи в условиях локальной неустойчивости решетки аустенитной фазы и ее ангармонизма, к структуре будущих мартенситных фаз [7, 8]. Аналогичные процессы имеют место и в метастабильном мартенсите. В кристаллоструктурном смысле ПСС-домены являются наноструктурными зародышами (со структурой, неидентичной структуре будущей фазы) и играют роль возможных физических центров зарождения кристаллов мартенсита. Так, при реализации моды продольной волны типа 2/3<111>к (или ей эквивалентной поперечной типа 2/3<11 2 >к<111>e) возникает መ-фаза в ряде сплавов Ті и Zr. При синхронизации трех поперечных волн статических смещений атомов, описывающих структуру доменов ПСС-1, $1/3 < 110 >_k < 110 >_e$ образуются структуры, которые с учетом атомного упорядочения в гексагональных координатах близки элементарной ячейке Rмартенсита в TiNi и n₂' -мартенсита в AuCd [8]. Сочетание соответствующей однородной дисторсии с одной модой периодических перетасовочных смещений типа удвоения 1/2<110>к <1 1 0>е, формирующих структуру доменов ПСС-2, обеспечивает перестройку $\beta \rightarrow \alpha$ (ГПУ) или B2 \rightarrow B19. Модель атомных смещений для описания В2→В19' перестройки предполагает наряду с однородной дисторсией суперпозицию мягких поперечных мод типа удвоения (01 1)[011] и (011)[100], характерных для ПСС-2, а также наличие развитой субструктуры ПСС-1 [8].

Эффекты памяти формы

В сплавах с ТМП наиболее яркими и практически важными особенностями их уникального механического поведения, являются следующие эффекты [1-11]: ЭПФ – способность сплава при нагреве возвращать приобретенную в мартенситном состоянии деформацию и, соответственно, восстанавливать первоначальную форму (рис. 8 а); эффект сверхэластичности (сверхупругости, псевдоупругости) - способность сплава испытывать при ТМП в процессе нагружения значительную по величине неупругую деформацию, которая возвращается полностью или частично при снятии нагрузки (рис. 8 б); эффект сверхпластичности – способность сплава к значительной псевдоупругой и пластической деформации (до 100%) при нагружении в интервале температур ТМП; эффект обратимого запоминания формы (ЭОЗФ) – способность сплава при определенных условиях во внешне ненапряженном, но предварительно структурно подготовленном состоянии при термоциклировании через температурный интервал прямых и обратных мартенситных превращений M_f–M_s(A_s)–A_f испытывать самопроизвольную деформацию при охлаждении и обратное восстановление исходной формы при нагреве; высокое внутреннее трение и демпфирование; силовые эффекты генерации и релаксации напряжений и ряд других.



Рисунок 8 - Эффекты памяти формы и сверхупругости в сплавах

Как показали рентгеноструктурные исследования in situ при съемке на разных стадиях деформации и при различных температурах, данные эффекты обусловлены прямыми и обратными ТМП, обладающими сильной кристаллографической текстурой, то есть ориентированными зарождением и ростом кристаллов мартенсита, что и обеспечивает макроскопическую деформацию образцов. При нагреве или по мере снятия нагрузки ТМП идет в обратной последовательности и накопленная деформация в итоге полностью возвращается (рис. 8). Наконец, возможна активация ТМП при деформировании после достаточно глубокого развития пластической деформации обычными механизмами скольжения и двойникования в исходной аустенитной фазе (ПНП-эффект). В таком случае реализуется эффект сверхпластичности, который полностью механически обратимым не является. Разновидность данного эффекта – сверхпластичность за счет механического нанодвойникования уже в мартенситном состоянии (ПНД-эффект).

Высокопрочные ультрамелкозернистые сплавы с ЭПФ

В последние годы были впервые сформулированы, всесторонне исследованы и доведены до практического опробования и внедрения принципы создания УМЗ состояний в объемных металлических материалах с эффектами памяти формы, позволяющие на качественно новом уровне изменять их конструкционные и функциональные свойства [12-37]. Работы по созданию научных основ получения объемных УМЗ металлических материалов, разработке и внедрению осуществляющих их высокоэффективных нанотехнологий, повышающих качество и комплекс свойств материалов с ЭПФ, носят приоритетный характер, отличаются своей принципиальной мировой новизной, оригинальностью теоретических и технологических подходов и решений, высокой эффективностью. В результате проведенных систематических исследований был обнаружен и объяснен эффект одновременного увеличения прочности и пластичности практически важных для техники и медицины сплавов с памятью на основе никелида титана [22]. Другие сплавы с ЭПФ отличает более низкая пластичность.

Показано, что в объемных УМЗ сплавах могут быть одновременно достигнуты рекордно высокие значения пределов прочности (до 3,0 ГПа), текучести (до 2,5 ГПа), относительного удлинения (до 80%), относительного сужения (до 70%), обратимой деформации (9-15%), реактивного напряжения (до 2,0 ГПа) при реализации 100%

памяти формы в узком температурном интервале. Установлены природа эффекта, его физические условия и структурные механизмы, влияние легирования, фазового состава и структурообразующих внешних воздействий. Ряд способов запатентован.

Контролируемое поликомпонентное легирование сплавов на основе TiNi, позволяющее регулировать их стабильность по отношению к распаду и МП, применение разных методов термической и термомеханической обработки обеспечивает достаточно эффективное целенаправленное изменение их структуры и физико-механических свойств и открыло новые уникальные возможности изменения микроструктуры, влияния на фазовые превращения и связанные с ними свойства сплавов на основе TiNi.

Был установлен ряд принципов достижения сверхвысокой прочности сплавов на основе TiNi с ЭПФ за счет мегапластической деформации кручением под высоким давлением (КВД). Максимально эффективно КВД в целях предельного измельчения всех структурных составляющих, и прежде всего зерна, в сплавах на основе TiNi при пониженных температурах деформации (0,2-0,3<Т_{пл}), когда накопление дефектов максимально, а развитие релаксационных процессов заторможено. Техника КВД обеспечивает в условиях высокого давления p=3-8 ГПа предельные режимы пластической деформации (е=5-7 единиц за один полный оборот). Деформация на 5-10 оборотов приводит к атомному разупорядочению, а затем и к практически полной аморфизации сплавов. Варьирование давления в пределах 3-8 ГПа практически не повлияло на процесс аморфизации никелида титана. Однако повышение температуры КВД от комнатной до 200-250°С формирует в данных сплавах нанокристаллическое состояние со средним размером зерен в пределах 10-20 нм, а аморфное состояние получить уже не удается, так же как КВД даже при комнатной температуре в сплавах TiNi, стабильных по отношению к ТМП. Нагрев аморфных КВД-сплавов до неожиданно низких температур (~200°С в отличие от 450-500°С для аморфных БЗР-сплавов), приводит к началу процесса нанокристаллизации. При низкотемпературном отпуске аморфных сплавов на основе TiNi легко удается реализовать высокооднородные по размеру зерен и объему сплавов УМЗ состояния. В близких по температурам ТМП и ЭПФ сплавах, бинарных и тройных, легированных, например, железом, кобальтом или медью, аморфных после КВД, наноструктуры после аналогичных отжигов отличаются незначительно. Этот результат, очень важный особенно в практическом отношении, обусловлен тем, что после КВД аморфная сильно наклепанная матрица уже содержит центры для последующей тотальной нанокристаллизации в виде включений с искаженной, но близкой к В2-решетке атомной структурой.

Нанокристаллизация приводит к рекордным значениям прочностных свойств и обеспечивает привлекательные структурную стабильность и свойства также при повышенных температурах испытаний (до 400-500°С), в том числе прочность (до 1,5 МПа) и деформируемость (до 100-120%). Вместе с тем, для таких материалов критически важным становится резкое снижение их пластичности и смена механизма разрушения на хрупкий межкристаллитный и поэтому требуется оптимизация УМЗ структуры, позволяющая повысить их пластичность (рис. 9).



Рисунок 9 - Инженерные кривые «σ-ε» при растяжении сплава Ti_{49,4}Ni_{50,6}: а) после закалки и РКУП (8 проходов при 723 К); б) после закалки, КВД на 5 оборотов и последующих отжигов

Равноканальное угловое прессование (РКУП) объемных образцов бинарных сплавов TiNi было успешно осуществлено при температурах 350-500°С, которые

составляют 0,3-0,4T_{пл} [12, 13]. Использование нескольких проходов по разным оптимальным технологическим маршрутам позволило создать в данных сплавах наноструктурное высокооднородное одно- или двухмодальное зеренно-субзеренное состояние со средними размерами зерен, близкими к 100-200 нм. Показано, что основными механизмами структурных превращений при этом являются динамическая полигонизация, фрагментация и рекристаллизация при РКУП. При этом вдвое возросли прочностные характеристики ($\sigma_{\rm B}$ до 1,5 ГПа, $\sigma_{\rm T}$ до 1,2 ГПа, $\sigma_{\rm r}$ до 1 ГПа). Установлены высокие деформационные характеристики (δ =50-60%, $\varepsilon_{\rm r}$ ~9%) (рис. 9). Наряду с однократным ЭПФ объемные наноструктурные РКУП-сплавы приобрели узкогистерезисные обратимые ЭПФ и ЭПУ.

Материалы, синтезированные методами сверхбыстрой закалки расплава (БЗР), принципиально отличаются по своему физическому состоянию и структуре от материалов, полученных при обычных процессах затвердевания в условиях, когда скорости охлаждения составляют 10³-1 К/с. В методах БЗР обычно используют скорости охлаждения 10³-10⁶ К/с и более высокие. При спиннинговании или сплэттинге струи расплава в экстремальных режимах охлаждения могут быть достигнуты предельные скорости 10⁷-10⁸ К/с. Метод спиннингования был использован для разработки высокопрочных наноструктурных металлических сплавов на основе никелида титана, легированных Cu, Zr, Hf, а на их основе был создан ряд высокоэффективных сенсоров и актюаторов. Возможны два способа формирования БЗР-сплавов, первый приводит к нано- и субмикрокристаллической структуре, второй - к аморфной (рис. 10). Отжиг последней позволяет контролировать создание нанозеренной структуры (рис. 11, 12).



Рисунок 10 - Типичные ПЭМ светло- (*a*, *c*) и темнопольное (*б*, *в*) изображения и микроэлектронограммы (на вставках) сплавов Ni₄₅Ti₃₂Hf₁₈Cu₅ (*a*, *б*), Ni₃₅Ti₃₂Hf₁₈Cu₁₅ (*e*), Ni₂₅Ti₃₂Hf₁₈Cu₂₅ (*г*)

Все кристаллические БЗР-сплавы на основе никелида титана проявляют ряд характерных особенностей механического поведения. Если они находятся в мартенситном состоянии или при механических испытаниях в них происходит деформационно индуцированный МП, они имеют весьма низкий предел сдвиговой мартенситной (фазовой) псевдотекучести с площадкой легкой обратимой мартенситной деформации $\varepsilon = 3-5\%$.



Рисунок 11 - Светло- (*a*) и темнопольное электронномикроскопические изображения (*б*) и микроэлектронограмма (*в*) сплава Ni₅₀Ti₃₈Hf₁₂ после отжига 773 К, 10 мин



Рисунок 12 - Светло- (*a*, *в*) и темнопольные (*б*, *г*) электронномикроскопические изображения и микроэлектронограммы (на вставках) сплава Ni₅₀Ti₃₂Hf₁₈ после отжига 823 K, 10 мин (*a*, *б*) или при 823 K, 20 мин (*в*, *г*)

Величина псевдотекучести соответствует критическому предела практически напряжению мартенситного сдвига Затем следует стадия "линейного" σм. деформационного упрочнения до "верхнего" предела нормальной текучести от (до 1,2-1,5 ГПа), которую сменяет относительно короткая стадия параболического упрочнения вплоть до разрушения. Предел прочности ов нанокристаллических БЗР-сплавов на основе TiNi может достигать 2-3 ГПа. Вдвое выше величина реактивного напряжения ог при реализации ЭПФ (рис. 13). Установлено, что БЗР-сплавы обладают особо узкогистерезисными ЭПФ, однократным и спонтанно обратимым.



Рисунок 13 - Механические свойства УМЗ сплавов TiNiCu после различных скоростей закалки или термических обработок исходно аморфных лент: 1' - $Ti_{50}Ni_{35}Cu_{15}$,10⁵ K/c; 1 - $Ti_{50}Ni_{35}Cu_{15}$,10⁶ K/c; 2 - $Ti_{50}Ni_{28}Cu_{22}$, 10⁵ K/c; 3' - $Ti_{50}Ni_{28}Cu_{22}$, 10⁶ K/c; 4' - $Ti_{50}Ni_{22}Cu_{28}$, 10⁵ K/c, 723 K, 10 мин; 5 - $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, 10⁵ K/c; 6 - $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, 10⁶ K/c, 773 K, 10 мин; 7 - $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$,10⁶ K/c, 723 K, 10 мин

По данным фрактографического анализа образцов, подвергнутых растяжению до разрушения, ленты сплава в мартенситном состоянии проявляли пластическую деформацию и разрушение при относительном сужении ψ , превышающем 50-70% (рис. 14, 15). На рисунках 14, 15 приведены СЭМ изображения поверхности разрушения образцов, по которому можно измерить ее ширину в месте отрыва ленты и на удаленном расстоянии от отрыва для области равномерного растяжения, что позволило оценить величину относительного сужения. Кроме того, рисунки 14, 15 демонстрируют чашечкообразный вид, характерный для вязкого разрушения, но при котором линейные размеры чашечек отрыва были сравнимы со средними размерами зерен в УМЗ лентах, свидетельствуя о межкристаллитном механизме разрушения, но только после значительной пластической деформации, предшествующей собственно разрушению.

Испытания деформацией на изгиб при комнатной температуре с последующим нагревом в аустенитное состояние показали, что все легированные сплавы испытывали полностью обратимое (на 100-95%) восстановление формы при степенях обратимой деформации \Box_{rev} вплоть до 4-5% (рис. 16). После большей деформации на изгиб (5-7%) степень восстановления формы лент при сохранении в целом величины \Box_{rev} снижалась до 70-90%. Деформация на изгиб от 7 до 10% (для разных состояний отожженных сплава) приводила к разрушению.



Рисунок 14 - Фрактография УМЗ сплава Ni₅₀Ti₃₈Hf₁₂



Рисунок 15 - Фрактография УМЗ сплава Ni₄₅Ti₃₂Hf₁₈Cu₅



Рисунок 16 - Зависимость полноты ЭПФ S от деформации изгибом у после различных термических обработок в УМЗ состоянии

Как уже отмечалось, интеллектуальные (или smart) сплавы, испытывающие высокообратимые термо-, механо-или магнитоупругие мартенситные фазовые превращения (ТМП) вызывают неослабевающее внимание исследователей. Эти материалы обладают большим инновационным потенциалом для разнообразного технического и медицинского применения благодаря присущим им ЭПФ и гигантской (в десятки процентов) механической псевдоупругости (ЭПУ). При разработке технологий обработки сплавов давлением и сверхбыстрой закалки, ориентированных на их разнообразное практическое использование, необходимо учитывать требования конструкторов-разработчиков новой техники не только к свойствам материалов, но и к геометрическим размерам полуфабрикатов. В ряде важных технических и социально значимых направлений применения сплавов с ЭПФ в промышленности, спецтехнике и медицине необходимы материалы в виде прутков, полос, проволоки различных типоразмеров. Как способы дальнейшего улучшения механических характеристик и в качестве формообразующей обработки массивных наноструктурных сплавов TiNi с ЭПФ были разработаны комбинированные методы деформационно-термических воздействий с большой накопленной деформацией, например многократной холодной (при Т_{леф}<0,2-0,3Т_{пл}) прокаткой или волочением. Сплавы на основе TiNi с ЭПФ обладают наряду с высокими прочностными и деформационными характеристиками большими реактивными усилиями, необходимыми при создании объемных силовых конструкций с памятью формы, и обратимыми элементов мартенситными псевдоупругими деформациями. С учетом их высокой надежности, долговечности, коррозионной стойкости и биосовместимости, следует заключить, что данные УМЗ сплавы представляют собой новое поколение сплавов на основе TiNi с ЭПФ с замечательным комплексом практически важных характеристик.

Легированные сплавы на основе системы Ni-Mn

К наиболее практически важным среди большого числа сплавов с ЭПФ относятся атомноупорядоченные сплавы на основе интерметаллидов TiNi и Ni₂MnGa (сплавов Гейслера). Если бинарные сплавы на основе никелида титана отличаются наилучшим комплексом физико-механических характеристик среди сплавов с ЭПФ, то специфической уникальной особенностью ферромагнитных сплавов Гейслера является возможность управления ТМП, ЭПФ и ЭПУ не только изменением температуры или внешними механическими усилиями, как для никелида титана, но и магнитным полем. Вместе с тем, в условиях современного развития науки, техники и

экономики востребовано создание новых перспективных материалов, способных функционировать в различных условиях, в том числе и новых сплавов с ЭПФ. Так, все более важным становится использование оптимального комплексного легирования и различных новых прорывных высокотехнологичных методов синтеза металлических материалов. Для получения сплавов с высокотемпературными ТМП и ЭПФ, в частности могут быть использованы сплавы на основе стехиометрического соединения одной стороны, а для получения материалов с рекордными $N_{150}Mn_{50}$ С магнитоупругими эффектами сплавы с ферромагнитным аустенитом на основе стехиметрического соединения Ni₅₀Mn₂₅Ga₂₅, с другой стороны. В настоящем разделе представлен краткий обзор исследований структурных и магнитных фазовых превращений и свойств сплавов квазибинарных систем на основе Ni₅₀Mn₅₀ - Ni₅₀Ti₅₀, Ni₅₀Mn₅₀ – Ni₅₀Al₅₀, Ni₅₀Mn₅₀ – Ni₅₀Ga₅₀ и Ni₇₅Ga₂₅ – Ni₅₀Mn₂₅Ga₂₅, в котором обобщаются работы, выполненные в последние годы в ИФМ УрО РАН, в том числе [38-42]. Используя полученные экспериментальные результаты, с учетом литературных данных нами были построены обобщенные диаграммы фазовых превращений в

данных нами были построены обобщенные диаграммы фазовых превращений в исследуемых сплавах (рис. 17, 18). Привлекательным являлось то, что в стехиометрическом бинарном сплаве $Ni_{50}Mn_{50}$ мартенситное превращение происходит в интервале высоких критических температур как начала, $M_s = 970$ К, и конца прямого перехода, $M_f = 920$ К, так и обратного, при нагреве, в интервале температур начала, $A_s = 970$ К, и конца перехода, $A_f = 1020$ К. При этом межкритический интервал температур (МКИ = $A_f - M_f$) не превышает 100 К. Оказалось, что легирование Ti, Al или Ga привело, во-первых, к снижению всех критических точек, а также к уменьшению как МКИ, так и, собственно, гистерезиса ТМП (см. рис. 17, 18). Узкие температурные гистерезисы ΔT (менее 50 К) характерны для термоупругой природы и особых механизмов ТМП, ответственных за ЭПФ в метастабильных низкомодульных интерметаллических сплавах.

Был определен точный фазовый состав всех исследованных сплавов (рис. 17, 18). Тип кристаллической решетки как аустенита (B2, L2₁), так и мартенсита (2М, 10М, 14М) закономерно зависит от химического состава и средней электронной концентрации сплавов. Например, мартенсит соединения Ni₅₀Mn₅₀, сплавов, легированных Ti до 5 ат. %, AI или Ga до 11-12 ат. %, при комнатной температуре упорядочен по тетрагональному типу L1₀(2М). На рентгено- и электронограммах других сплавов были обнаружены дифракционные пики длиннопериодных фаз мартенсита (10М и 14М), изменения параметров которых отражали роль размерного атомного фактора. В сплавах с содержанием Ga в интервале (22–25) ат. % ТМП L2₁ \leftrightarrow 10М фиксировалось при температуре находились в состоянии мартенсита 14М с параметрами, близкими а = 0,432 нм, b = 0,271 нм, c = 2,964 нм, β = 95,38°. 14М мартенсит сплавов с (11-21) ат. % Ga имел параметры, близкие а = 0,423 нм, b = 0,550 нм, c = 2,935 нм, β = 92,90°.



Рисунок 17 - Диаграммы фазовых превращений систем Ni₅₀Mn_{50-x}Ti_x (а) и Ni₅₀Mn_{50-y}Al_x (б)


Рисунок 18 - Диаграммы фазовых превращений систем Ni₅₀Mn_{50-z}Ga_z (a), Ni₅₀Mn₂₅Ga₂₅ – Ni₆₀Mn₁₅Ga₂₅(б)

В изученных сплавах мартенсит имел пакетно-пирамидальную морфологию, представленную тонко двойникованными кристаллами (рис. 19, 20). В небольших зернах (до 5 мкм), как правило, наблюдался один пакет мартенситных пластин. В более крупных зернах пакеты стыковались по межпакетным границам, которые могут быть как плоскими, так и ступенчато-извилистыми, хотя их разделяли когерентно сопряженные двойникованные кристаллы, с которыми практически совпадали магнитные домены, изображение которых получено методом Лоренцевой РЭМ (рис. 19 б). На рис. 20 представлены типичные изображения микроструктур 2М и 14М мартенсита и картина прямого атомного разрешения. На электронограммах видны рефлексы двойникового типа или экстрарефлексы, расположенные на расстоянии 1/5 или 1/7 между основными брэгговскими отражениями, которые отвечали фазе типа 10М или 14М, соответственно (рис. 20).



Рисунок 19 - РЭМ изображения микроструктуры мартенсита (а) и магнитных доменов (б) сплавов Ni₅₀Mn₅₀ (а) и Ni₅₀Mn₂₈Ga₂₂ (б)



Рисунок 20 - ПЭМ изображения 2М-(а) и 14М-мартенсита (в), соответствующие микроэлектронограммы (б и в, на вставке) и картина прямого атомного разрешения 14Ммартенсита (г)

Совместный следовой анализ ПЭМ-изображений и микроэлектронограмм позволил установить, что мартенсит состоит из пакетов попарно двойникованных параллельных пластин с габитусной плоскостью, близкой {011}B2/L2₁, и тонкими

вторичными внутренними двойниками по одной из 24 эквивалентных систем «мягкого» сдвига {011}<01 1 > B2/L2₁. двойникующего Существование иерархии пакетов двойникованных кристаллов В данных сплавах обусловлено действием многозародышевого механизма ТМП и последующего адаптивного двойникования. которое может развиваться и при охлаждении мартенсита. Основной причиной формирования достаточно хорошо организованной иерархии когерентных кристалловдвойников в изученных низкомодульных сплавах являются анизотропные упругие напряжения, аккомодационно накапливаемые при таких ТМП. Термоупругий механизм превращения обусловливает низкую плотность дислокаций кристаллах в мартенситных фаз 2М, 10М и 14М, повторяемость при термоциклировании их микроморфологии и, самое главное, наличие в них ЭПФ и ЭПУ. Для сплавов всех систем обнаружена зависимость структурного типа мартенситных фаз от электронной концентрации. Если в квазибинарных сплавах с AI и Ga e/a составляет 8,50-8,10, то мартенсит упорядочен по типу 2M, если 8,10>e/a>7,70, то структура мартенсита относится к 14М типу, при 7,70≥e/a≥7,5 – к 10М. Для сплавов с Ті найдены иные концентрационные границы (рис. 17, 18).

Близкими по характеру является смена типа, температурная и концентрационная последовательность ТМП в другом квазибинарном разрезе Ni₅₀Mn₂₅Ga₂₅ – Ni₇₅Ga₂₅ (см. рис. 18 б). По мере увеличения содержания марганца от 15 до 25 ат. % снижаются критические температуры ТМП. В сплавах с Mn (15-18) ат. % ТМП L2₁-2M происходит в образованием парамагнитного мартенсита (ПМ). Напротив, в сплавах с Mn (21-25) ат. % T_C превышает M_s и ТМП L2₁-10M-14M реализуется уже в ферромагнитном аустените (ФА) с образованием ферромагнитного мартенсита (ФМ). В сплавах с промежуточным содержанием Mn (18-21) ат. % T_C и M_s практически совпадают, то есть магнитный и мартенситный переходы происходят одновременно (рис. 18 б). На основе полученных микроструктурных данных предложен в единой схеме кристаллоструктурный механизм ТМП путем закономерного планарного однородного сдвига атомов типа {011}<01 $\overline{1}$ > ОЦТ или {111}<11 $\overline{2}$ > ГЦТ. При этом в отличие от схемы Бейна реализуются ориентационные соотношения B2(L2₁) и фаз 2M, 10M, 14M, наблюдаемые на эксперименте.

В заключение отметим, что поскольку температуры магнито-, механо- и термоуправляемых мартенситных превращений в изученных сплавах изменяются в очень широком диапазоне, им можно найти применение в самых различных сферах техники, подбирая химический состав в зависимости от определенного интервала температур реализуемых ЭПФ и обратимой деформации ТМП при условии достаточной пластичности сплавов.

Применение сплавов с эффектами памяти формы

Разработка и использование сплавов с ЭПФ В различных отраслях осуществляется в технологически развитых странах мира достаточно высокими темпами. Первый патент на температурный переключатель из сплава с ЭПФ на основе системы Au-Aq-Cd был выдан в США в 1960 г. Интенсифицировалась разработка устройств с применением сплавов с ЭПФ после опубликования в 1963 г. данных о рекордных, а во многом и уникальных свойствах никелида титана. К настоящему времени зарегистрировано огромное количество патентов на сплавы с ЭПФ, устройства и изделия на их основе. Однако из большого числа таких материалов только сплавы на основе двух систем Ti-Ni и Cu-Zn-Al пока пригодны для практического использования, причем если первые имеют лучшие свойства, основанием для применения вторых являются лишь экономические предпосылки. Поэтому для изготовления высоконадежных и длительно функционирующих ответственных устройств используются только сплавы никелида титана. Конкретный выбор сплавов определяется с учетом комплекса различных требований: конструкционных, функциональных, технологических, эстетических, экономических, коррозионных, биологических и клинико-биомеханических (если сплав предназначен для медицины).

В технике сплавы с ЭΠΦ применяются, прежде всего, в качестве однонаправленных элементов. Так, свыше 100 тысяч муфт из никелида титана с ЭПФ для герметичного не сварного соединения трубопроводов было использовано в гидросистемах реактивных истребителей F-14 только в 70-80 годах. Их преимуществами наряду с высокой надежностью являются отсутствие нагрева, в отличие от сварки, и возможность при необходимости легко выполнить разборку соединения при понижении температуры. Муфты такого типа устанавливаются в трубопроводах самолетов, подводных лодок, надводных кораблей, для ремонта и сборки космических конструкций трубопроводов, предназначенных для перекачки нефти и газа, в том числе со дна моря, причем для этих целей используются муфты большого диаметра, порядка 150 мм и выше. Из материалов с ЭПФ изготавливаются стопоры и фиксаторы для неподвижного соединения деталей (вместо заклепок и болтов), когда выполнение сборочно-монтажных операций на противоположной стороне скрепляемых деталей затруднительно или просто невозможно (например, в герметичных пустотелых конструкциях). В качестве зажимных приспособлений при креплении неподвижных деталей разработаны различные скобы или уплотнения. Элементы двунаправленного действия с ЭПФ применяются в качестве электрических соединителей, датчиков температуры, установочных или исполнительных устройств. Их характерной особенностью является миниатюрность и надежность. В России 20 лет устанавливаются и успешно эксплуатируются противопожарные датчики температуры с ЭОЗФ. Широко известны примеры использования сплавов с ЭПФ в бытовой технике (кондиционерах, сушильных устройствах, термостатах, другой технике).

Высокие коррозионная стойкость и биологическая совместимость наряду с другими уникальными свойствами сплавов на основе никелида титана с ЭПФ обуславливают широкие возможности их практического применения в медицине в качестве имплантатов, инструментов, других устройств различного назначения. Медицина предъявляет строгие требования к регламентации характеристик новых материалов. Центральной здесь является проблема взаимодействия материалов с живыми организмами, как с внешней, так и с внутренней средой организмов. В целом применение в медицине развивается в нескольких направлениях. Первое из них связано с эндопротезированием имплантатов - элементов и устройств, например, сердечно-сосудистых стентов, которые в течение длительного времени или пожизненно находятся в прямом контакте с биологическими тканями, костными или мягкими (мышцами, нервами, сухожилиями). Второе важное направление - в основном стоматологическое и ортодонтическое, в котором имплантируемые устройства, как имеют длительный непосредственный контакт с биологическими правило, поверхностями (зубами, кожей, слизистыми оболочками). В данных случаях уровень требований к имплантатам наиболее высок. Следует учитывать их взаимодействие с лекарственными препаратами, в том числе и при применении имплантатов контейнеров для введения лекарств внутрь человека. Третье важное направление ориентировано на создание медицинского оборудования и инструментария, например, эндоскопических экстракторов камней и электрорезекторов, когда непосредственный контакт с биологическими тканями кратковременный. Исследования сплавов никелида титана показали, что они обеспечивают надежное и долговечное выполнение механических функций, химическую стойкость (сопротивление ухудшению свойств в разложению, растворению, биологической среде. коррозии), биологическую совместимость. биоинертность, нетоксичность, отсутствие канцерогенности, сопротивление образованию тромбов и антигенов). В России сплавы с ЭПФ на основе никелида титана прошли государственные клинические и технические испытания и более 30 лет официально разрешены к применению в качестве имплантатов и производственному выпуску.

Заключение

В представленном кратком обзоре рассмотрены ключевые разработки и исследования перспективных интеллектуальных сплавов в основном цветных металлов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) различного конструкционного и функционального назначения, а

также технологии их получения. Обсуждаются природа и механизмы формирования предпереходных явлений и собственно ТМП. Проанализированы принципы и технологические подходы создания различных высокопрочных и пластичных состояний в сплавах с ЭПФ. Показано, что к эффективным способам их получения относятся наряду с комплексным легированием методы интенсивной мегапластической деформации (ИПД) и быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с термическими и термомеханическими обработками. Установлено. что большинства y поликристаллических материалов с ЭПФ высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность (менее 10% относительного удлинения). Отмечено, что бинарные сплавы никелида титана среди всех сплавов с ЭПФ проявляют наибольшую необычно высокую способность к деформированию и, что особенно важно, высокое равномерное удлинение и сужение (до 80%) при растяжении, а также износостойкость, что делает их незаменимыми при различных применениях. Чрезвычайно полезным в фундаментальном аспекте изучения экстремальных внешних воздействий является использование ИПД. Обнаружено, что ИПД, как и БЗР, может обеспечить предельное измельчение зерна, вплоть до аморфизации метастабильных сплавов на основе никелида титана. Важно, что при этом их аморфная матрица содержит в большом количестве нанообласти размером в несколько нанометров с сильно искаженной, но близкой к В2-решетке структурой, которые становятся центрами последующей УМЗ кристаллизации В2-фазы уже при низкотемпературном отпуске. Тогда сплавы отличаются рекордными значениями пределов прочности, текучести, реактивного напряжения при удовлетворительной пластичности и могут сохранять высокую термостабильность структуры и свойств, температурные, деформационные и силовые параметры ЭПФ. Наиболее эффективными в практическом плане являются сплавы с УМЗ структурами, в которых могут быть реализованы повышенные прочностные и пластические свойства.

Список литературы

1. Курдюмов, Г.В. Превращения в железе и стали / Г.В. Курдюмов, Л.М. Утевский, Р.И. Энтин - М.: Наука, 1977. - 238 с.

2. Engineering aspects of shape memory alloys / Ed. T.V. Duerig, K.N. Melton, D. Stockel, C.M. Wayman. - Butterworth-Heinemann, London, 1990. - 498 p.

3. Варлимонт, Х. Мартенситные превращения в сплавах на основе меди, серебра, золота / Х. Варлимонт, Л. Дилей. – М.: Наука, 1980. - 205 с.

4. Ооцука, К. Сплавы с эффектом памяти формы / К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др. - М.: Металлургия, 1990. - 224 с.

5. Хачин, В.Н. Никелид титана, структура и свойства / В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев - М., Наука, 1992. - 161 с.

6. Материалы с эффектом памяти формы / Справ. изд. в 4-х томах под ред В. А. Лихачева. – СПб.: НИИХ СПбГУ, 1997, 1998.

7. Пушин, В.Г. Предпереходные явления и мартенситные превращения / В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев, В.Н. Хачин - Екатеринбург: УрО РАН, 1998. - 368 с.

8. Пушин, В.Г. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. І. Структура, фазовые превращения и свойства / В.Г. Пушин, С.Д. Прокошкин, Р.З. Валиев и др. - Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2006. - 440 с.

9. Лободюк, В.А. Мартенситные превращения / В.А. Лободюк, Э.И. Эстрин - М.: Физматлит. 2009. - 352 с.

10. Pushin V.G. // PhMM, 2000. V.90, Suppl. 1. P. 568-595.

11. Лободюк В.А., Пушин В.Г., Коваль Ю.Н. // ФММ. 2011. Т.111. №2. С. 169-194.

12. Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., et.al. // Ann.Chim.Sci.Mat. 2002. V. 27 P. 77-88.

13. Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Kourov N.I., Kuranova N.N., Prokofiev E.A., Yurchenko L.I. // Phys. Met. Metallogr. 2002. V. 94, Suppl. 1. P. S54–S68.

14. Pushin V.G., Valiev R.Z., Yurchenko L.I. // J. Phys. IV France. 2003. V.112. P. 659–662. 15. Pushin V.G., Valiev R.Z. // Sol. St. Phenom. 2003. V. 94. P. 12–21.

16. Валиев Р.З., Пушин В.Г., Гундеров Д.В., Попов А.Г.//ДАН. 2004. Т.398. №1. С. 54-56.

17. Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Trubitsina I.B., Taťyanin E.V., Stolyarov V.V., Prokoťev E.A. // Phys. Met. Metallogr. 2004. V. 97. P. 619–626.

18. Brailovski V., Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Valiev R.Z. // Phys. Met. Metallogr., 2004. V. 97, Suppl. 1. P. S3-S55.

19. Prokoshkin S.D., Pushin V.G., Ryklina E.P., Khmelevskaya I.Yu. // Phys. Met. Metallogr. 2004. V.97, Suppl. 1. P. S56-S96.

20. Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Tatyanin E.V., Stolyarov V.V., Prokofiev E.A. // Acta Mater. 2005. V.53. P. 2703–2714.

21. Valiev R., Gunderov D., Prokofiev E., Pushin V., Zhu Yu // Mater. Trans. 2008. V.49. P. 97–101.

22. Пушин В.Г., Лотков А.И., Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Дударев Е.Ф., Куранова Н.Н., Дюпин А.П., Гундеров Д.В., Бакач Г.П. // ФММ. 2008. Т.106, №5. С.537-547.

23. Гундеров Д.В., Куранова Н.Н., Лукьянов А.В., Уксусников А.Н., Прокофьев Е.А., Юрченко Л.И., Валиев Р.З., Пушин В.Г. // ФММ. 2009. Т.108. №2. С.139-146.

24. Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Коуров Н.И., Пилюгин В.П., // ФММ. 2011. Т.112. №6. С. 636-646.

25. Пушин В.Г., Валиев Р.З., Валиев Э.З., Коуров Н.И., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин А.В., Уксусников А.Н. // ФММ. 2012. Т.113, №3. С.271–285.

26. Pushin V.G., Kuranova N.N., Pushin A.V., Valiev E.Z., Kourov N.I., Teplykh A.E., Uksusnikov A.N. // Phys. Met. Metallogr. 2012. V.113. 271-282.

27. Pushin V.G., Kourov N.I., Kuntsevich T.E., Matveeva N.M., Popov V.V., // Phys. Met. Metallogr. 2001. V.92. P.58–62, 63-69.

28. Pushin V.G., Kourov N.I., Kuntsevich T.E., et.al. // Phys. Met. Metallogr. 2002. V.94. P. S107-S119.

29. Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г. // ФММ. 2013. Т.114, №8. С.753-764.

30. Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г. // ФММ. 2012. Т.113, №3. С.299–311.

31. Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин А.В., Королев А.В., Коуров Н.И. // ФММ. 2015. 116. № 12. С. 1281–1293.

32. Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В. // МИТОМ. 2015. №.12. С. 39-45.

33. Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Уксусников А.Н., Коуров Н.И. // ЖТФ. 2016. Т. 86. Вып. 7 С. 51-56.

34. Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Уксусников А.Н., Коуров Н.И., Кунцевич Т.Э. // ФММ. 2016. Т. 117. № 12. С. 1302-1311.

35. Пушин В.Г., Пушин А.В., Куранова Н.Н., Кунцевич Т.Э., Уксусников А.Н., Дякина В.П., Коуров Н.И. // ФММ. 2016. Т. 117. № 12. С. 1312-1320.

36. Пушин А.В., Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Коуров Н.И., Кунцевич Т.Э., Макаров В.В., Уксусников А.Н. // ФММ. 2017. Т.118. №10. С. 1046-1054.

37. Куранова Н.Н., Пушин А.В., Пушин В.Г., Коуров Н.И. // ФММ. 2018. Т. 119. № 6. С.

38. Kourov N.I., Pushin V.G., Korolev A.V., Marchenkov V.V., Marchenkova E.B., Kazantsev V.A., Weber H.W. // Sol. Stat. Phenomena. 2011. V. 168-169. P. 553—556.

39. Пушин В.Г., Коуров Н.И., Королев А.В., Марченкова Е.Б., Куранова Н.Н., Белослудцева Е.С. // ФТТ. 2015.Т 57. Вып.1. С 43-49.

40. Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Коуров Н.И., Пушин В.Г., Стукалов В.Ю., Уксусников А.Н.

41. Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Коуров Н.И., Пушин В.Г., Уксусников А.Н. // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 9. С. 71-76.

42. Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Попов А.Г., Пушин В.Г. // ЖТФ. 2016. Т 86. Вып. 4. С. 69-76.

Глава 14 МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОПОЛЯРНОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ С КРУГОВОЙ ОСЬЮ И МЕТОД КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Саркисян С.О., Хачатрян М.В.

Ширакский государственный университет, г.Гюмри, Республика Армения, khachatryanmeline@mail.ru

Введение. К построению прикладных теорий микрополярных упругих тонких пластин и оболочек посвящены работы [1-4]. Обзор работ в этом направлении осуществлен в работе [5]. В работах [6-10], на основе метода гипотез, которые адекватным образом заменяют качественные стороны решения полученного применением асимптотического метода интегрирования краевой трехмерной задачи в тонкой области [11], построена общая прикладная теория микрополярных упругих тонких пластин и оболочек. В работе [12] аналогичным подходом построена прикладная теория микрополярных упругих тонких прямолинейных стержней.

В данной работе формулируются аналогичные гипотезы и на основе этих гипотез построена общая прикладная модель статической деформации микрополярного упругого стержня с круговой осью. Для изучения конкретных граничных задач, на основе применения законов перемещений и функционала полной потенциальной энергии системы, разработаны соответствующие алгоритмы метода конечных элементов. Определяются жесткостные характеристики конечного элемента и выполняется процедура формирования разрешающей системы алгебраических линейных уравнений. Рассматривается конкретная задача изгиба упругого стержня с круговой осью (четверт окружности), когда один из краев стержня жестко закреплен, а другой конец - свободен, где приложена вертикальная сосредоточенная сила. Изучается практическая сходимость метода конечных элементов при помощи сравнивания полученных результатов с результатами точного решения.

Постновка задачи. Рассмотрим стержень с круговой осью (рис. 1), имеющий постоянное поперечное сечение высотой $2h = r_2 - r_1$ и шириной b, настолько малой, что задача об изгибе этого стержня можем рассматривать как плоская (т.е. считая, что имеет место обобщенное плоское напряженное состояние). Ось стержня - дуга окружности радиуса r_0 ; материал стержня- изотропный, микрополярно-упругий.



рис.1

В срединной плоскости стержня, где будем ввести полярная система координат (r, φ) : $r_1 \le r \le r_2, 0 \le \varphi \le \varphi_1$, имеют место уравнения обобщенного плоского напряженного состояния микрополярной теории упругости [13,14]:

Уравнения равновесия

$$\frac{1}{r}\frac{\partial\sigma_{11}}{\partial\varphi} + \frac{\partial\sigma_{21}}{\partial r} + \frac{1}{r}(\sigma_{21} + \sigma_{12}) = 0, \quad \frac{\partial\sigma_{22}}{\partial r} + \frac{1}{r}(\sigma_{22} - \sigma_{11}) + \frac{1}{r}\frac{\partial\sigma_{12}}{\partial\varphi} = 0$$
$$\frac{1}{r}\frac{\partial\mu_{13}}{\partial\varphi} + \frac{\partial\mu_{23}}{\partial r} + \frac{1}{r}\mu_{23} + \sigma_{12} - \sigma_{21} = 0 \quad (1.1)$$

Соотношения упругости

$$\gamma_{11} = \frac{1}{E} [\sigma_{11} - \upsilon \sigma_{22}], \qquad \gamma_{22} = \frac{1}{E} [\sigma_{22} - \upsilon \sigma_{11}], \qquad \gamma_{12} = \frac{\mu + \alpha}{4\mu\alpha} \sigma_{12} - \frac{\mu - \alpha}{4\mu\alpha} \sigma_{21}$$
$$\gamma_{21} = \frac{\mu + \alpha}{4\mu\alpha} \sigma_{21} - \frac{\mu - \alpha}{4\mu\alpha} \sigma_{12}, \qquad \chi_{13} = \frac{1}{B} \mu_{13}, \qquad \chi_{23} = \frac{1}{B} \mu_{23} \qquad (1.2)$$

Геометрические соотношения

$$\gamma_{11} = \frac{1}{r} \frac{\partial V_1}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} V_2, \quad \gamma_{22} = \frac{\partial V_2}{\partial r} , \quad \gamma_{12} = \frac{1}{r} \frac{\partial V_2}{\partial \varphi} - \frac{1}{r} V_1 - \omega_3, \quad \gamma_{21} = \frac{\partial V_1}{\partial r} + \omega_3 ,$$
$$\chi_{13} = \frac{1}{r} \frac{\partial \omega_3}{\partial \varphi}, \quad \chi_{23} = \frac{\partial \omega_3}{\partial r}$$
(1.3)

Здесь σ_{11} , σ_{21} , σ_{12} , σ_{21} - силовые (обычные) напряжения; μ_{13} , μ_{23} - моментные напряжения; γ_{11} , γ_{22} , γ_{12} , γ_{21} - деформации; χ_{13} , χ_{23} - изгиб-кручения; V_1 , V_2 - перемещения; ω_3 - свободный поворот; E, ν , α , B- упругие постоянные микрополярного материала ($\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$).

Будем считать, что на лицевых линиях $r = r_1, r = r_2$ заданы внешние усилия и моменты:

$$\sigma_{21} = q_1^-, \ \sigma_{22} = q_2^-; \ \mu_{23} = m^-, \ \text{Ha} \ r = r_1, \sigma_{21} = q_1^+, \sigma_{22} = q_2^+; \ \mu_{23} = m^+, \ \text{Ha} \ r = r_2,$$
(1.4)

а на крайних сечениях области $(\varphi = 0, \varphi = \varphi_1)$ имеют место один из следующих вариантов граничных условий:

a)
$$\sigma_{11} = \sigma_{11}, \sigma_{12} = \sigma_{12}, \mu_{13} = \mu_{13}, \text{ при } \varphi = 0;$$

 $\sigma_{11} = \sigma_{11}, \sigma_{12} = \sigma_{12}, \mu_{13} = \mu_{13}, \text{ при } \varphi = \varphi_{1},$
(1.5)

b)
$$V_{1} = V_{1}', V_{2} = V_{2}', \omega_{3} = \omega_{3}', \text{ при } \varphi = 0;$$

$$V_{1} = V_{1}'', V_{2} = V_{2}'', \omega_{3} = \omega_{3}'', \text{ при } \varphi = \varphi_{1},$$
(1.6)

в)
$$\sigma_{11} = \sigma_{11}, V_2 = V_2, \mu_{13} = \mu_{13}, \text{ при } \varphi = 0;$$

 $\sigma_{11} = \sigma_{11}, V_2 = V_2'', \mu_{13} = \mu_{13}'', \text{ при } \varphi = \varphi_1.$
(1.7)

Краевая задача (1.1)-(1.7) возможно формулировать вариационной трактовкой, при этом, общий функционал задачи будет выглядеть следующим выражением:

$$I = \iint_{(D)} \left[\Im - \left\{ \sigma_{11} \left[\gamma_{11} - \left(\frac{1}{r} \frac{\partial V_1}{\partial \varphi} + \frac{1}{r} V_2 \right) \right] + \sigma_{22} \left[\gamma_{22} - \frac{\partial V_2}{\partial r} \right] + \sigma_{12} \left[\gamma_{12} - \left(\frac{1}{r} \frac{\partial V_2}{\partial \varphi} - \frac{1}{r} V_1 - \omega_3 \right) \right] + \sigma_{21} \left[\gamma_{21} - \left(\frac{\partial V_1}{\partial r} + \omega_3 \right) \right] + \sigma_{13} \left[\chi_{13} - \frac{1}{r} \frac{\partial \omega_3}{\partial \varphi} \right] + \mu_{23} \left[\chi_{23} - \frac{\partial \omega_3}{\partial r} \right] \right\} r dr d\varphi - \sigma_{13} \left[q_1^{-1} V_1 + q_2^{-1} V_2 + m^+ \omega_3 \right]_{r=r_2} r_2 d\varphi + \int_{0}^{\varphi_1} \left[q_1^{-1} V_1 + q_2^{-1} V_2 + m^- \omega_3 \right]_{r=r_1} r_1 d\varphi + I^*,$$
(1.8)

где Э- удельная энергия деформации микрополярного упругого изотропного тела; I^* -представляет собой

a)
$$I^* = \int_{r_1}^{r_2} \left[\sigma_{11}' V_1 + \sigma_{12}' V_2 + \mu_{13}' \omega_3 \right]_{\varphi=0} dr - \int_{r_1}^{r_2} \left[\sigma_{11}'' V_1 + \sigma_{12}'' V_2 + \mu_{13}'' \omega_3 \right]_{\varphi=\varphi_1} dr$$
, (1.9)

в случае, когда на краевых сечениях области ($\varphi = 0, \varphi = \varphi_1$) как граничные условия заданы силовые и моментное напряжения (т.е. для величин $\sigma_{11}, \sigma_{12}, \mu_{13}$);

$$\mathbf{5} \qquad I^{*} = \int_{r_{1}}^{r_{2}} \left[\sigma_{11} \left(V_{1} - V_{1}' \right) + \sigma_{12} \left(V_{2} - V_{2}' \right) + \mu_{13} \left(\omega_{3} - \omega_{3}' \right) \right]_{\varphi=0} dr - \int_{r_{1}}^{r_{2}} \left[\sigma_{11} \left(V_{1} - V_{1}'' \right) + \sigma_{12} \left(V_{2} - V_{2}'' \right) + \mu_{13} \left(\omega_{3} - \omega_{3}'' \right) \right]_{\varphi=\varphi_{1}} dr,$$

$$(1.10)$$

когда на краевых сечениях области ($\varphi = 0, \varphi = \varphi_1$) как граничные условия заданы перемещения и поворот (т.е. для величин V_1 , V_2 , ω_3);

$$\mathbf{B}) I^{*} = \int_{r_{1}}^{r_{2}} \left[\sigma_{11}' V_{1} + \sigma_{12} \left(V_{2} - V_{2}' \right) + \mu_{13}' \omega_{3} \right]_{\varphi=0} dr - \int_{r_{1}}^{r_{2}} \left[\sigma_{11}'' V_{1} + \sigma_{12} \left(V_{2} - V_{2}'' \right) + \mu_{13}'' \omega_{3} \right]_{\varphi=\varphi_{1}} dr , (1.11)$$

когда на краевых сечениях области ($\varphi = 0, \varphi = \varphi_1$) заданы смешанный тип краевых условий (т.е. для величин σ_{11} , V_2 , μ_{13}).

Удельная энергия деформации микрополярного упругого изотропного тела выражается следующей формулой:

$$\vartheta = \frac{1}{2} \left(\sigma_{11} \gamma_{11} + \sigma_{22} \gamma_{22} + \sigma_{12} \gamma_{12} + \sigma_{21} \gamma_{21} + \mu_{13} \chi_{13} + \mu_{23} \chi_{23} \right)$$
(1.12)

или

$$\mathcal{G} = \frac{E}{2(1-\upsilon^2)}\gamma_{11}^2 + \frac{E\upsilon}{1-\upsilon^2}\gamma_{11}\gamma_{22} + \frac{E}{2(1-\upsilon^2)}\gamma_{22}^2 + \frac{1}{2}(\mu+\alpha)\gamma_{12}^2 + (\mu-\alpha)\gamma_{12}\gamma_{21} + \frac{1}{2}(\mu+\alpha)\gamma_{21}^2 + \frac{1}{2}B\chi_{13}^2 + \frac{1}{2}B\chi_{23}^2.$$

$$(1.13)$$

Варьируя *I* по всем независимым функциональным аргументом, из вариационного уравнения, $\delta I = 0$, получим основные уравнения ((1.1)-(1.3)) и граничные условия ((1.4)-(1.7)) стержня с круговой осью при обобщенном плоском напряженном состоянии.

На основе уравнений (1.1)-(1.7) известным способом получим закон сохранения энергии (т.е. теорему Клапейрона) для обобщенного плоского напряженного состояния микрополярной теории упругости для рассматриваемой двумерной области (рис.1):

$$\iint_{D} \Im r dr d\varphi = \frac{1}{2} A, \qquad (1.14)$$

где $\frac{1}{2}A$ - работа внешних усилий и моментов:

$$A = \int_{0}^{\varphi_{1}} (q_{1}^{+}V_{1} + q_{2}^{+}V_{2} + m^{+}\omega_{3})_{r=r_{2}} r_{2}d\varphi - \int_{0}^{\varphi_{1}} (q_{1}^{-}V_{1} + q_{2}^{-}V_{2} + m^{-}\omega_{3})_{r=r_{1}} r_{1}d\varphi - \int_{0}^{r_{2}} (\sigma_{11}^{'}V_{1} + \sigma_{12}^{'}V_{2} + \mu_{13}^{'}\omega_{3})_{\varphi=\varphi_{1}} dr + \int_{r_{1}}^{r_{2}} (\sigma_{11}^{''}V_{1} + \sigma_{12}^{''}V_{2} + \mu_{13}^{''}\omega_{3})_{\varphi=\varphi_{2}} dr.$$

$$(1.15)$$

На основе закона сохранения энергии (1.14), с учетом того, что плотность потенциальной энергии деформации (1.13) положительно-определенная квадратичная форма, легко доказать теорему едиственности в микрополярной теории упругости [13,14] (в данном случае для обобщенного плоского напряженного состояния). Также легко проверить, что имеют место формулы типа Кастильяно и Грина. Известным способом [13,14] можно доказать и закон взаимности Бетти в микрополярной теории упругости.

В дальнейшем будем считать, что $2h \ll r$ и $2h \ll l$, где l - длина средней линии стержня (это означает, что будем считать стержень тонким). Наша цель – построение прикладной (одномерной) модели микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью. Для этого радиус вектор r произвольной точки области представим так: $r = r_0 + z$, где $-h \le z \le h$ $(r_1 = r_0 - h, r_2 = r_0 + h)$, при этом на основе тонкостенности стержня будем считать, что

$$1 + \frac{h}{r_0} \approx 1. \tag{1.16}$$

2. Гипотезы. Перемещения и поворот. Деформации и изгиб-кручения. Силовые и моментные напряжения. Формулируем допущения (гипотезы), используемые при построении прикладной модели микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью [6-12]:

1. В качестве исходной кинематической гипотезы для перемещений, примем гипотезу прямой линии, т.е. гипотезу Тимошенко, это означает, что линейный элемент первоначально перпендикулярный к средней линии срединной плоскости стержня до деформации, остается после деформации прямолинейным, но уже не перпендикулярным к деформированной средней линии, а поворачивается на некоторый угол, не изменяя при этом своей длины. Кроме того, для свободного поворота ω_2 будем считать, что эта функция по координате *z* - постоянная. Вследствие указанных допущений будем иметь следующий линейный закон изменения перемещений и свободного поворота по толщине срединной плоскости кругового стержня:

$$V_1 = u(\varphi) + z\psi(\varphi), \quad V_2 = w(\varphi), \quad \omega_3 = \Omega_3(\varphi) , \quad (2.1)$$

где $u(\phi)$ и $w(\phi)$ - перемещения точек средней линии в направлениях по ее касательной и по нормали (т.е. $w(\phi)$ - это прогиб стержня); $\psi(\phi)$ - угол поворота первоначально нормального элемента; $\Omega_3(\phi)$ - свободный поворот этого элемента.

Кинематические гипотезы (2.1) в целом, как в работах [6-12] – назовем обобщенные кинематические гипотезы Тимошенко на случай микрополярного тонкого стержня (в данном случае, для стержня с круговой осью).

2. Гипотеза о тонкостенности стержня, при которой будем принимать приближенное равенство (1.16). С такой же точностью примем следующее приближенное равенство:

$$\frac{1}{r} = \frac{1}{r_0 + z} = \frac{1}{r_0 \left(1 + \frac{z}{r_0}\right)} \approx \frac{1}{r_0} \,. \tag{2.2}$$

3. Предположения о малости в первом уравнении закона Гука ((1.2)₁) нормального напряжения σ_{22} , относительно нормального напряжения σ_{11} .

4. При определении деформаций, изгибов-кручений, силовых и моментных напряжений, сначала для касательного напряжения σ_{21} примем

$$\sigma_{21} = \overset{0}{\sigma}_{21}(\varphi)$$
 (2.3)

После определения указанных выше величин, формулу для σ_{21} будем уточнять следующим образом. Интегрируем по *z* второе из (1.1) ((1.1)₂) уравнение равновесия и, при определении постоянного интегрирования (вернее функции от φ), будем потребовать равенство нулю интеграла от – h до h от полученного выражения. После указанного интегрирования полученное окончательное выражение будем прибавлять к формуле (2.3).

В соответствии с принятым законом распределении перемещений и поворота (2.1), подставляя их в формулы (1.3), находим деформации и изгиб-кручения:

$$\gamma_{11} = \left(\frac{1}{r_0}\frac{du}{d\varphi} + \frac{1}{r_0}w\right) + z\frac{1}{r_0}\frac{d\psi}{d\varphi}, \qquad \gamma_{22} = 0, \qquad \gamma_{12} = \frac{1}{r_0}\frac{dw}{d\varphi} - \frac{1}{r_0}u - \Omega_3$$

$$\gamma_{21} = \psi + \Omega_3 \qquad , \qquad \qquad \chi_{13} = \frac{1}{r_0}\frac{d\Omega_3}{d\varphi}, \qquad \qquad \chi_{23} = 0.$$

(2.4)

Примем следующие обозначения

$$\Gamma_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{du}{d\varphi} + \frac{1}{r_0} w, \quad \Gamma_{12} = \frac{1}{r_0} \frac{dw}{d\varphi} - \frac{1}{r_0} u - \Omega_3, \quad \Gamma_{21} = \psi + \Omega_3,$$

$$K_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{d\psi}{d\varphi}, \quad k_{13} = \frac{1}{r_0} \frac{d\Omega_3}{d\varphi},$$
(2.5)

тогда для деформаций, изгибов – кручений получим

 $\gamma_{11} = \Gamma_{11} + z K_{11}, \qquad \gamma_{22} = 0, \qquad \gamma_{12} = \Gamma_{12}, \qquad \gamma_{21} = \Gamma_{21}, \qquad \chi_{13} = k_{13}, \qquad \chi_{23} = 0.$ (2.6)

Здесь Γ_{11} -представляет собой продольная относительная деформация средней линии; K_{11} -изменение кривизны средней линии (от силовых напряжений); Γ_{12} , Γ_{21} - сдвиговые деформации; k_{13} - изменение кривизны средней линии (от моментных напряжений).

Используя гипотезу 3) и формулу (2.6), из формулы (1.2), для напряжений $\sigma_{\!_{11}}$ будем иметь

$$\sigma_{11} = \overset{0}{\sigma_{11}}(\varphi) + z \overset{1}{\sigma_{11}}(\varphi), \tag{2.7}$$

$$\overset{0}{\sigma_{11}}(\varphi) = \mathrm{E}\Gamma_{11}, \quad \overset{1}{\sigma_{11}}(\varphi) = \mathrm{E}K_{11}.$$
 (2.8)

Для определения силового напряжения σ_{12} используем формулы (1.2)₃, (2.4)₃, (2.4)₄, получим:

$$\sigma_{12} = (\mu + \alpha)\Gamma_{12} + (\mu - \alpha)\Gamma_{21}.$$
(2.9)

Принимая ввиду формулы для σ_{11} ((2.7)), σ_{12} ((2.9)), рассмотрим второе уравнение равновесия ((1.1)₂), которое интегрируем по r, с учетом тонкостенности области и граничных условий из (1.4) для σ_{22} , окончательно получим:

$$\sigma_{22} = \frac{1}{2} \left(q_2^+ + q_2^- \right) - \frac{h^2}{2} \frac{1}{r_0} \frac{1}{\sigma_{11}} + z \left(\frac{1}{r_0} \frac{0}{\sigma_{11}} - \frac{1}{r_0} \frac{d \sigma_{12}}{d \varphi} \right) + \frac{1}{r_0} \frac{1}{\sigma_{11}} \frac{z^2}{2} .$$
(2.10)

Для моментного напряжения μ_{13} на основании формулы (1.2)₅ и, с учетом формулы из (2.6) для χ_{13} , будем иметь:

$$\mu_{13} = Bk_{13} \,. \tag{2.11}$$

Значение для моментного напряжения μ_{23} получим из третьего уравнения равновесия ((1.1)₃) интегрированием по *r* с учетом формул (2.11), (2.9) и (2.3):

$$\mu_{23} = \frac{1}{2} \left(m^+ + m^- \right) - z \left(\frac{1}{r_0} \frac{d \mu_{13}}{d \varphi} + \overset{0}{\sigma}_{12} - \overset{0}{\sigma}_{21} \right)$$
(2.12)

Для определения силового напряжения σ_{21} , в основу будем принимать гипотезу 4), тогда с использованием первого уравнения равновесия ((1.1)₁), а также формулу (2.3), окончательно получим:

$$\sigma_{21} = \sigma_{21}^{0}(\varphi) + \frac{h^{2}}{6} \frac{1}{r_{0}} \frac{d \sigma_{11}}{d \varphi} - z \left(\frac{1}{r_{0}} \frac{d \sigma_{11}}{d \varphi} + \frac{1}{r_{0}} \frac{\sigma_{12}}{\sigma_{12}} \right) - \frac{z^{2}}{2} \frac{1}{r_{0}} \frac{d \sigma_{11}}{d \varphi}.$$
(2.13)

3. Усилия и моменты. Вывод основной системы уравнений микрополярного упругого стержня с круговой осью. С целью приведения двумерной задачи микрополярной теории упругости к одномерной, что уже выполнено для перемещений и поворота, деформаций и изгибов-кручений, силовых и моментных напряжений, в прикладной теории микрополярного упругого стержня с круговой осью, вместо компонент силовых и моментных напряжений вводим статически эквивалентные им интегральные характеристики-усилия: N, Q_1, Q_2 и моменты: M_{11}, L_{13} , которые выражаются следующими формулами:

$$N = \int_{-h}^{h} \sigma_{11} dz , \quad Q_1 = \int_{-h}^{h} \sigma_{12} dz , \quad Q_2 = \int_{-h}^{h} \sigma_{21} dz , \quad M_{11} = \int_{-h}^{h} \sigma_{11} z dz , \quad L_{13} = \int_{-h}^{h} \mu_{13} dz .$$
(3.1)

Теперь будем принимать в основу формулы для σ_{21} ((2.13)), σ_{22} ((2.10)) и μ_{23} ((2.12)), удовлетворяя граничные условия (1.4), с учетом формул (3.1), приходим к системе уравнений равновесия прикладной модели микрополярного упругого стержня с круговой осью:

$$\frac{1}{r_0} \mathbf{N} - \frac{1}{r_0} \frac{dQ_1}{d\varphi} = q_2^+ - q_2^- , \qquad \frac{1}{r_0} Q_1 + \frac{1}{r_0} \frac{d\mathbf{N}}{d\varphi} = -\left(q_1^+ - q_1^-\right)$$

$$Q_2 - \frac{1}{r_0} \frac{d\mathbf{M}_{11}}{d\varphi} = h\left(q_1^+ + q_1^-\right) , \qquad Q_2 - Q_1 - \frac{1}{r_0} \frac{dL_{13}}{d\varphi} = m^+ - m^-.$$
(3.2)

Далее при помощи формул для $\sigma_{11}((2.7))$, $\sigma_{12}((2.9))$, $\sigma_{21}((2.13))$, $\mu_{13}((2.11))$ получим соотношения упругости для указанной модели:

$$N = 2Eh\Gamma_{11}, \quad Q_1 = 2h(\mu + \alpha)\Gamma_{12} + 2h(\mu - \alpha)\Gamma_{21}, \quad Q_2 = 2h(\mu + \alpha)\Gamma_{21} + 2h(\mu - \alpha)\Gamma_{12},$$

$$M_{11} = \frac{2Eh^3}{3}K_{11}, \quad L_{13} = 2Bhk_{13}.$$
(3.3)

Присоединим к уравнениям равновесия (3.2) и соотношениям упругости (3.3) еще и геометрические уравнения (2.5):

$$\Gamma_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{du}{d\varphi} + \frac{1}{r_0} w, \quad \Gamma_{12} = \frac{1}{r_0} \frac{dw}{d\varphi} - \frac{1}{r_0} u - \Omega_3,$$

$$\Gamma_{21} = \psi + \Omega_3, \quad K_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{d\psi}{d\varphi}, \quad k_{13} = \frac{1}{r_0} \frac{d\Omega_3}{d\varphi}.$$
(3.4)

Уравнения равновесия (3.2), соотношения упругости (3.3) и геометрические соотношения (3.4) представляют собой основные уравнения прикладной модели микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью. К этой системе уравнений следует присоединить граничные условия:

I. Условия силового и моментного нагружения:

$$N|_{\varphi=0} = N' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11} dz, \qquad M_{11}|_{\varphi=0} = M' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11} z dz;$$

$$Q_{1}|_{\varphi=0} = Q_{1}' = \int_{-h}^{h} \sigma_{12}' dz, \qquad L_{13}|_{\varphi=0} = L_{13}' = \int_{-h}^{h} \mu_{13}' dz;$$

$$N|_{\varphi=\varphi_{1}} = N'' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11}'' dz, \qquad M_{11}|_{\varphi=\varphi_{1}} = M'' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11}'' z dz;$$

$$Q_{1}|_{\varphi=\varphi_{1}} = Q_{1}'' = \int_{-h}^{h} \sigma_{12}'' dz, \qquad L_{13}|_{\varphi=\varphi_{1}} = L_{13}'' = \int_{-h}^{h} \mu_{13}'' dz.$$
(3.5)

В частности, из этих условий получим условия свободных краев.

II. Условия, когда на краях заданы перемещения и поворот:

$$\begin{aligned} u\Big|_{\varphi=0} &= u' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} V_{1}' dz, \qquad \psi\Big|_{\varphi=0} = \psi' = \frac{3}{2h^{3}} \int_{-h}^{h} V_{1}' z dz; \\ w\Big|_{\varphi=0} &= w' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} V_{2}' dz, \qquad \Omega_{3}\Big|_{\varphi=0} = \Omega_{3}' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} \omega_{3}' dz; \\ u\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} &= u'' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} V_{1}'' dz, \qquad \psi\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} = \psi'' = \frac{3}{2h^{3}} \int_{-h}^{h} V_{1}'' z dz; \\ w\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} &= w'' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} V_{2}'' dz, \qquad \Omega_{3}\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} = \Omega_{3}'' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} \omega_{3}'' dz. \end{aligned}$$
(3.6)

В частности, из этих условий получим условия полной заделки краев.

III. Условия шарнирного типа:

$$\begin{split} \mathbf{N}\Big|_{\varphi=0} &= \mathbf{N}' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11}' dz, \qquad \mathbf{M}_{11}\Big|_{\varphi=0} = \mathbf{M}' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11}' z dz; \\ w\Big|_{\varphi=0} &= w' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} V_{2}' dz, \qquad L_{13}\Big|_{\varphi=0} = L_{13}' = \int_{-h}^{h} \mu_{13}' dz; \\ \mathbf{N}\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} &= \mathbf{N}'' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11}'' dz, \qquad \mathbf{M}_{11}\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} = \mathbf{M}'' = \int_{-h}^{h} \sigma_{11}'' z dz; \\ w\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} &= w'' = \frac{1}{2h} \int_{-h}^{h} V_{2}'' dz, \qquad L_{13}\Big|_{\varphi=\varphi_{1}} = L_{13}'' = \int_{-h}^{h} \mu_{13}'' dz. \end{split}$$
(3.7)

При шарнирном опирании следует считать $w\Big|_{arphi=0}=0, \ w\Big|_{arphi=arphi_1}=0$.

Математическая модель микрополярного упругого стержня с круговой осью выражается системой уравнений (3.2)-(3.4) и граничными условиями (3.5) (либо-(3.6), либо-(3.7)).

Получено также уравнение выражающее закон сохранения механической энергии при деформации микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью и соответствующий общий вариационный функционал. На основе последнего будет разработан метод конечных элементов решения конкретных краевых задач модели (3.2)-(3.7).

Если в функционале (1.8) плоского напряженного состояния микрополярного стержня используем формулы для деформаций, изгибов-кручений-(2.6), силовых и моментных напряжений ((2.8), (2.9), (2.11)), перемещений и поворота-(2.1), после выполнения интегрирования по z, от -h до h, приходим к следующему функционалу:

$$I_{0} = \int_{0}^{\varphi_{1}} \left[\mathcal{P}_{0} - \left\{ \left[\Gamma_{11} - \left(\frac{1}{r_{0}} \frac{du}{d\varphi} + \frac{1}{r_{0}} w \right) \right] N + \left(K_{11} - \frac{1}{r_{0}} \frac{d\psi}{d\varphi} \right) M_{11} + \left[\Gamma_{12} - \left(\frac{1}{r_{0}} \frac{dw}{d\varphi} - \frac{1}{r_{0}} u - \Omega_{3} \right) \right] \mathcal{Q}_{1} + \left[\Gamma_{21} - (\psi + \Omega_{3}) \right] \mathcal{Q}_{2} + \left[k_{13} - \frac{1}{r_{0}} \frac{d\Omega_{3}}{d\varphi} \right] L_{13} \right\} \right] r_{0} d\varphi - \int_{0}^{\varphi_{1}} \left[q_{1}^{+} (u + h\psi) + q_{2}^{+} w + m^{+} \Omega_{3} \right]_{z=h} r_{0} d\varphi + \left[\int_{0}^{\varphi_{1}} \left[q_{1}^{-} (u - h\psi) + q_{2}^{-} w + m^{-} \Omega_{3} \right]_{z=-h} r_{0} d\varphi + I_{0}^{\prime} \right],$$
(3.8)

где

a)
$$I_{0}' = uN'|_{\varphi=0} + \psi M'|_{\varphi=0} + wQ_{1}'|_{\varphi=0} + \Omega_{3}L_{13}'|_{\varphi=0} - uN''|_{\varphi=\varphi_{1}} - \psi M''|_{\varphi=\varphi_{1}} - wQ_{1}''|_{\varphi=\varphi_{1}} - \Omega_{3}L_{13}''|_{\varphi=\varphi_{1}}$$

$$(3.9)$$

$$I_{0} = N(u - u')|_{\varphi=0} + M_{11}(\psi - \psi')|_{\varphi=0} + Q_{1}(w - w')|_{\varphi=0} + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - N(u - u'')|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} - Q_{1}(w - w'')|_{\varphi=0} - L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} + Q_{1}(w - w')|_{\varphi=0} + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} + Q_{1}(w - w')|_{\varphi=0} + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} + Q_{1}(w - w')|_{\varphi=0} + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} + Q_{1}(w - w')|_{\varphi=0} + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} + Q_{1}(w - w')|_{\varphi=0} + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} + Q_{1}(w - w')|_{\varphi=0} + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3})|_{\varphi=0} - M_{11}(\psi - \psi'')|_{\varphi=0} + M_{11}(\psi - \psi')|_{\varphi=0} + M_{11}(\psi -$$

$$= \mathbf{N}(u - u')_{\varphi=\varphi_{1}} - \mathbf{M}_{11}(\psi - \psi')_{\varphi=\varphi_{1}} - \mathcal{Q}_{1}(w - w')_{\varphi=\varphi_{1}} - \mathcal{L}_{13}(\Sigma_{3} - \Sigma_{3})_{\varphi=\varphi_{1}}$$
(3.10)

$$= \mathbf{N}(u - u')_{\varphi=\varphi_{1}} + \mathbf{M}(u - u'$$

$$-\psi \mathbf{M}'' \Big|_{\varphi=\varphi_1} - \Omega_3 L_{13}'' \Big|_{\varphi=\varphi_1} - Q_1 (w - w'') \Big|_{\varphi=\varphi_1} \quad ; \tag{3.11}$$

Э₀ - которое выражается следующей формулой:

$$\begin{aligned} \mathcal{A}_{0} &= Eh\Gamma_{11}^{2} + \frac{Eh^{3}}{3}K_{11}^{2} + (\mu + \alpha)h\Gamma_{12}^{2} + (\mu + \alpha)h\Gamma_{21}^{2} + \\ &+ 2(\mu - \alpha)h\Gamma_{12}\Gamma_{21} + (\gamma + \varepsilon)hk_{13}^{2} , \end{aligned}$$
(3.12)

из себя представляет плотность потенциальной энергии деформации микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью. Отметим, что в выражениях (3.9)-(3.11), одним или двумя штрихами обозначены значения соответствующих величин на краях $\varphi = 0$ и $\varphi = \varphi_1$ стержня.

Вариационное уравнение

$$\partial I_0 = 0 \tag{3.13}$$

будет представлять собой общий вариационный принцип прикладной модели микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью.

Варьируя функционал (3.8) по всем функциональным аргументам, получим основные уравнения и естественные граничные условия прикладной модели микрополярного упругого стержня с круговой осью и естественные граничные условия.

Известным способом, на основе системы уравнений прикладной модели микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью (3.2)-(3.4), либо, на основе

уравнения баланса энергии (1.14), с использованием гипотез раздела два, получим уравнение баланса энергии для указанной прикладной модели:

$$\int_{0}^{a} \mathcal{P}_{0} dx_{1} = \frac{1}{2} A_{0} \quad , \tag{3.14}$$

где $\frac{1}{2}A_0$ - работа внешних приложенных усилий: $A_0 = \int_0^{\varphi_1} [(q_1^+ - q_1^-)u + (q_1^+ + q_1^-)h\psi + (q_2^+ - q_2^-)w + (m^+ - m^-)\Omega_3]r_0d\varphi - uN'|_{\varphi=0} - \psi M'|_{\varphi=0} - wQ_1'|_{\varphi=0} - \Omega_3 L_{13}'|_{\varphi=0} + uN''|_{\varphi=\varphi_1} + \psi M''|_{\varphi=\varphi_1} + wQ''|_{\varphi=\varphi_1} + \Omega_3 L_{13}''|_{\varphi=\varphi_1}$ (3.15)

Отметим, что вариационный принцип (3.13), где I_0 имеет вид (3.8), представляет собой наиболее общий вариационный принцип микрополярных упругих тонких стержней с круговой осью, так как 1усилия, моменты, перемещения, поворот, деформации и изгиб-кручения в нем рассматриваются как независимые функции. При помощи определенных ограничений из этого принципа можно получить частные вариационные принципы.

На основе уравнений баланса энергии (3.14) легко доказать теорему единственности краевых задач прикладной модели. Далее, с помощью формулы (3.12) можем проверить, что имеют место теорема типа Грина ($N = \frac{\partial \Theta_0}{\partial \Gamma_{11}}, M_{11} = \frac{\partial \Theta_0}{\partial M_{11}}, Q_1 = \frac{\partial \Theta_0}{\partial \Gamma_{12}}, Q_2 = \frac{\partial \Theta_0}{\partial \Gamma_{21}}, L_{13} = \frac{\partial \Theta_0}{\partial k_{13}}$). Можно доказать, что для

построенной прикладной модели микрополярного упругого стержня с круговой осью имеет место также теорема взаимности Бетти.

Рассмотрим случай, когда заранее выполнены геометрические уравнения (3.4), а также те граничные условия, которые записаны в перемещениях и повороте, в результате, функционал (3.8) переходит в функционал полной потенциальной энергии системы:

$$U = \int_{0}^{a} \left(\Im_{0} - \left(q_{1}^{+} + q_{1}^{-} \right) h \psi - \left(q_{2}^{+} - q_{2}^{-} \right) w - \left(q_{1}^{+} - q_{1}^{-} \right) u - \left(m^{+} - m^{-} \right) \Omega_{3} \right) ds - \left(\left(Qw + Nu + M_{u3} \psi + L_{13} \Omega_{3} \right) \right|_{s=a} - \left(Qw + Nu + M_{u3} \psi + L_{13} \Omega_{3} \right) \right|_{s=a} \right),$$
(3.16)

где Э₀ - выражается формулой (3.12). На основе этого функционала получим вариационный принцип Лагранжа о минимуме полной потенциальной энергии системы.

4. Классическая модель статики упругого тонкого стержня с круговой осью. Отметим, что если в модели (3.2)-(3.7) микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью приравнять к нулю физическую постоянную α (α = 0), тогда приходим к модели [15] упругого тонкого стержня с круговой осью по классической теории упругости с учетом поперечных сдвиговых деформаций: Уравнений равновесия:

$$\frac{1}{r_0} N - \frac{1}{r_0} \frac{dQ}{d\varphi} = q_2^+ - q_2^-, \qquad \frac{1}{r_0} Q + \frac{1}{r_0} \frac{dN}{d\varphi} = -(q_1^+ - q_1^-),$$

$$Q - \frac{1}{r_0} \frac{dM_{u_3}}{d\varphi} = h(q_1^+ + q_1^-),$$
(4.1)

Физические соотношения упругости:

$$N = 2Eh\Gamma_{11}, \ Q = 2\mu h\Gamma_{12}, \ M_{u_3} = \frac{2Eh^3}{3}K_{11},$$
(4.2)

Геометрические соотношения:

$$\Gamma_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{du}{d\varphi} + \frac{1}{r_0} w, \quad \Gamma_{12} = \frac{1}{r_0} \frac{dw}{d\varphi} - \frac{1}{r_0} u + \psi, \quad K_{11} = \frac{1}{r_0} \frac{d\psi}{d\varphi}.$$
(4.3)

Уравнения равновесия (4.1), физические соотношения упругости (4.2) и геометрические соотношения (4.3) представляют собой основные уравнения прикладной теории упругого стержня с круговой осью с учетом поперечных сдвигов (в классической постановке), к которым следует присоединить граничные условия (например для граничного сечения $\varphi = 0$):

а) когда заданы усилия и момент:

$$M_{u_3}|_{\varphi=0} = M', \quad Q|_{\varphi=0} = Q', \quad N|_{\varphi=0} = N',$$
(4.4)

б) когда граничное сечение жестко защемлен:

$$u|_{\varphi=0} = 0, \ \psi|_{\varphi=0} = 0, \ w|_{\varphi=0} = 0$$
(4.5)

г) когда граничное сечение шарнирно оперт:

$$u\Big|_{\varphi=0} = 0, \ M_{u_3}\Big|_{\varphi=0} = 0, \ w\Big|_{\varphi=0} = 0$$
 (4.6)

Функционал этой прикладной модели упругого стержня с круговой осью будет выражаться так:

$$\begin{split} \widetilde{I}_{0} &= \int_{0}^{\varphi_{1}} \left[\widetilde{\mathcal{G}}_{0} - \left\{ \left[\Gamma_{11} - \left(\frac{1}{r_{0}} \frac{du}{d\varphi} + \frac{1}{r_{0}} w \right) \right] N + \left(K_{11} - \frac{1}{r_{0}} \frac{d\psi}{d\varphi} \right) M_{u_{3}} + \right. \\ &+ \left[\Gamma_{12} - \left(\frac{1}{r_{0}} \frac{dw}{d\varphi} - \frac{1}{r_{0}} u + \psi \right) \right] Q \right\} \left] r_{0} d\varphi \tag{4.7} \\ &- \int_{0}^{\varphi_{1}} \left[q_{1}^{+} (u + h\psi) + q_{2}^{+} w \right]_{z=h} r_{0} d\varphi + \int_{0}^{\varphi_{1}} \left[q_{1}^{-} (u - h\psi) + q_{2}^{-} w \right]_{z=-h} r_{0} d\varphi + \widetilde{I}_{0}^{'}, \end{split}$$

$$-\int_{0}^{1} \left[q_{1} \left(u + h\psi \right) + q_{2}^{*}w \right]_{z=h} r_{0}d\varphi + \int_{0}^{1} \left[q_{1} \left(u - h\psi \right) + q_{2}^{*}w \right]_{z=-h} r_{0}d\varphi + I_{0}^{*},$$

rge
c) $\tilde{I}'_{-} = v NI'_{-} + v \Delta I'_{-} + v Q'_{-} = v NI''_{-} = v \Delta I''_{-} =$

a)
$$\widetilde{I}_{0} = uN'|_{\varphi=0} + \psi M'|_{\varphi=0} + wQ'|_{\varphi=0} - uN''|_{\varphi=\varphi_{1}} - \psi M''|_{\varphi=\varphi_{1}} - wQ''|_{\varphi=\varphi_{1}}$$

(4.8)
6) $\widetilde{I}_{0}' = N(u-u')|_{\varphi=0} + M_{u_{3}}(\psi - \psi')|_{\varphi=0} + Q(w-w')|_{\varphi=0} -$

$$-N(u-u'')|_{\varphi=\varphi_1} - M_{u_3}(\psi-\psi'')|_{\varphi=\varphi_1} - Q(w-w'')|_{\varphi=\varphi_1}$$
(4.9)

B)
$$\widetilde{I}_{0} = uN'|_{\varphi=0} + \psi M'|_{\varphi=0} + Q(w-w')|_{\varphi=0} - uN''|_{\varphi=\varphi_{1}} - \psi M''|_{\varphi=\varphi_{1}} - Q(w-w'')|_{\varphi=\varphi_{1}}$$
; (4.10)

 $\hat{\mathcal{I}}_0$ - плотность потенциальной энергии деформации, которая выражается следующей формулой:

$$\tilde{\mathcal{A}}_{0} = Eh\Gamma_{11}^{2} + \frac{Eh^{3}}{3}K_{11}^{2} + \mu h\Gamma_{12}^{2}$$
(4.11)

Варьируя функционал (4. 7) по всем функциональным аргументам, получим основные уравнения и естественные граничные условия прикладной модели (по классической теории упругости) упругого тонкого стержня с круговой осью:

5. Матрица жесткости конечного элемента упругого стержня с круговой осью. Рассмотрим вывод матрицы жесткости конечного элемента изгибной деформации микрополярного упругого стержня с круговой осью. Основными кинематическими параметрами в задаче изгиба микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью являются: прогиб оси стержня - w(s); осевое перемещение - u(s); уголь поворота нормального элемента - $\psi(s)$, $\Omega_3(s)$ - свободный поворот этого

элемента. Распределение принятых основных кинематических переменных вдоль элемента дуги оси стержня будем аппроксимировать полиномами.

Для прогиба w(s), осевого перемещения u(s), угла поворота нормального элемента $\psi(s)$ и свободного поворота $\Omega_3(s)$ - примем:

$$\begin{split} w(s) &= a_0 + a_1 s + a_2 s^2 + a_3 s^3 + a_4 s^4 + a_5 s^5 + a_6 s^6 + a_7 s^7, \\ u(s) &= b_0 + b_1 s + b_2 s^2 + b_3 s^3 + b_4 s^4 + b_5 s^5 + b_6 s^6 + b_7 s^7, \\ (5.1) \\ \Omega_3(s) &= d_0 + d_1 s + d_2 s^2 + d_3 s^3 + d_4 s^4 + d_5 s^5 + d_6 s^6 + d_7 s^7, \ s &= r_0 \varphi \\ 3 \text{десь} \ a_i, b_i, c_i \text{-коэффициенты, которые выражаются через узловые перемещения и повороты. Узловые перемещения обозначим следующим образом:} \\ w(0) &= \delta_1, \ w'(0) &= \delta_2, w''(0) = \delta_3, w'''(0) = \delta_4, u(0) = \delta_5, u'(0) = \delta_6, \end{split}$$

 $\psi'(a) = \delta_{26}, \psi''(a) = \delta_{27}, \psi'''(a) = \delta_{28}, \Omega(a) = \delta_{29}, \Omega'_3(a) = \delta_{30}, \Omega''_3(a) = \delta_{31}, \Omega'''_3(a) = \delta_{32}$ Как видим данный конечный элемент имеет тридцать два степеней свободы.

Подставим разложения (5.1) в (5.2), выразим коэффициенты a_i, b_i, c_i, d_i через узловые перемещения и повороты δ_k . Подставив таким образом определенные a_i, b_i, c_i в (5.1), имеем для перемещений и поворота аппроксимации

$$w(s) = \sum_{i=1,2,3,4,17,18,19,20} \delta_i N_i(s), \quad u(s) = \sum_{i=5,6,7,8,21,22,23,24} \delta_i N_i(s),$$

$$\psi(s) = \sum_{i=9,10,11,12,25,26,27,28} \delta_i N_i(s), \quad \Omega_3(s) = \sum_{i=13,14,15,16,29,30,31,32} \delta_i N_i(s),$$

(5.3)

где $N_i(s)$ функции формы элемента, которые имеют вид

$$N_{1} = N_{5} = N_{9} = N_{13} = 1 - \frac{35}{a^{4}}s^{4} + \frac{84}{a^{5}}s^{5} - \frac{70}{a^{6}}s^{6} + \frac{20}{a^{7}}s^{7},$$

$$N_{2} = N_{6} = N_{10} = N_{14} = s - \frac{20}{a^{3}}s^{4} + \frac{45}{a^{4}}s^{5} - \frac{36}{a^{5}}s^{6} + \frac{10}{a^{6}}s^{7},$$

$$N_{3} = N_{7} = N_{11} = N_{15} = \frac{1}{2}s^{2} - \frac{5}{a^{2}}s^{4} + \frac{10}{a^{3}}s^{5} - \frac{15}{2a^{4}}s^{6} + \frac{2}{a^{5}}s^{7},$$

$$N_{4} = N_{8} = N_{12} = N_{16} = \frac{1}{6}s^{3} - \frac{2}{3a}s^{4} + \frac{1}{a^{2}}s^{5} - \frac{2}{3a^{3}}s^{6} + \frac{1}{6a^{4}}s^{7},$$

$$N_{17} = N_{21} = N_{25} = N_{29} = \frac{35}{a^{4}}s^{4} - \frac{84}{a^{5}}s^{5} + \frac{70}{a^{6}}s^{6} - \frac{20}{a^{7}}s^{7},$$

$$N_{18} = N_{22} = N_{26} = N_{30} = -\frac{15}{a^{3}}s^{4} + \frac{39}{a^{4}}s^{5} - \frac{34}{a^{5}}s^{6} + \frac{10}{a^{6}}s^{7},$$

$$N_{19} = N_{23} = N_{27} = N_{31} = \frac{5}{2a^{2}}s^{4} - \frac{7}{a^{3}}s^{5} + \frac{13}{2a^{4}}s^{6} - \frac{2}{a^{5}}s^{7},$$

$$N_{20} = N_{24} = N_{28} = N_{32} = -\frac{1}{6a}s^{4} + \frac{1}{2a^{2}}s^{5} - \frac{1}{2a^{3}}s^{6} + \frac{1}{6a^{4}}s^{7}$$
(5.4)

Подставив (5.3) в функционал (3.16), после выполнения интегрирования получим функцию от тридцати двух независимых переменных $\delta_1, \delta_2, \delta_3, \delta_4, \delta_5, \delta_6, \delta_7, \delta_8, \delta_9, \delta_{10}, \delta_{11}, \delta_{12}, ... \delta_{32}$. Минимизация функционала (3.16) приводит к нахождению минимума функции тридцати двух независимых переменных:

$$\frac{\partial U}{\partial \delta_k} = 0$$
 (k = 1,2,3,...,32). (5.5)

Вычислив соответствующие частные производные, получим: $[K] \cdot \{\delta\} = [P].$

Здесь *К* -матрица жесткости элемента размером 32×32 , представляющего собой важнейшее понятие метода конечных элементов; $\{\delta\}^T = \{\delta_1, \delta_2, \delta_3, \delta_4, ..., \delta_{32}\}$ -вектор узловых перемещений и поворотов; [P]- вектор усилий в узлах (вектор нагрузки).

Ниже приведены выражения для элементов матрицы жесткости: $21(2100(-1))^2 + 521^2 T$

$$\begin{split} & K_{11} = K_{1717} = \frac{2h(2100(\alpha + \mu)r_0^- + 521a^2E)}{1287ar_0^2}, \quad K_{12} = K_{21} = \frac{h(1897(\alpha + \mu)r_0^- + 453a^2E)}{3003r_0^2} = \\ & = -K_{1817} = -K_{17,18}, \quad K_{13} = K_{31} = K_{17,18} = K_{1817} = \frac{ha(483(\alpha + \mu)r_0^2 + 137a^2E)}{9009r_0^2} \\ & K_{14} = K_{41} = -K_{17,20} = -K_{2017} = \frac{a^2h(1050(\alpha + \mu)r_0^2 + 383a^2E)}{540540r_0^2}, \\ & K_{22} = K_{1818} = \frac{10ah(180(\alpha + \mu)r_0^2 + 11a^2E)}{3003r_0^2}, \\ & K_{23} = K_{32} = \frac{a^2h(738(\alpha + \mu)r_0^2 + 49a^2E)}{12012r_0^2} = -K_{1819} = -K_{1918}, \\ & K_{24} = K_{42} = K_{2018} = K_{1820} = \frac{a^3h(125(\alpha + \mu)r_0^2 + 9a^2E)}{45045r_0^2}, \\ & K_{33} = K_{1919} = \frac{a^3h(730(\alpha + \mu)r_0^2 + 43a^2E)}{90090r_0^2}, \\ & K_{33} = K_{1919} = \frac{a^3h(730(\alpha + \mu)r_0^2 + 43a^2E)}{90090r_0^2}, \\ & K_{34} = K_{43} = \frac{a^4h(222(\alpha + \mu)r_0^2 + 13a^2E)}{540540r_0^2} = \\ & = K_{1920} = -K_{2019}, \\ & K_{44} = K_{2020} = \frac{a^5h(18(\alpha + \mu)r_0^2 + 4a^2E)}{810810r_0^2}, \\ & K_{15} = K_{51} = -K_{2117} = -K_{1721} = \frac{h(\alpha + \mu - E)}{r_0}, \\ & K_{15} = K_{51} = -K_{22} = -K_{52} = -K_{122} = K_{221} = K_{212} = \\ & -K_{17,21} = -K_{2117} = \frac{127ah(\alpha + \mu + E)}{429r_0}, \\ & K_{201} = K_{129} = K_{130} = -K_{301} = K_{131} = -K_{1317} = -K_{1317} = -K_{1713} = 2h\alpha \\ & K_{202} = K_{229} = -K_{130} = -K_{301} = K_{131} = K_{131} = K_{131} = K_{131} = K_{131} = \\ & -K_{1417} = -K_{1714} = \frac{254}{429}ah\alpha, \\ & K_{131} = K_{311} = K_{329} = K_{233} = K_{151} = K_{115} = -K_{1517} = -K_{1716} \\ & = -K_{1913} = -K_{1319} = \frac{9a^2h\mu}{1287}, \\ & K_{429} = K_{294} = -K_{1312} = \frac{5a^3h\alpha}{1287}, \end{aligned}$$

(5.6)

Рассмотрим, теперь, конкретная задача изгиба микрополярного тонкого упругого стержня с круговой осью (четверт окружности), когда один из краев стержня жестко закреплен, а другой конец - свободен, где приложена вертикальная сосредоточенная сила.

Для граничных условий имеем $w = 0, u = 0, \psi = 0, \Omega_3 = 0$ при s = 0;

 $Q_1 = P, N = 0, M_{11} = 0, L_{13} = 0,$ при s = a,

которые с учетом (3.3), (3.4), эквивалентны следующим условиям:

 $w = 0, u = 0, \psi = 0, \Omega_3 = 0$ при s = 0;

$$(\mu+\alpha)\frac{dw}{ds}+\frac{1}{r_0}(\mu+\alpha)u+(\mu-\alpha)\psi-2\alpha\Omega_3=\frac{P}{2h},$$

 $\frac{du}{ds} + \frac{1}{r_0}w = 0, \frac{d\psi}{ds} = 0, \frac{d\Omega_3}{ds} = 0$ при s = a;

Рассмотрим численный пример:

$$\frac{h}{a} = \frac{1}{40}$$
, $v = 0.33$, $B^* = \frac{B}{a^2\mu} = 1.5$, $\bar{r}_0 = \frac{r_0}{a} = 0.64$, $\frac{P}{a\mu} = 9.5 \times 10^{-8}$.

Здесь все величины безразмерные.

Таблица 1 - Прогибы микрополярного упругого тонкого стержня с круговой осью в

зависимости от отношения	а и классического стержня
	11

μ								
$\frac{\alpha}{\mu}$	микрополярная модель $\overline{W}_{ m max} imes 10^{-4}$	Классическая Модель $\overline{w}_{ m max} imes 10^{-4}$	$\frac{\mathcal{W}_{\max}^{^{_{MUK.}}}}{\mathcal{W}_{\max}^{^{_{KA.}}}}$					
10 ⁻⁵	1.05	1.08	0.97					
10 ⁻⁴	0.85	1.08	0.78					
2×10^{-4}	0.72	1.08	0.66					
10 ⁻³	0.44	1.08	0.41					
10^{-2}	0.31	1.08	0.29					
10-1	0.28	1.08	0.26					

Как убедимся, при увеличении постоянной упругости α (микрополярной постоянной), жесткость стержня сильно увеличивается.

Заключение. В работе развивается подход работ [6-11], на основе которого построена прикладная модель статики микрополярных упругих тонких стержней с круговой осью. Разработаны соответствующие алгоритмы метода конечных элементов для решения краевых задач этой прикладной модели.

Работа выполнена при финансовой поддержке ГКН МОН РА в рамках научного проекта № SCS 15T-2C138.

Литература

1. Жилин П.А. Основные уравнения неклассических теорий упругих оболочек / Динамика и прочность машин , Тр. ЛПИ. №386. Л.: Изд-во ЛПИ. 1982. С. 29-42.

- Пальмов В.А. Простейшая непротиворечивая система уравнений теории тонких упругих оболочек по несимметричной упругости / В сб.: Механика деформируемого тела. М.: Изд-во «Наука». 1986. С. 106-112.
- 3. Altenbach H., Eremeyev V. On the linear theory of micropolar plates / Z. Angew. Math. Mech (ZAMM). V. 89. № 4. 2009. P. 242-256.
- 4. Еремеев В. А., Зубов Л. М. Механика упругих оболочек / М.: Наука. 2008.- 280с.
- Eremeyev V., Altenbach H. Basics of Mechanics of Micropolar Shells. In: Altenbach H., Eremeyev V. (eds) Shell-like Structures. CISM International Centre for Mechanical Sciences (Courses and Lectures), vol 572. Springer, Cham. 2017.
- Саркисян С. О. Математическая модель микрополярных упругих тонких пластин и особенности их прочностных и жесткостных характеристик / Прикладная механика и техническая физика.Т.53. Вып. 2. 2012. С. 148-156.
- Sargsyan S. H. Mathematical Models of Micropolar Elastic Thin Shells / Advanced Structured Materials. Shell-like Structures. Non-classical Theories and Applications. Springer. Vol. 15. 2011.P.91-100.
- 8. Саркисян С.О. Общая динамическая теория микрополярных упругих тонких оболочек / Доклады Российской академии наук. Том 436. № 2. 2011. С.195-198.
- 9. Саркисян С.О. Общая теория микрополярных упругих тонких оболочек / Физическая мезомеханика. Т. 14. № 1. 2011. С. 55-66.
- Sargsyan S.H. Energy balance equation, energetic theorems and variation equation for the general theory of micropolar elastic isotropic thin shells / International Journal of Mechanics.Vol.8. 2014.P. 93-100.
- 11. Sargsyan S.H. Asymptotically Confirmed Hypotheses Method for the Costruction of Micropolar and Classical Theories of Elastic Thin Shells / Advances in Pure Mathematics. N5.2015.p.629-642.
- Sargsyan S. H. Effective Manifestations of Characteristics of Strength and Rigidity of Micropolar Elastic Thin Bars / Journal of Materials Science and Engineering. Vol.2. № 1. 2012. P.98-108.
- 13. Морозов Н.Ф. Математические вопросы теории трещин. М.: Наука. 1984.- 256с.
- 14. Nowacki W. Theory of Asymmetric Elasticity. Pergamon Press. Oxford. New York. Toronto. Sydney. Paris. Frankfurt. 1986. -383.p.
- 15. Саркисян С.О., Хачатрян М.В. Математическая модель плоского кривого (кругового) упругого стержня по классической теории упругости с учетом поперечных сдвиговых деформаций / Доклады НАН Армении. Т.1. №1. 2016. С.34-42.

Глава 15 ИНДУКЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ БЫСТРОИЗНАШИВАЮЩИХСЯ ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ ПОРОШКОВЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

 ¹Белявин К.Е., ²Сосновский И.А., ²Худолей А.Л.
 1. Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь, dz-m@tut.by
 2. Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г.Минск, Республика Беларусь, sos3@tut.by

Увеличение прочности и долговечности деталей механизмов и узлов трения, подвергающихся при эксплуатации повышенному воздействию тепловых и механических нагрузок, является актуальной проблемой современного машиностроения [1].

В последние годы активно ведутся работы по внедрению защитных покрытий, которые обеспечивают замену материала детали с дорогостоящих дефицитных сталей на более дешевые и распространенные – низко- и среднеуглеродистые стали. Большие перспективы в этом направлении открывают технологические процессы и оборудование для нанесения износостойких покрытий методами индукционной наплавки (рисунок 1) [2, 3].



Рисунок 1 – Нанесение покрытий центробежной индукционной наплавкой

Порошковые сплавы на основе железа системы Fe–Cr–B–Si для получения защитных покрытий, обладают высокой твердостью и износостойкостью, однако имеют повышенную хрупкость и пониженную устойчивость к ударным нагрузкам. Такие материалы являются аналогами самофлюсующихся сплавов системы Ni–Cr–B–Si и также в большинстве случаев способны к самофлюсованию. Покрытия системы Fe–Cr– B–Si не уступают хромоникелевым, а часто превосходят их по твердости и износостойкости. При этом стоимость таких материалов в 3-4 раза ниже стоимости порошков на хромоникелевой и никелевой основах. В этой связи порошковые сплавы и смеси системы Fe–Cr–B–Si обычно используют для упрочнения широкой номенклатуры деталей машин и оборудования, работающих в том числе в условиях интенсивного абразивного и гидроабразивного износа.

Среди наиболее перспективных материалов системы Fe–Cr–B–Si для износостойких покрытий следует отметить самофлюсующийся сплав на железной основе ПР-Х4Г2Р4С2Ф, изготавливаемый ОАО «Полема» (г. Тула, РФ) [5-6]. Покрытия из этого сплава обладают высокой твердостью (до HRC 65) и износостойкостью при

абразивном изнашивании, но в ряде случаев недостаточно устойчивы к ударным нагрузкам из-за несовершенства структурного состояния материала.

Целью настоящей работы являлась разработка способов и устройств для технологических процессов индукционного упрочнения быстроизнашивающихся деталей узлов трения порошковыми покрытиями, исследование локальных механических свойств покрытий, полученных из композиционных самофлюсующихся материалов, а также их обрабатываемости.

Способы и устройства для индукционного упрочнения деталей износостойкими покрытиями.

Для нанесения покрытий с использованием внутреннего нагрева в [5,6] предлагается использовать шпиндельное устройство с упругим винтовым поджимом с наладкой, показанной на рисунке 2.



 индуктор; 2 - заготовка; 3 – порошковая засыпка;
 оправка с центральным стержнем; 5 – керамическая труба шпинделя; 6 – покрытие; 7 – винт; 8 - керамическая втулка; 9 – шайба; 10 – колпачок

Рисунок 2 – Наладка для внутреннего нагрева, предназначенная для работы со шпинделем, оснащенным упругим поджимом

В наладке в качестве формующего стержня используется керамическая втулка, которой обеспечивается нагрев размещенного в зазоре закрытой формы порошка, в том числе и из ферромагнитных материалов.

Однако, внутренний нагрев в закрытой форме, выполненной по изображенной схеме, весьма непроизводителен, так как эффективный зазор между индуктором и ферромагнитной деталью увеличивается не только на толщину порошковой засыпки слоя, но и на толщину формующей керамической трубки. Поэтому, чтобы максимально приблизить поверхность индуктора к поверхности нагреваемой основы и порошка и повысить к.п.д. нагрева, внутренний нагрев при вертикальном формовании целесообразно осуществлять в открытых формах, исключающих необходимость присутствия формующих элементов в момент нагрева. Наиболее подходящим в этом смысле для вертикального исполнения технологии центробежного индукционного нанесения покрытий является применение удаляемого формующего элемента перед осуществлением операции нагрева (рисунок 3). Удаляемый элемент должен сначала обеспечить возможность засыпки порошка в зазор и тем самым равномерно распределить его по внутренней поверхности заготовки в статическом состоянии шпиндельного устройства и только затем, придав форме вращение, для того, чтобы уберечь сформованный слой от разрушения, его можно извлекать из вращающейся с формой детали. Для установок и шпиндельных устройств простейшего исполнения (схема I рисунок 3 и рисунок 4) оно может быть выполнено в виде отдельного от шпиндельного устройства вспомогательного стержня (рисунок 5 а, б, в) и в виде специальных (см. схему II рисунке 3) встроенных в шпиндель стержней, установленных с возможностью вертикальных перемещений.

273



(⇐, ↺) - кинематика движений; 1 – заготовка; 2 - порошковая засыпка; 3 – прокладка; 4 центрирующая оправка с формующим стержнем (не показана); 5 – крышка; 6 – индуктор; 7 – покрытие; 8 – шпиндель; 9 - вращаемый упор; 10 - винт крепления заготовки; 11 - упругий элемент; 12 - шпиндель; 13 - полая центрирующая оправка; 14 - перемещаемый формующий стержень; 15 - корпус вращаемого упора

а - исходная и б - конечная позиции

Рисунок 3 - Принципиальные схемы исполнения устройств с вертикальным расположением оси вращения: I - с использованием обычной открытой формы и II - открытой формы с удаляемым стержнем



Формование порошковых слоев с использованием извлекаемого стержня во время вращения представлен на рисунке 4.

Аналогичный способ формования реализуется в специальных устройствах по нанесению покрытий, в которых формующий стержень встраивается в шпиндель (см. схему II рисунок 3 а,б). Обычно в установках этого типа предусматривается позиция (см. схему II рисунок 3) засыпки порошка между заготовкой 1 и выдвинутым стержнем 14 в статическом состоянии шпинделя, промежуточная позиция (на схеме II рисунке 3 не показана) поджима детали 1 к полому корпусу вращаемого упора 9, на которой также обеспечивается вращение и удаление формующего стержня 14 из внутренней полости детали 1 для размещения в освободившемся внутреннем объеме индуктора, а также (см. схему II рисунке 3 б) - позиция нагрева, на которой индуктор 6 для внутреннего нагрева вводится через полый корпус вращаемого упора 15 при вертикальном перемещении с предыдущей позиции.

Подробное описание конструкции устройства для формования покрытий засыпкой порошка в зазор со встроенным и удаляемым во время вращения стержнем, выполненным по схеме II рисунке 3а,б, дано в работе [7]. Конструктивная схема установки приведена на рисунке 5а, а ее общий вид – на рисунке 5б.



1 – станина; 2 - корпус шпиндельного устройства; 3 - привод вращения шпинделя; 4 винтовой привод перемещения штока стержня; 5 - шток стержня; 6 - рычаг привода вертикального перемещения шпинделя

Рисунок 5 – Конструктивная схема и общий вид, изготовленной в металле установки для внутреннего нагрева с используемым внутренним подогревом, встроенным и удаляемым при вращении формующим стержнем

Установка этого типа оказалась полезной при нанесении покрытий на внутренних поверхностях изношенных деталей, в которых в целях сохранения работоспособности наружных поверхностей (рисунок 6) требовалось применение только внутреннего нагрева [8].

275



Рисунок 6 – Шестерня 2-й передачи вторичного вала коробки передач ЯМЗ №236-1701127 автомобиля КаМАЗ, нуждающаяся в восстановлении только внутренней поверхности: а) момент восстановления; б) после восстановления

Схема реализации типового технологического процесса нанесения покрытий с внутренним нагревом на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости заготовки формующего стержня для размещения в ней индуктора показана на рисунках 7-9.



Технологические переходы: ТП1 – размещение на исходной позиции детали 1 и засыпка порошка 2 в зазор, образованный стержнем 3. ТП2 – перевод (→) детали с порошком 2 и стержнем 3 на промежуточную позицию крепления, обеспечивающей е поджим к упору 4, включение вращения (↺) и удаление стержня из внутренней полости детали 1. ТП3 – перевод (→) закрепленной и вращаемой детали 1 с удерживаемым на внутренней поверхности порошком 2 и освобожденным от стержня 3 объемом на позиции нагрева, при котором обеспечивается размещение индуктора 6 в рабочей зоне, включение нагрева, выдержка под нагревом, получение нанесенного слоя 5 и отключение нагрева индуктора в рабочей зоне. ТП4 – возвращение (←) вращаемой детали 1 на промежуточную позицию, выдержка без нагрева для охлаждения, отключение вращения (↺). ТП5 – возвращение (←) детали 1 с нанесенным слоем 5 при одновременном раскреплении на исходную позицию и ее съем

 1 – деталь; 2 – порошковая засыпка; 3 – формующий стержень; 4 – поджимной вращающийся упор; 5 – порошковое покрытие; 6 – индуктор ТВЧ

Рисунок 7 – Схема реализации типового технологического процесса нанесения покрытий с внутренним нагревом на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости заготовки формующим стержнем для размещения в ней индуктора Основной недостаток приведенного технологического процесса состоит в том, что в данном исполнении процесса затрудняется, а иногда и вовсе исключается возможность нанесения ферромагнитных порошков и содержащих их в качестве основных компонентов шихтовых композиций из-за намагничивания и налипания их на индуктор. В результате для нанесения покрытий внутренним нагревом в открытых формах не используются самые дешевые и не менее износостойкие, чем хромоникелевые сплавы, самофлюсующие порошки на железной основе и шихтовые смеси на их основе.

Для устранения указанного недостатка предложены новые схемы формования покрытий с использованием внутреннего нагрева и порошковых сплавов на железной основе.



 деталь; 2 - флюсовая присадка; 3 - формующий стержень; 4 - поджимной вращающийся упор; 5 - индуктор ТВЧ; 6 - засыпка порошкового сплава или порошковой композиции; 7 - порошковый слой, формуемый вращением и нагревом

Рисунок 8 – Схема восстановления внутренней поверхности ступицы зубчатого колеса нанесением слоя из ферромагнитного порошкового сплава на установке вертикального типа со встроенным и удаляемым из внутренней полости формообразующим стержнем для размещения индуктора и обеспечения внутреннего нагрева

Одна из схем приведена на рисунке 8. Она предлагается для восстановления внутренних поверхностей отверстий ступиц зубчатого колеса (рисунок 6). На специализированных предприятиях, ремонтирующих коробки передач автомобилей семейства МАЗ, имеются шестерни (в основном промежуточные), в которых зубчатый профиль практически не изнашивается, а в восстановлении нуждается только поверхность отверстия ступицы. Применяемый в настоящее время метод восстановления внутренних поверхностей электродуговой наплавкой является весьма трудоемким процессом и требует замены на более производительный, например, с использованием индукционного нагрева и нанесением покрытий одновременно на всю внутреннюю поверхность. Из экономических соображений целесообразно было наносить дешевые материалы на железной основе. Индукционный наружный нагрев в данном случае исключается, так как при его применении нарушились бы свойства

277

ранее обработанной наружной поверхности зубчатого профиля. Внутренний индуктор обеспечивает поверхностный нагрев ступицы с минимальной зоной термического влияния на глубинные объемы и в данном случае наиболее предпочтителен. Однако, чтобы осуществить технологию нанесения ферромагнитных материалов потребовался предварительный подогрев слоя до температуры потери его магнитных свойств. Необходимая для этого температура нагрева заготовки Т_н рассчитывается по формуле [7]:

$$T_{H} \ge K \left[\frac{m_{n} \cdot C_{n} (T_{\kappa} - T_{0})}{m_{\partial} C_{\partial}} + T_{\kappa} \right], \tag{1}$$

где T_{κ} – температура Кюри порошкового материала; T_{o} – начальная температура порошкового материала; m_{π} и m_{d} – соответственно, массы порошковой засыпки и детали; C_{π} и C_{d} – соответственно, удельная теплоемкость материала порошка и детали; К=1,1...1,2 – коэффициент, учитывающий потери тепла в окружающую среду.

Приведем технологические переходы (ТП) осуществляемого процесса нанесения покрытий (см.рисунок 8): ТП1 - размещение на исходной позиции детали 1 и засыпки флюсовой присадки 2 в зазор, образованный стержнем 3. ТП2 - перевод (→) детали 1 с флюсовой присадкой 2 и стержнем 3 на промежуточную позицию крепления, обеспечивающей ее поджим к упору 4, включение вращения (U) и удаление стержня из внутренней полости детали 1. ТПЗ - перевод (→) закрепленной и вращаемой детали 1 с удерживаемой на внутренней поверхности флюсовой присадкой 2 и с освобожденным от стержня 3 объемом на позицию нагрева, при котором обеспечивается ввод индуктора 6 в рабочую зону, включение нагрева, выдержка под нагревом для расплавления и растекания флюса, достижения на внутренней поверхности заданной расчетной температуры, способной за счет теплопередачи нагревать порошковую массу сплава, размещаемую в объеме зазора, до температуры точки Кюри, отключение нагрева. ТП4 - возвращение (→) обработанной флюсом детали 1 на промежуточную позицию, отключение вращения (U). TП5 - возвращение (→) обработанной флюсом детали 1 при одновременном ее раскреплении на исходную позицию. ТП6 - засыпка порошкового сплава в зазор, образованный, формующим стержнем 3 и нагретой деталью 1. ТП7 - повторение технологического перехода 2 с засыпанным и нагретым до температуры точки Кюри порошком 6 для закрепления включения вращения и удаления стержня 3. ТП8 - повторение технологического перехода 3 для обеспечения вторичного нагрева заготовки 1, слоя 6 и нанесения порошкового покрытия 7 из сплава. ТП9 - повторение технологического перехода 4 для отключения вращения (\bigcirc), раскрепления и возвращения (\rightarrow) детали с покрытием 7 на исходную позицию. ТП10 - съем готовой детали 1 с покрытием 7.

Схема формования с предварительным подогревом внутренним или наружным индуктором приведены на рисунке 9. Как видим, использование одного и того же индуктора на операции предварительного нагрева заготовки И операции окончательного формования подогретого порошкового слоя не всегда целесообразно, так как в отсутствии порошкового слоя зазор может быть достаточно велик и вследствие этого эффективность нагрева не в состоянии обеспечивать требуемую производительность или темп выпуска заготовок. Поэтому для осуществления каждой из указанных операций необходим свой индуктор. Если имеется возможность, то для выполнения операции предварительного нагрева заготовки лучше применять индуктор для наружного нагрева. Реализация технологии в данном случае выполняется на установках [9], оснащенных двухсекционным индуктором. Каждая секция индуктора подключена к ТВЧ и переключается в зависимости от занимаемого положения детали.



Рисунок 9 – Схема формования с предварительным подогревом внутренним или наружным индуктором: а) предварительный нагрев заготовки внутренним или наружным источником тепла 3; б) предварительное формование порошкового слоя 1 с одновременным его подогревом от заготовки 2; в) окончательное формование подогретого порошкового слоя 1 нагревом от внутреннего индуктора 3

Для реализации технологии нанесения покрытий из ферромагнитных материалов на внутренние поверхности толстостенных цилиндрических заготовок используют комбинированный нагрев наружным и внутренним индуктором [9], что существенно упрощает цикл процесса, представленного на рисунке 8, в результате чего достигается и обеспечивается требуемая температура нанесения для более тугоплавких ферромагнитных материалов.

Таким образом, разработанные технологические схемы, устройства и оснастка для осуществления процессов центробежного нанесения покрытий с использованием комбинированного индукционного нагрева позволяют получать качественные покрытия с высокими физико-механическими свойствами на внутренних поверхностях деталей.

Изучение локальных механических свойств покрытий, полученных из композиционных самофлюсующихся материалов.

Методика выполнения исследований. Изучение локальных механических свойств покрытий проводилось путем металлографического анализа с целью исследования процессов структурообразования покрытий в зависимости от термических режимов обработки и химического состава. Исследования проводились на образцах, полученных при различных температурах центробежной индукционной наплавки с предварительным подогревом заготовки и химического состава порошковых материалов. Общее время нагрева составляло 5 мин. Подготовка образцов проводилась по стандартной металлографической методике. Травление проводилось в насыщенном четырехпроцентном растворе азотной кислоты в этиловом спирте. В отдельных случаях для исследования микроструктур использовалось термическое травление. Изучение микроструктуры выполнялось на металлографическом микроскопе «POLYVAR-MET» при увеличении до 300 раз.

Для всех образцов изучалось распределение, количество и форма пор; состояние переходной зоны «покрытие – основной металл»; оценка равномерности распределения элементов покрытия по объему слоя.

Микротвердость определялась на приборе ПМТ-3. Рентгенофазовый анализ (РФА) проводился для определения фазового состава покрытия и его структуры на дифрактометре ДРОН-3.

Исследования структуры порошковых покрытий из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф.

Металлографические исследования выполнялись для покрытий из состава ПР-Х4Г2Р4С2Ф, полученных центробежным индукционным методом при температурах, равных: 1050°С – два образца; 1090°С – один образец, 1150°С – 2 образца и один образец, полученный при температуре 1100°С с закалкой в воду.

При нанесении состава до T=1050°C наблюдается «рыхлое», пористое покрытие. Между покрытием и основой имеется зазор, четкой границы сплавления нет. При осуществлении операции шлифования наблюдалось отслоение покрытия, местами -«вырывы» частиц. Травлением выявлялась структура покрытия. Она состоит, в основном, из нерасплавленных частиц порошка преимущественно округлой формы (рисунок 10 а). Имеются светлые и темно-серые участки с выделениями различных форм и размеров как на некоторых участках, так и на отдельных частицах порошка. Также встречаются незначительные светлые участки покрытия, имеющие довольно высокую прочность сцепления с основой. Как правило, эти участки представляют собой соединенные между собой расплавленные частицы порошка. Между частицами порошка имеются большие поры-пустоты (рисунок 10 а). На некоторых частицах порошка встречаются темно-серые выделения правильной круглой формы различных размеров, предположительно данные выделения представляют собой окислы сложного состава, образовавшиеся в результате наплавки. Структура частиц порошка характерна для материала, полученного с большой скоростью охлаждения. РФА покрытий показывает наличие твердого раствора на основе α-Fe с карбидными (Me₃C) и боридными (Me₂B) выделениями различных форм и размеров и эвтектики типа Me₃ (Si, B). Он одинаков для обоих образцов (см. рисунок 10 а), полученных при одной температуре (T=1050°C). Однако интенсивность линий α -Fe и Me₂B покрытия (рисунок 10 а) больше, что предположительно связано с изменением температурно-временной характеристики при наплавке. В покрытии микротвердость белых участков, образовавшихся из подплавленных частиц порошка, соответствует 8240...9740 МПа, а у отдельных частиц округлой и овальной форм колеблется в пределах 5920...7940 МПа, темно-серых участков, расположенных между частицами порошка - 6420...7620 МПа и темно-серых включений правильной круглой формы – 5920...6570 МПа. В покрытии (рисунок 10 а) микротвердость отдельных частиц порошка колеблется в пределах 5030...8580 МПа. Темно-серые участки имеют микротвердость 4120...4730 МПа. Не удалось обнаружить четких белых участков, образованных из расплавленных и слипшихся частиц порошка.

Исходя из того, что покрытие состоит в основном из нерасплавленных частиц порошка различных размеров и форм (округлых и немного "сплющенных", подплавленных), можно говорить о низкой температуре наплавки, поэтому для получения качественного плотного покрытия необходимо повысить температуру наплавки.

Повышение температуры индукционного нагрева до 1090°С (рисунок 10 б) не привело (при внешнем осмотре) к получению монолитного (плотного покрытия). Оно, по-прежнему, пористое. По краям покрытия имеются раковины. В некоторых местах наблюдается отслоение покрытия от основы.

Проведенный РФА показал, что качественного изменения фазового состава нет (твердые растворы на основе, преимущественно, α -Fe + Me₃C + Me₂B + Me₃SiB). Однако, повышение температуры нагрева приводит к увеличению (по сравнению с покрытием, полученным при температуре 1050°C) не только интенсивности линий α -Fe и Me₂B, но и интенсивности линий Me₃SiB). Структура покрытия представляет собой твердый раствор, преимущественно на основе α -Fe с выделениями боридов типа Me₂B (или карбобориды Me₂ (B,C)) в виде "табличек", ромбов, палок, карбидов типа Me₃C и веерообразной эвтектики – Me₃Si-B. Выделения карбидов и боридов отчетливо видны на фоне матрицы.



в)

г)

Рисунок 10 - Микроструктура (x300) покрытий из порошка ПР-X4Г2Р4С2Ф, полученных при температурах: 1050°С (а); 1090°С (б); 1100°С с закалкой в воду (в); 1150°С (г)

Граница раздела «покрытие - основной металл», там, где произошло сплавление, - ровная, плотная: без пор, зазоров и раковин. Практически вдоль всей границы сплавления со стороны покрытия наблюдается полоса, представляющая собой легированный аустенит (рисунок 10 б). Изредка встречаются выделения темно-серого цвета разных форм и размеров. Микротвердость матрицы данного покрытия соответствует 6130...7070 МПа, боридов - 9460...12300 МПа, эвтектики - 6420...6570 МПа.

Таким образом, повышение температуры нагрева до 1090°С приводит к улучшению качества получаемого покрытия: исчезают крупные поры и раковины, отчетливо видны карбидные и боридные выделения и эвтектика. Наблюдается хорошая прочность сцепления покрытия с основой. Происходит количественное изменение (увеличение) структурных составляющих покрытия. Такая плотная мелкодисперсная структура материала покрытия должна хорошо работать в условиях интенсивного абразивного износа и трения.

Закалка в воду от 1100°С порошкового покрытия приводит к образованию плотного, без пор, раковин и зазоров покрытия. Наблюдается четкая граница сплавления покрытие - основной металл.

Структура покрытия характерна для наплавок из борсодержащих сплавов, без пор и раковин. Однако, выделения боридов (карбоборидов), карбидов и веерообразной эвтектики более грубые, больших размеров. В структуре покрытия много веерообразной эвтектики, особенно у границы сплавления. Выделения боридов (карбоборидов) представлены в виде "ромбов" и "табличек". Много длинномерных боридов (карбоборидов), иглообразной формы. Четко зафиксированы границы выделений, ровные, прямые. У линии сплавления и у внешнего края покрытия выделения боридов (карбоборидов) имеют меньший размер, чем в середине. Это можно объяснить более быстрым теплоотводом внутрь основы и с поверхности покрытия.

Граница сплавления «основной металл-покрытие» ровная. Зазоры между основой и покрытием отсутствуют. Вдоль всей границы сплавления проходит протравленная полоса.

Фазовый состав покрытия аналогичен предыдущим образцам покрытия, т.е. качественного изменения фазового состава нет. Однако, имеются количественные изменения. По интенсивности линий на рентгенограмме данное покрытие очень похоже на покрытие, полученное при T= 1050°C (рисунок 10 а). Это может быть связано с условиями кристаллизации покрытий. Покрытие (рисунок 10 а) состоит, в основном, из частиц порошка, сформированных при распылении расплава со сверхвысокими скоростями охлаждения. Покрытие, наплавленное при T=1100°C, получено закалкой в воду из состояния расплава.

Микротвердость матрицы соответствует 5920...7620 МПа, боридов - 8940...15900 МПа и веерообразной эвтектики - 6810...7620 МПа. Т.е. повышение температуры до 1100°С и закалка в воду практически не изменяет микротвердость структурных составляющих, что можно объяснить высокой устойчивостью мартенсита при легировании элементами Cr, Si и V.

Исходя из вышесказанного, можно предположить, что покрытие должно хорошо работать в условиях интенсивного абразивного износа и трения. Однако, из-за грубой структуры имеется склонность материала к охрупчиванию в условиях ударноабразивного износа.

Дальнейшее повышение температуры нагрева до 1150°C приводит К качественному изменению покрытия. Структура покрытия хорошая и плотная. Имеется четкая граница сплавления покрытия с основным металлом. Вдоль всей границы сплавления со стороны нанесенного слоя проходит узкая светло-коричневая протравленная полоса (рисунок 10 г). Несколько изменилась структура по сравнению с предыдущим покрытием при T=1100°C, полученным с закалкой в воду (рисунок 10 в). Более медленное охлаждение и более высокая температура нанесения привели к образованию светло-коричневых, железо-хромистых выделений округлой формы. Вблизи границы сплавления встречаются довольно крупные дендритные образования, бороцементита и веерообразная эвтектика. По мере удаления от границы сплавления к середине слоя крупные выделения исчезают. Имеет место мелкодисперсная структура с четко видимыми выделениями боридов (или, скорее всего, карбоборидов) разных форм и размеров (рисунок 10 г). Ближе к внешнему краю нанесенного слоя наблюдается измельчение боридных (карбоборидных) выделений. Структура менее протравлена. Это можно объяснить более высокой скоростью охлаждения и большей степенью легирования.

Качественного изменения фазового состава покрытия, по сравнению с предыдущими, нет. Наблюдается количественное изменение покрытия. Так, например, интенсивность линий α-Fe, Me₂B и Me₃SiB покрытия, полученного при T=1150°C

больше, чем в покрытии, полученном при T=1100°C с закалкой в воду (рисунок 10 в) и аналогична интенсивности линий покрытия, полученного при температуре 1090°C (рисунок 10 б). А интенсивность линий Me₂B и Me₃SiB покрытия, полученного при температуре T=1150°C, меньше, чем интенсивность данных линий покрытия, полученного при температуре 1100°C с закалкой в воду (рисунок 10 в). Это связано с различным количеством добавляемого флюса (буры).

Микротвердость матрицы покрытия, полученного при температуре 1150°С (рисунок 10 г), соответствует 7620...8940 МПа, светло-коричневых выделений - 6570...7240 МПа, боридов - 9740...10600 МПа и эвтектики – 7240 МПа. У покрытия, полученного при T=1150°С, микротвердость матрицы соответствует 6130...6570 МПа, боридов 7620...10200 МПа, а отдельных боридов 9740...10200 МПа и эвтектики - 8580...9460 МПа. Такая разница в микротвердости структурных составляющих может быть объяснена различием в добавках буры при раскислении и температурновременной характеристикой при нанесении.

Таким образом, проведенные исследования позволяют сделать вывод, что наиболее качественное покрытие из данного сплава получается при температуре от T=1150°C.

Исследования структуры покрытий из смеси порошка (70% ПР-Х4Г2Р4С2Ф + 30% ПГ-СР4)

Выполняли металлографические исследования покрытий, полученных центробежном индукционным методом при температурах T=1050°C, T=1090°C, T=1120°C, T=1150°C с закалкой в воду.

На внешней стороне покрытия, нанесенного при T=1050°C, имеются раковины. Граница сплавления «покрытие – основа» - качественная, плотная, без раковин и зазоров. Проведенный РФА показал наличие твердых растворов на основе γ и α-Fe (преимущественно на основе γ-Fe), боридов типа Me₂B (или карбоборидов Me₂ (B, C), карбидов типа Me₃C и эвтектики типа Me₃ (Si, B). После электролитического травления удалось выявить структуру покрытия (рисунок 11 а). Она состоит из дендритов, скорее всего, бороцементита Me₃(C, B) с карбидами хрома сложного состава (Cr, V, Fe)₃C и карбоборидами Me₂(B, C). Имеется много "веерообразной" эвтектики Me₃ (SiB) с микротвердостью 4730...6570 МПа. Микротвердость белых участков находится в пределах 3300...3830 МПа, а темных участков - 4640...5720 МПа. Граница сплавления «покрытие - основной металл» хорошая, плотная: без раковин и зазоров. Вдоль всей границы сплавления проходит белая полоса, предположительно легированного аустенита.

Повышение температуры нагрева до 1090°С не привело к качественному изменению фазового состава покрытия. Интенсивность линий на рентгенограмме практически одинакова, за исключением линий Ме₂В и Ме₃С. Интенсивность этих линий в данном покрытии немного больше, чем в предыдущем. Это подтверждается и металлографическими исследованиями структуры покрытия (рисунок 11 б). Структура покрытия состоит из белых и темных участков разных размеров и форм. Ближе к середине покрытия отчетливо видны мелкие выделения боридов в виде параллелограммов, ромбов и "палок", много эвтектики. Встречаются темно-серые выделения разных размеров правильной круглой формы, предположительно, это окислы сложного состава. Микротвердость белых участков находится в пределах 2210...3380 МПа, темных участков - 4730...5360 МПа. Таким образом, повышение температуры нагрева до 1090°С привело к дополнительному выделению карбидов Ме₃С и боридов Ме₂В из матрицы, в результате чего микротвердость матрицы несколько понизилась. Кроме того, уменьшение микротвердости матрицы может быть связано с отпуском мартенсита, процессами диффузионного перераспределения легирующих элементов и коагуляцией карбидов. Микротвердость эвтектики в данном покрытии осталась практически без изменения - 5030...5920 МПа, карбидов -5920...6810 МПа и боридов - 10600...11000 МПа.

Дальнейшее повышение температуры нагрева до 1120°С не привело к качественному изменению фазового состава материала покрытия. Однако, интенсивность линий Me₃(SiB) и Me₃C уменьшилась по сравнению с покрытиями, полученными при более низких температурах. Это, вероятно, связано с более полным растворением легирующих элементов в твердом растворе при более высокой температуре и их меньшим выделением при охлаждении.

Металлографические исследования показали, что покрытие хорошо нанеслось к основному металлу. Граница сплавления ровная, плотная: без раковин и зазоров. Вдоль всей границы сплавления, со стороны покрытия, проходит белая полоса легированного аустенита. Структура покрытия (рисунок 11 в) аналогична структуре покрытия, полученного при T = 1050°C. Микротвердость эвтектики соответствует 4730...4880 МПа, а дендритов - 3560...4200 МПа.

Закалка в воду от T=1150°C привела к отслоению покрытия от основы. Покрытие плотное, хорошее. Качественного изменения фазового состава покрытия нет. Однако, данное покрытие сильно отличается от предыдущих. Значительно уменьшилась интенсивность линий ү-Fe. Интенсивность других линий также меньше, чем в предыдущих. Наблюдается направленность структуры - текстурированность. Это, возможно, связано с подавлением диффузионных процессов в результате быстрого охлаждения. Металлографические исследования выявили четкую границу сплавления покрытия с основой. Вдоль всей границы сплавления, со стороны покрытия, проходит белая полоса легированного аустенита. Структура, в основном, состоит из дендритов с белыми округлыми зернами и "веерообразной" эвтектики. Также встречаются темносерые выделения правильной круглой формы - окислы (рисунок 11 г). Дендритные представляют собой, всего, выделения скорее выделения бороцементита. Микротвердость дендритов - 2540...2740МПа, эвтектики - 5030...5360 МПа и карбидных или карбоборидных выделений - 6810...7070 МПа. Микротвердость темных участков -2330...3380 МПа. Таким образом, закалка в воду с T=1150°С привела к уменьшению твердости матрицы и выделению упрочняющих карбидных и боридных фаз. Покрытие обладает мягкой матрицей и достаточно твердыми выделениями упрочняющих фаз. Все это говорит о том, что покрытие должно хорошо работать в условиях трения без ударных нагрузок.

С металлографической точки зрения наилучшей структурой обладает покрытие, полученное при температуре индукционного нагрева T=1120°C (мягкая основа и мелкие и твердые выделения упрочняющих фаз).

Проведенные металлографические и рентгенофазовые исследования позволили установить рекомендуемые соотношения компонентов порошковых материалов и температурные режимы нанесения покрытий в зависимости от области их применения и требуемой износостойкости.





Рисунок 11 - Микроструктура (x300) покрытий состава 70% ПР-Х4Г2Р4С2Ф +30% ПГ-СР4 при температурах: 1050°С (а); 1090°С (б); 1120°С (в); 1150°С с закалкой в воду (г)

Исследования показали, что уменьшение температуры нанесения покрытия до 1050-1100°С нежелательно, так как приводит к образованию пористой структуры у покрытия и значительному (15-25%) снижению его прочности сцепления с основой детали. Напротив, увеличение температуры до 1200°С и выше, недопустимо вследствие возможного перегрева материала детали и образования грубой структуры у покрытия. Поэтому для получения высоконадежных покрытий температура наплавки порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф должна находиться в пределах 1150-1170°С.

Исследование обрабатываемости наплавленных износостойких покрытий.

Задачей этих исследований было получение эмпирической модели зависимости стойкости от режимов резания: скорости резания, подачи и глубины резания. Для сокращения затрат использовали статистические методы планирования экспериментов [10], которые дают не только способ обработки экспериментальных данных, но и позволяют также оптимально организовать эксперимент. Поэтому, предполагая, что в исследуемой области режимов резания искомая зависимость имеет линейный характер, а взаимодействие между факторами отсутствует или мало, был принят метод дробного факторного эксперимента (ДФЭ) типа 2⁴⁻¹, по которому кроме влияния скорости резания, подачи и глубины резания на величину периода стойкости, также оценивалось и влияние растачиваемого диаметра.

Дробный факторный эксперимент является частью полного факторного эксперимента, при этом полный факторный эксперимент - это эксперимент, реализующий все возможные неповторяющиеся комбинации уровней независимых факторов, каждый из которых варьируется на двух уровнях. Число этих комбинаций $N=2^k$. Полный факторный эксперимент дает возможность найти раздельные оценки коэффициентов *b* в уравнении регрессии:

$$y = b_0 + \sum_{i=1}^{k} b_i x_i + \sum_{i,j} b_{i,j} x_i x_j + \dots$$
(2)

Нахождение модели методом полного факторного эксперимента состоит из: а) планирования эксперимента, б) собственно эксперимента, в) статистической обработки результатов и получения математической модели объекта. Используя кодированные значения факторов (+1, -1), условия эксперимента можно записать в виде таблицы или

матрицы планирования эксперимента, где строки соответствуют различным экспериментам, а столбцы – значениям факторов.

В таблице 1 приведена матрица планирования дробного факторного эксперимента типа 2^{4-1} . В этой таблице первый столбец отведен для фиктивной переменной x_0 , значение которой одинаково во всех строках и служит для оценки свободного члена b_0 в уравнении регрессии. Последующие столбцы x_1 , x_2 , x_3 соответствуют значениям основных независимых переменных (V, S, t) и образуют матрицу плана. Для оценки коэффициента b_4 при дополнительном факторе x_4 , чтобы сократить число опытов, отводится вектор-столбец матрицы, соответствующий взаимодействию, которым можно пренебречь, т.е. x_4 приравнивается к произведению $x_1 x_2 x_3$. Далее располагаются столбцы с возможными комбинациями двойных произведений факторов: $x_1 x_2$, $x_1 x_3$, $x_2 x_3$, которые позволяют оценить эффекты взаимодействия основных факторов. Кроме того, последний столбец отводится для средних значений результатов опытов, проведенных согласно плану ДФЭ.

В таблице 1 условия эксперимента приведены в закодированном виде. В действительности исследования проводились в широком диапазоне режимов резания. А абсолютные значения и кодировка приведены в таблице 2.

№ точки плана	x 0	x _{1,} V	x _{2,} S	x _{3,} t	$x_4 = x_1 x_2 x_{3,}$ d	X 1 X 2	X 1 X 3	x ₂ x ₃	Т, мин.
1	+	—	_	_	_	+	+	+	601
2	+	+	_	_	+	_	I	+	218
3	+	_	+	_	+	_	+	_	207
4	+	+	+	_	-	+	I	_	8,8
5	+	_	_	+	+	+	I	_	459
6	+	+	_	+	-	_	+	_	19,8
7	+	_	+	+	-	_	I	+	100
8	+	+	+	+	+	+	+	+	5,6

Таблица 1 – Матрица планирования 2⁴⁻¹ и результаты

Таблица 2 – Уровни фа	кторов и интервалы варьирования
-----------------------	---------------------------------

		X 1	X ₂	X 3	X 4
уровни факторов	Ооозначение	м/мин	мм/об	ММ	ММ
Основной	0	100	0,1	0,25	70
Интервал	Δν	50	0.05	0 15	10
варьирования	$\Delta \lambda_{l}$	50	0,00	0,15	10
Верхний	+1	150	0,15	0,40	80
Нижний	-1	50	0,05	0,10	60

В каждой точке факторного пространства, при условиях обработки, приведенных в определенной строке матрицы планирования, эксперименты повторялись как минимум два раза.

Механическую обработку наплавленных покрытий из порошка ПР-Х4Г2Р4С2Ф системы Fe-Cr-B-Si экономически целесообразно проводить на универсальном токарном оборудовании с использованием специальных расточных резцов (рисунок 12), оснащенных универсальными резцовыми вставками с напаянной пластинкой из композита СТМ К02Д «Белбор» (рисунок 13).

Экспериментальные работы по изучению процесса механической обработки покрытий проводились на токарно-винторезном станке модели 1К62 (рисунок 14), а точение велось расточным резцом повышенной жесткости с механическим креплением резцовой вставки, оснащенной СТМ К02Д. Конструкция расточного резца с механическим креплением универсальной резцовой вставки и его общий вид представлены на рисунке 12. Конструкция универсальной резцовой вставки и ее общий вид вид с напаянной пластинкой СТМ К02Д «Белбор» представлены на рисунке 13.



Рисунок 12 – Конструкция и общий вид расточного резца с механическим креплением универсальной резцовой вставки: 1 – державка; 2 – резцовая вставка



Рисунок 13 – Конструкция и общий вид универсальной резцовой вставки с напаянной пластинкой СТМ К02Д «Белбор»

Геометрические параметры резцовой вставки: главный угол в плане $\varphi = 45^{\circ}$, вспомогательный угол в плане $\varphi_1 = 15^{\circ}$, задние углы $\alpha = \alpha_1 = 15^{\circ}$, передний угол $\gamma = -12^{\circ}$, при закругленной вершине резца с радиусом $\tau = 0,5$ мм.

Для определения оптимальных режимов резания проведен полный факторный эксперимент, в процессе которого изучалась скорость нарастания износа (рисунок 15) в зависимости от режимов резания при критерии затупления резца $h_3 = 0.4$ мм. В

результате получена эмпирическая зависимость для определения значения скорости резания:

$$V = \left(\frac{4,54d^{2,1}}{Ts^{1,6}r^{0,7}}\right)^{2,32},$$
(3)

где *d* – диаметр растачиваемой поверхности, *T* – период стойкости; *s* – подача; *t* – глубина резания.



Рисунок 14 – Изучение обрабатываемости наплавленных покрытий

Учитывая неравномерность толщины наплавленного покрытия, а, следовательно, и снимаемого припуска для чернового растачивания необходимо использовать поправочный коэффициент *К* = 0,8.

Для обеспечения требуемой точности окончательного размера детали необходимо провести черновую и чистовую обработку ее внутреннего отверстия. При величина глубины резания при черновой обработке обусловлена этом необходимостью работы резца под корку, т.е. желательно отсутствие после черного растачивания на поверхности не обработанных пятен, и может достигать до 0,5-0,7 мм. А величина глубины резания при чистовом растачивании должна быть не менее 0,3-0,2 мм, т.к. при меньшей глубине резания повышается вероятность возбуждения автоколебаний, приводящих к вибрации инструмента и браку детали.


Рисунок 15 – Зависимость износа резца по задней поверхности от времени работы, *d* = 60 мм: 1 – *V* = 150 м/мин, *S* = 0,05 мм/об, *t* = 0,4 мм; 2 – *V* = 50 м/мин, *S* = 0,15 мм/об, *t* = 0,4 мм; 3 – *V* = 50 м/мин, *S* = 0,05 мм/об, *t*= 0,1 мм

В таблице 3 представлены рекомендуемые режимы токарной обработки наплавленных покрытий для различных размеров деталей.

Вил обработии	Диаметр отверстия	Скорость резания	Глубина резания
вид обработки	<i>d</i> , мм	V, м/мин	<i>t</i> , MM
черновое точение	60	60	TO 0 7 [*]
	80	80	до 0,7
чистовое точение	60	95	0.2*
	80	115	0,3

Таблица 3 – Режимы расточки покрытий

* – подача s = 0,1 мм/об

Заключение

Разработаны и описаны технологические схемы, устройства и оснастка для осуществления процессов центробежного нанесения покрытий с использованием комбинированного индукционного нагрева, которые позволяют получать качественные покрытия с высокими физико-механическими свойствами на внутренних поверхностях деталей.

Проведенные металлографические и рентгенофазовые исследования позволили установить рекомендуемые соотношения компонентов порошковых материалов и температурные режимы нанесения покрытий в зависимости от области их применения и требуемой износостойкости.

Исследована обрабатываемость покрытий из износостойких порошковых самофлюсующихся сплавов на железной основе системы Fe- Cr -B-Si, получаемых методом центробежной индукционной наплавки Определены оптимальные режимы резания с проведением полного факторного эксперимента. Получена эмпирическая зависимость стойкости инструмента от режимов резания: скорости резания, подачи и глубины резания.

289

Список литературы:

1. Современная трибология: Итоги и перспективы / под ред. К.В. Фролова. – М.: Издательство ЛКИ, 2008. – 480 с.

2. Белявин, К.Е. Индукционный нагрев в процессах центробежного нанесения покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Вестник Фонда фундаментальных исследований, № 3 (65), 2013. – С. 68-85.

3. Белявин, К.Е. Теплофизические особенности и энергоэффективность индукционного нагрева при центробежном нанесении покрытий / К.Е. Белявин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Современные методы и технологии создания и обработки материалов: Сб. научных трудов. В 3 кн. Кн. 2. Технологии и оборудование механической и физико-технической обработки / редколлегия: С.А. Астапчик (гл. ред.) [и др.].– Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2013.– С. 484 – 493.

4. Белявин, К.Е. Использование индукционного нагрева для получения износостойких покрытий из порошков ферромагнитных сплавов / К.Е.Белявин, М.А. Белоцерковский, И.А. Сосновский // Металлургия: Республ. межведом. сб. научн. тр.: в 2 ч. – Минск: БНТУ, 2013. – Вып. 34, ч. 2. – С. 173 – 184.

5. Дорожкин, Н.Н., Получение покрытий из порошков на внутренних поверхностях цилиндрических деталей / Н.Н. Дорожкин, Л.П. Кашицин, И.М.Зуев // Весці АН БССР. Сер. физ.-техн. н.- 1972. - № 3.- С. 99-103.

6. Дорожкин, Н.Н. Методические рекомендации по получению покрытий виброударным припеканием / Н.Н. Дорожкин, С.Э. Завистовский, Л.П. Кашицин, В.К. Ярошевич // ИНДМАШ АНБ. - Минск, 1984. - 53 с.

7. Пат. 1713743 СССР / Н.Н.Дорожкин, Л.П.Кашицин, И.А.Сосновский и др.- № 4690639/02; Заявл. 15.05.89 // Открытия. Изобретения. - 1992 - № 7. - С. 42.

8. Кашицин, Л.П. Упрочнение внутренних поверхностей ступиц зубчатых колес при их восстановлении / Л.П. Кашицин, И.А. Сосновский, А.Л. Худолей // Современные материалы, оборудование и технологии упрочнения и восстановления деталей машин: Темат. сборник. Новополоцк: Полоцкий государственный университет, 1999. – С.157-159.

9. А.с. 1719161 СССР / Н.Н.Дорожкин, Л.П.Кашицин, И.А.Сосновский и др. (СССР) - № 4782587; Заявл. 21.11.89 // Открытия. Изобретения.- 1992.-№ 12.- С.60.

10. Кацев, П.Г. Статистические методы исследования режущего инструмента / П.Г.Кацев. – М.: Машиностроение, 1974. – 239 с.

Глава 16..АКТУАЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛА ТЕРМОНАГРУЖЕННЫХ ЗОН ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК

Бердник О.Б., Царева И.Н., Кривина Л.А.

Институт проблем машиностроения РАН (ИПМ РАН) - филиал ФИЦ ИПФ РАН, Россия, Нижний Новгород,berdnik80@mail.ru

> «Если без науки не может быть современной промышленности, то без последней не может быть и современной науки»

Введение

Газовые турбины широко используются в составе газотурбинных двигателей (ГТД) газотурбинных установок различного назначения. Наиболее важны в проектировании, производстве и обслуживании турбин - оптимальный выбор материала деталей и решение задач прочности, позволяющие обеспечить надёжность их длительной эксплуатации.

Самыми высоконагруженными (термические воздействия, вибрационные нагрузки, эрозионное воздействие газового потока и т.д.) деталями горячего тракта газотурбинных двигателей являются рабочие лопатки турбин. Материал лопаток, которые изготавливаются на отечественных предприятиях, на разных стадиях производства должен удовлетворять требованиям ГОСТов, ОСТов и технических условий (ТУ).

В данной работе рассмотрены особенности структуры и их связь с физикомеханическими характеристиками жаропрочного никелевого сплава ХН65КМВЮБ (ЭП800-ВД) на всех стадиях изготовления рабочих лопаток 1-ой ступени турбины газотурбинной установки ГТЭ-45-3 (прутковая заготовка, штампованная заготовка, готовая лопатка) и после различных сроков эксплуатации (с фактическими наработками до истечения назначенного ресурса и после). Проведен детальный анализ изменения микроструктуры и механических характеристик сплава на каждой стадии производства и после эксплуатации (с различными фактическими наработками) как с применением стандартных методов, рекомендованных в ТУ и ГОСТ, так и нестандартных методик.

Проведение микроструктурного анализа и релаксационных испытаний с использованием микрообразцов в локальных высоконагруженных зонах (входная и выходная кромки) лопаток показало, что стандартный подход, рекомендуемый ГОСТами, не отражает реальной картины состояния материала в этих зонах. Обнаруженные изменения структуры и физико-механических характеристик в материале перовой части могут существенно снижать работоспособность лопатки, а, следовательно, и всего агрегата в целом.

Методы испытаний

Макро- и микроструктура

Микроструктуру металла исследовали на оптических микроскопах «Микрокон» Microkon met 6.5.9 и «Axio Observer» при увеличениях X100, X500 (после травления реактивом Марбле). Размер зерна контролировали по ГОСТ 5639, распределение и размеры карбидной фазы определяли согласно 6-ти бальной шкале по ГОСТ 8233.

Количественный анализ упрочняющей интерметаллидной ү́-фазы проводили на растровом электронном микроскопе «VEGA TESCAN II» при увеличениях от X1000 до X20000.

Твердость материала

Измерения твердости по Бринеллю (НВ) и Виккерсу (HV) материала проводили с помощью ультразвукового твердомера МЕТ-У1 (нагрузка на индентор 10 Н, глубина индентирования ~ 10 мкм) по ГОСТ 22761-77. Серия измерений на одном образце

состояла из 20 – 35 точек. Проводилась обработка результатов измерений с определением среднего значения и статистического разброса.

Измерения микротвердости проводили на шлифах на микротвердомере ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 при нагрузке на индентор 0,5 H и 2 H (ошибка измерения не превышала 2 %). Из экспериментальных значений микротвердости определяли локальный коэффициент пластичности по формуле [1]:

$$\delta H = 1 - 14, 3 \cdot (1 - \nu - 2 - \nu 2) \cdot \frac{H}{E}$$

где Н - среднее значение микротвердости,
— - коэффициент Пуассона,

Е - модуль упругости (Е= 23 ГПа – для никелевого сплава [1]).

Механические испытания

Механические характеристики материала определяли на образцах, вырезанных в продольном направлении исследуемого объекта:

- образцы для кратковременных испытаний на растяжение при комнатной температуре (тип образца III по ГОСТ 1497);

- образцы для кратковременных испытаний на растяжение при температуре 800 °С (тип I по ГОСТ 9651);

- образцы для испытаний на длительную прочность при температуре 800 °C (по ГОСТ 10145);

- образцы для кратковременных испытаний на ударную вязкость при комнатной температуре (тип 1 по ГОСТ 9454).

Испытания на релаксацию напряжений проводили на автоматизированном комплексе АУР1 по оригинальной методике. Миниатюрные цилиндрические образцы (размером 3,0х6,0 мм) подвергались деформации сжатием при ступенчатом увеличении нагрузки с постоянным шагом. В ходе релаксационных испытаний на каждом шаге нагружения регистрируется максимальная величина падения напряжения, так называемая истинная глубина релаксации Δσ (или относительная Δσ/σ). Из кривых зависимости величины релаксации от приложенного напряжения определяли предел микропластичности и физический предел текучести [2].

1 Анализ материала лопаток из жаропрочного никелевого сплава на разных стадиях изготовления

Лопатки турбин работают в условиях одновременного действия центробежной силы, вибрационных нагрузок, высокотемпературного и эрозионного воздействия рабочих газов.

Производство лопаток газотурбинных двигателей занимает особое место в современном машиностроении. Лопатки турбин в решающей степени определяют надёжность и безотказность работы газотурбинных двигателей. В связи с этим, технология изготовления и контроля должна обеспечивать стабильность эксплуатационных характеристик и исключать возможность установки в двигатель лопаток с металлургическими дефектами, отклонениями по геометрическим размерам и качеству обработки поверхности.

Рабочие лопатки 1-ой ступени газотурбинной установки ГТЭ-45-3 имеют сложную геометрическую форму. Перовая часть лопатки представляет собой лопасть переменного сечения, ограниченную поверхностями сложного очертания и точно ориентированную в пространстве по отношению к замку. Сочетание указанных факторов и определяет специфику производства этих лопаток. Производство лопаток непрерывно совершенствуется и в настоящее время, главным образом, в направлении механизации и автоматизации технологического процесса. Исключение ручного труда позволяет не только сократить трудоемкость, но и повысить качество изготовления лопаток. Особо тщательно следует выполнять все образующие формы и размеры лопаток, соблюдать установленные для их изготовления технические требования. Отклонения от чертежей могут вызвать в лопатках дополнительные напряжения, не предусмотренные расчетами, что, в свою очередь, может привести к серьезной аварии турбины.

Лопатки турбины изготавливают из жаропрочных сплавов на никелевой основе, имеющих относительно большую твёрдость при высокой вязкости.

Изучение механизмов деформации жаропрочных сплавов при высоких температурах, а также анализ причин эксплуатационных разрушений лопаток в условиях воздействия статических, циклических и термоциклических напряжений показывает, что разупрочнение материала обусловлено, в первую очередь, такими структурными элементами, как границы зерен. В результате воздействия температур и внутренних напряжений происходит накопление дефектов в этих зонах, что приводит к возникновению микротрещин усталостного, термоусталостного и статического характера с последующим разрушением лопаток.

В данной работе проведено исследование структуры и физико-механических характеристик материала рабочих лопаток 1-ой ступени на основных стадиях технологического процесса изготовления.

Лопатки 1-ой ступени изготавливают из жаропрочного никелевого сплава марки ЭП800-ВД (ХН65КМВЮБ-ВД), имеющего следующий элементный состав: С ≤ 0,05 %; S ≤ 0,4 %; Mn ≤ 0,5 %; Cr: (12,5– 13,5) %; Co: (8,5 – 10,5) %; Mo: (5,0 – 6,0) %; W: (4,0 – 6,0) %; Al: (4,2 – 4,9) %; Nb: (1,5 – 2,0) %; Fe ≤ 3 %; Ni – основа [3]. Элементный состав сплава должен быть строго выдержан на всех стадиях производства лопаток. Хром, кобальт, молибден, вольфрам, алюминий, ниобий положительно влияют на жаропрочность никеля и являются эффективными упрочнителями. Повышенное по сравнению с нормой содержание хрома, молибдена (или ниобия) опасно из-за резкого снижения температуры солидуса. Увеличение содержания вольфрама и кобальта неопасно, т.к. они повышают температуру солидуса нихрома. Аналогичную закономерность можно отметить для алюминия, образующего в жаропрочном никелевом сплаве у'-фазу (Ni₃AI) с ГЦК решеткой. Содержание алюминия, хотя он и снижает температуру солидуса, может достигать максимального значения, чтобы обеспечить образование необходимого количества упрочняющей жаропрочной у'фазы. Присадка железа не оправдывает себя, однако многие никелевые сплавы содержат железо в умеренных количествах (≤3 %). Объясняется это тем, что по технологическим соображениям иногда выгодно вводить в сплавы не чистый хром, а феррохром, с которым и попадает железо.

По уровню легирования и связанной с ним температурой растворимости γ'-фазы сплав ЭП800-ВД относится к 3-й группе со средним и выше среднего содержанием количества γ'-фазы (более 30 %) и температурой ее полного растворения T_{п.р.}= (1100 – 1150) °C [4]. Эффективное упрочнение при старении закаленного сплава ЭП800-ВД в результате выделения γ'-фазы (Ni₃AI) достигается при соблюдении следующих условий:

- объемная доля фазы упрочнителя должна быть не менее 30 %;

- если объемная доля выделений ү'-фазы составляет 30 – 40 %, то среднее расстояние между частицами должно быть ~50 нм. При выделении ү'-фазы в большом количестве (>40 %) среднее расстояние между частицами не имеет существенного значения;

- прочность частиц γ'–фазы должна существенно превышать прочность матрицы, которая одновременно должна сохранять достаточную пластичность;

между кристаллическими решетками матрицы и ү'-фазы должно соблюдаться хорошее геометрическое соответствие;

- для обеспечения стабильности структуры сплава при высоких температурах разница в периодах решетки матрицы и γ'-фазы должно быть не более 1 %.

Жаропрочные никелевые сплавы сохраняют гетерогенную (многофазную) структуру даже при высоких рабочих температурах 850–950 °С, составляющих (0,75 – 0,8) Т_{пл.}. За счет жаропрочных избыточных фаз никелевые сплавы хорошо сопротивляются ползучести, т.к. имеют довольно высокие температуры солидуса. Физические свойства сплава ЭП800-ВД представлены в таблице 1[5].

Температура испытания, °С	20	500	700	800
Модуль нормальной упругости Е 10⁻⁵, МПа	2,22	2,04	1,88	1,81
Коэффициент теплопроводности λ, Βτ/(м·К)	-	18,5	21,8	24,4
Коэффициент линейного расширения (α [.] 10 ⁻⁶ 1/К)	11,3	13,8	15,3	16,1
Плотность р, кг/м ³	8460			

Таблица 1 – Физические свойства сплава ЭП800-ВД

Результаты и их обсуждение

В работе проанализировано состояние материала в разных зонах на всех стадиях изготовления рабочей лопатки 1-ой ступени: прутковая заготовка, штампованная заготовка, готовая лопатка. На рисунке 1 приведен вид исследуемых объектов. Исследование проводили на деталях, прошедших визуально-оптический контроль и цветную капиллярную дефектоскопию, не имеющих критических дефектов на поверхности (трещин, пор и т.д.) и допущенных в производство. Объекты для детального анализа были выбраны случайным образом из производственной партии лопаток.

Способ изготовления штампованных заготовок турбинных лопаток включает: нагрев цилиндрической заготовки; ее фасонирование; предварительная и окончательная штамповки в штампах, состоящих из верхней и нижней половин, с выполненными в них гравюрами; обрезка облоя (излишки материала, остающиеся на детали после обработки) на установке гидроабразивной резки; термическая обработка; контроль.



Рисунок 1 – Вид объектов исследования: а - прутковая заготовка, б - штампованная заготовка, в - готовая лопатка

Исследование материала проводили после проведения термической обработки. Температура закалки жаропрочных никелевых сплавов связана с элементным, фазовым составом и количеством избыточных фаз-упрочнителей [6-8]. Чем больше в сплаве основной упрочняющей фазы (Ni₃AI), тем при прочих равных условиях выше его температура закалки. Выдержка при температуре закалки связана не только с полнотой растворения фаз-упрочнителей в никелевом твердом растворе, но и с ростом зерна этого раствора. Чрезмерный рост зерна ведет к снижению ударной вязкости. Наилучшей средой охлаждения при закалке жаропрочных сплавов является воздух.

Детали были обработаны по режиму:

<u>Закалка:</u> температура нагрева 1160±10 °C, время выдержки – 5 часов с момента выхода печи на режим, охлаждение до 950 °C с печью, время охлаждения 30–60 минут, далее на воздухе; <u>Старение:</u> температура нагрева 850±10 °C, время выдержки – 15 часов, охлаждение – на воздухе.

При визуально-оптическом анализе макроструктуры материала трещин, раковин, пористости не обнаружено, однако, на макро- и микрошлифах продольных сечений темплетов зафиксирована локальная карбидная строчечность, соответствующая 3 и 4 баллу (рисунок 2). Карбидная строчечность носит нерегулярный характер и имеет вид отдельных цепочек (длиной 30 от до 55 мкм), расстояние между строчками, расположенными в продольном направлении прутковых заготовок, составляет от 95 до 480 мкм с размером карбидных включений от 1 до 10 мкм. Размер зон скоплений отдельных карбидов составляет от 45 до 80 мкм.



Рисунок 2 – Карбидная полосчатость в микроструктуре продольного шлифа образца, вырезанного из основного сечения прутковой заготовки, X1000

Микроанализ показал, что зеренная микроструктура никелевой матрицы сплава – кондиционная, соответствует 2 и 3 баллу зерна. Материал упрочнен частицами (размером от 0,35 до 0,65 мкм) карбидной фазы, расположенными по границам зерен (рисунок 3а) и включениями (размером от 0,2 до 0,4 мкм) упрочняющей интерметаллидной ү-фазы кубической формы (рисунок 3б). Упрочняющее влияние карбидов носит сложный характер. Карбиды, выделяясь по границам зерна или внутри него, препятствуют рекристаллизации, увеличивая температурную работоспособность сплавов. С другой стороны, выделяясь в неблагоприятной грубой или шрифтовой форме, они могут приводить к снижению сопротивляемости и разрушению.



Рисунок 3 – Микроструктура поперечного шлифа образца из прутковой заготовки

Микроструктура никелевой матрицы штампованной заготовки – кондиционная, с двойниковыми границами в отдельных зернах, соответствует 1 и 3 баллу зерна. Включения упрочняющей карбидной фазы глобулярной формы (размером от 2 до 5 мкм) равномерно распределены внутри зерен. На границах зерен выделения частицы карбидной фазы имеют размер от 0,3 до 0,5 мкм, встречаются отдельные крупные карбиды неправильной формы размером 0,5 до 3,5 мкм. Включения интерметаллидной фазы имеют кубическую форму размером от 0,2 до 0,3 мкм, количество ее составляет ~ 40 % (рисунок 4).

Микроструктура материала готовой лопатки в перовой и замковой частях идентична. Средний размер зерна никелевой матрицы в перовой части лопатки составляет ~180 мкм, в замковой части – 230 мкм, что соответствует 2–3 баллу. Границы зерен никелевой матрицы – четкие, ровные, упрочнены равномерно распределенными дисперсными выделениями карбидной фазы размером от 1,5 до 3,5 мкм. Внутри зерен имеются отдельные глобулярные частицы карбидов размером от 1 до 3 мкм (рисунок 5а). Интерметаллидная ү'-фаза, имеет правильную кубическую форму (размер от 0,2 до 0,4 мкм), количество которой составляет ~ 40 % (рисунок 5б). Все результаты анализа микроструктуры сплава на разных технологических стадиях изготовления лопаток представлены в таблице 2.



а, X4000 б, X20000 Рисунок 4 – Микроструктура сплава поперечного шлифа образца из штампованной заготовки



а, Х4000 б, Х20000 Рисунок 5 – Микроструктура продольного шлифа образца из зоны выходной кромки перовой части лопатки

Таблица 2 – Результаты анализа и	микроструктуры	сплава на	разных	технологических
стадиях изготовления лопаток 1-ой	ступени			

Объект	Место анализа	Балл	Рази	лер зерна	, МКМ
исследования		зерна	max	min	средний
Прутковая	Поперечный шлиф	2-3	165	100	153
заготовка	Продольный шлиф	2-3	175	125	144
	Поперечный шлиф	1-2	240	70	163
	Продольный шлиф	2-3	140	90	122
Штампованная	Темплет - перовая	1-3	210	102	225
заготовка	часть (верх)		510	103	225
	Темплет - перовая	1-3 270		60	220
	часть (низ)		370	00	220
	Темплет - замковая	1-3	400	80	230
	часть		400	00	230
Готовая	Темплет - перовая	2-3	350	100	100
лопатка	часть (верх)		330	100	130
	Темплет - перовая	2-3	350	50	164
	часть (низ)		550	50	104
	Темплет - замковая				
	часть	2-3	320	80	230

Минимальные, средние и максимальные величины твердости, а также относительный разброс экспериментальных значений приведены в таблице 3. Измерения показали, что средние значения твердости материала прутковых и штампованной заготовок соответствуют требованиям, предъявляемым к данному сплаву (HB = 2,85–3,50 ГПа). Однако, отмечается неоднородное распределение твердости (большой относительный разброс) на стадии изготовления прутковой заготовки. В локальных зонах, где был обнаружен наибольший разброс значений твердости, были проведены дополнительно измерения микротвердости. Используя экспериментальные значения микротвердости, были по оригинальной

методике [1] теоретические оценки коэффициента пластичности, характеризующего способность материала воспринимать упругие и пластические деформации. Для обеспечения достаточного уровня пластичности длительно работающего материала коэффициент пластичности (для металлических сплавов) должен быть не менее □_н=0,85. Для измеренных (ультразвуковым методом) значений твердости в интервале от HV(min)=3,11 ГПа до HV(max)=4,31 ГПа коэффициент пластичности будет находиться в допустимых пределах: от П_н=0,89 до П_н=0,85. Средние значения твердости также будут удовлетворять данному критерию оценки пластичности материала. Традиционно принятые в машиностроении испытания твердости по Бринеллю в соответствии ГОСТ 9012-59 (при высоких нагрузках и больших глубинах индентирования соответственно) оставляют видимый невооруженным глазом отпечаток и, как правило, проводятся на заготовках, а не на готовой детали. Они дают усредненный результат и не отражают реальное состояние материала в отдельных зонах детали или в поверхностном слое.

Измерения микротвердости, проведенные на образцах, предназначенных для исследования микроструктуры, показали, что внутри однородных по структуре зерен никелевой матрицы микротвердость составляет Н₂₀₀=4,12 ГПа, что хорошо согласуется с результатами измерений твердости по Бринеллю, полученных с помощью ультразвукового твердомера. Вблизи карбидных цепочек и скоплений карбидных включений микротвердость существенно повышена (на 27 %) и достигает значения Н₅₀=5,25 ГПа. В зернах с двойниками микротвердость вблизи границ также повышена (до Н₅₀=5,20 ГПа). Локальные микрообъемы материала прутковых заготовок с обнаруженным упрочнением являются зонами с пониженной микропластичностью и источником возникновения микротрещин при воздействии внешних нагрузок (сопровождающих процессы механической обработки или при эксплуатации). Локализация таких зон в области выходной кромки лопатки может быть весьма опасной с точки зрения обеспечения надежности и ресурса изделия. Поэтому при изготовлении лопаток на всех стадиях технологического процесса необходим неразрушающий контроль твердости (ультразвуковым твердомером) материала, а также непосредственно на готовых деталях, особенно, в зонах входной и выходной кромок, подверженных при эксплуатации наибольшим температурно-силовым нагрузкам.

Теоретические оценки, проведенные по методике [1] (коэффициент пластичности должен быть не менее □_H=0,85), показали, что допустимый интервал твердости без увеличения риска проявления эффекта микрохрупкости составляет HV=2,70–4,45 ГПа, что соответствует твердости по Бринеллю HB=2,60 – 4,20 ГПа.

Экспериментальные значения твердости по Бринеллю материала в поперечном сечении готовой лопатки составляет НВ~3,20 ГПа, что соответствует требованиям технической документации. Непосредственно на рабочей поверхности перовой и замковой частей готовой лопатки (после финишной механической обработки) средние значения твердости по Бринеллю находятся в интервале HB=3,60-4,45 ГПа. Методом неразрушающей оптической металлографии в разных зонах рабочей поверхности перовой части установлено. что повышенные значения твердости обусловлены структурными неоднородностями материала (преимущественно, разнозернистостью) и наиболее выражены в зоне выходной кромки. При этом, согласно представлениям предприятия-изготовителя, твердость не является сдаточной и контрольной характеристикой. А между тем, показатель твердости (и микротвердости) отражает способность материала сопротивляться пластической деформации, и процесс измерения этой, казалось бы, неважной величины дает много важной информации о механических свойствах материала на разной глубине. Если подходить к измерению твердости неформально (по ГОСТ), а понимать как ведет себя материал при индентировании под нагрузкой, то можно определить критерии безопасной работоспособности материала на стадии готового изделия, что особенно важно. Таким образом, по результатам проведенных исследований для материала рабочих лопаток 1-ой ступени турбины установлен допустимый интервал твердости по Виккерсу HV=2,70 – 4,45 ГПа (или твердости по Бринеллю HB=2,60 – 4,20 ГПа). А измерение твердости ультразвуковым методом следует сделать обязательной процедурой на всех стадиях изготовления лопаток.

Таблица 3 – Результаты измерений твердости по Бринеллю (НВ) ультразвуковым твердомером

Объект	Место	HB(min),	HB(max),	HB	Отн.
исследования	измерения	ГПа	ГПа	(сред.),	разброс
				ГПа	значений,
					%
Дополнение 3 к	Замковая часть	2,85	3,50		
ТУ 108.02.125-87					
	Продольный	3,04	3,81	3,40	16
	шлиф				
Прутковая	Поперечный	3,00	3,56	3,33	15
заготовка	шлиф				
our or oblice	Продольный	3,43	4,29	3,76	17
	шлиф				1.5
	Поперечный	3,14	3,70	3,39	13
	шлиф				
	Перовая часть	3,16	3,69	3,42	3
Штампованная	(верх)				
заготовка	Перовая часть	3,09	3,67	3,38	3
Carorobia	(низ)				
	Замковая часть	3,00	3,83	3,35	5
	Темплет	3,06	3,69	3,33	6
	перовая часть				
	(верх)				
Готовая	Темплет	3,09	3,88	3,34	5
лопатка	перовая часть				
	(низ)				
	Темплет	3,35	3,87	3,58	3
	Замковая часть				

Результаты механических испытаний на растяжение при комнатной и повышенной температурах (800 °C), а также на ударный изгиб образцов, вырезанных из перовой и замковой частей лопаток, приведены в таблице 4. Все полученные механические характеристики материала лопаток на всех технологических стадиях изготовления соответствуют требованиям, предъявляемым к сплаву ЭП800-ВД, при этом значения для перовой и замковой частей лопаток имеют близкие значения.

Высокотемпературные испытания (при 800 °С, σ =392 МПа) на длительную прочность материала лопаток показали удовлетворительные результаты, испытания были остановлены после 101,1 часа, образцы сохранили свою целостность (не разрушены).

Таблица 4 – Механические характеристики материала лопаток при комнатной и повышенной температурах на разных стадиях изготовления

Образец	T,°C	σ _в ,	σ _{0,2} , МПа	δ,%	ψ, %	KCU,
		МПа				қДж/м ²
T)/ 100 02 125 07	20	≥1078	637-784	≥14,0	≥15,0	≥3,0
19 108.02.125-87	800	≥813	≥588	≥8,0	≥12,0	
	20	1228	790	21,7	21,3	6,8
Прутковая заготовка		1235	794	25,1	25,1	7,3
	800	995	674	13,1	25,0	
		1020	697	14,7	26,0	

	перовая	20	1195	731	17,8	27,5	
Штомпо	часть		1205	731	20,6	25,5	
	замковая		1190	705	24,7	24,1	6,3
раппая заготориа	часть		1189	709	24,8	23,7	6,0
301010880	перовая	800	943	613	23,1	29,0	
	часть						
	перовая	20	1232	755	22,0	27,4	
Готород	часть						
ГОТОВАЯ	замковая		1220	750	21,6	26,2	7,1
JIUIIATKA	часть		1222	755	24,9	22,4	7,4
	перовая	800	969	643	15,6	14,0	
	часть						

По результатам проведенных исследований структуры и механических свойств материал на всех стадиях изготовления рабочих лопаток 1-ой ступени соответствует требованиям, предъявляемым к жаропрочному никелевому сплаву ЭП800-ВД. Обнаруженные неоднородности в микроструктуре материала (карбидная строчечность и разнозернистость) приводят к повышению твердости, преимущественно, в зоне выходной кромки перовой части лопатки. Данное отклонение по качеству микроструктуры является следствием несоблюдения технологического процесса. Оно может быть обнаружено и устранено на начальных стадиях изготовления (прутковой и штампованной заготовок). Неразрушающий контроль, а именно измерение твердости материала поверхности перовой и замковой частей, позволит повысить количество качественных готовых (допущенных в эксплуатацию) лопаток. Но, согласно требованиям предприятия-изготовителя, измерение твердости не является сдаточной и контрольной процедурой и носит рекомендательный характер.

2 Анализ материала термонагруженных зон рабочих лопаток после эксплуатации

«Наука – не предмет чистого мышления, а предмет мышления, постоянно вовлекаемого в практику и постоянно подкрепляемого практикой. Вот почему наука не может изучаться в отрыве от техники»

Джон Бернал

При изготовлении и контроле качества готовых рабочих лопаток заводизготовитель руководствуется общепринятыми ГОСТами и Техническими условиями (ТУ) для определения работоспособности деталей при длительной эксплуатации. При изготовлении новых деталей, предполагается, что материал должен быть однороден по всему объему детали, а при анализе сдаточных механических характеристик предприятие - изготовитель предлагает анализировать преимущественно «замок» лопатки, являющийся наиболее массивной частью лопатки, поэтому изготовление из него образцов согласно схемам разрезки по ГОСТ не представляет никакой сложности. Рабочая часть разрывного образца, как правило, не затрагивает наиболее нагруженные зоны лопатки. При этом сами образцы по размерам достаточно велики и при их испытаниях, возможно получить лишь усредненные данные о состоянии Применение материала. данного подхода, регламентированного заводомизготовителем, тем более неприемлемо для лопаток, отработавших назначенный ресурс, или пострадавших вследствие аварии или перегрева. Продление ресурса после проведения комплекса исследований по требованиям ТУ может привести к ошибочно завышенным значениям механических характеристик, т.к. при данном оптимистичном подходе учитывается только состояние внутренних слоев материала лопаток (или вообще только замковой части), а разрушение, как правило, происходит в поверхностных слоях и в более нагруженных зонах (входная и выходная кромки перовой части), проанализировать которые не представляется возможным.

При длительной эксплуатации в материале могут происходить необратимые структурные изменения, сопровождающиеся протеканием процессов ползучести, коррозионной и температурной усталости, которые могут существенно понизить работоспособность лопаток [9-12]. По своему характеру эти изменения отличаются большим разнообразием видов повреждаемости: повышением плотности дислокаций, появлением линий скольжения и двойников, выделением избыточных σ-, μ-, Лавесфаз, а также карбидов типа Me₆C, довыделением и коагуляцией интерметаллидной γ'-фазы, появлением трещин, сколов и коррозионных дефектов.

Результаты и их обсуждение

При проведении исследований состояния материала рабочих лопаток 1-ой ступени ГТЭ-45-3 был применен подход локального анализа состояния материала в разных зонах перовой части (входная и выходная кромки) и сравнение с результатами аналогичных исследований материала замковой части.

При внешнем осмотре рабочих лопаток с различными наработками (от 12 000 до 112 000 часов) было зафиксировано, что разрушение (в виде сколов, трещин и выкрашиваний) преимущественно происходит на выходной кромке, причем максимальные размеры дефектных зон не всегда соответствуют большему времени эксплуатации. Для исследований были выбраны две рабочие лопатки: с наработкой 12 000 часов (не выработавшая назначенный заводом—изготовителем ресурс 50 000 часов), с наработкой 63 000 часов. Внешний вид лопаток после эксплуатации приведен на рисунке 6.

На лопатке с меньшей наработкой (12 000 часов) произошло разрушение материала верхней части выходной кромки перовой части. У лопатки с большей наработкой (63 000 часов) в середине выходной кромки обнаружена трещина, распространяющаяся перпендикулярно оси лопатки.

Для определения ремонтопригодности лопаток необходимо провести комплексное исследование материала и механических характеристик. В ТУ [13] приведена схема разрезки, где механические характеристики сплава определяются из образцов, вырезанных из замковой части. Для анализа материала после эксплуатации данный подход нецелесообразен, так как наибольшему температурно-силовому воздействию подвержена перовая часть лопатки. Исходя из этих соображений, образцы для определения прочностных и пластических характеристик сплава были вырезаны из перовой части. Результаты проведенных механических испытаний представлены в таблице 5.



а б Рисунок 6 - Внешний вид рабочих лопаток после эксплуатации: а – наработка 12 000 часов, б – наработка 63 000 часов

Из результатов испытаний (таблица 5) следует, что материал обеих лопаток по всем механическим характеристикам соответствует требованиям ТУ и является работоспособным. Однако, при сравнении полученных значений с результатами аналогичных механических испытаний материала новой лопатки (таблица 4) видно, что при достаточно высоких значениях предела прочности (от 1100 до 1200 МПа) состояние материала после эксплуатации характеризуется значительным снижением предела текучести до 650 - 670 МПа по сравнению с показателями материала новой лопатки (~750 МПа). Кроме того, после длительной эксплуатации в течение 63 000 часов наблюдается снижение относительного удлинения и сужения в ~1,5 раза.

Таблица 🗄	5 –	Результаты	механических	испытаний	образцов	ИЗ	перовой	части	(при
комнатной	й тем	ипературе)							

Объект	Предел	Предел	Относительное	Относительное
исследования	прочности	текучести	удлинение	сужение
	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ,%
ТУ 108.02.125-87	≥1078	637-784	≥14	≥15
Лопатка с наработкой 12 000 часов	1120	650	23	20
Лопатка с наработкой 63 000 часов	1200	670	15	15

По мнению авторов [14] способ оценки механических свойств и ресурса материала путем стандартных испытаний с определением условного предела текучести не решает проблемы, так как эта характеристика малочувствительна к определению стадии развития процесса старения. Это объясняется тем, что изменение $\sigma_{0,2}$ отражает, главным образом, особенности перехода деформации через границы зерен, а не внутризеренную деформацию. Авторы отмечают, что на поздних стадиях развития процесс старения отражается на многих механических характеристиках, в том числе и на пределе текучести. Но стандартными методами этот факт может быть установлен лишь тогда, когда структурные изменения материала достигают опасных масштабов и грозят разрушением конструкции.

Следует также учесть, что образцы для испытаний по ГОСТ 1497 вырезаны из середины перовой части, а образование дефектов и разрушение, как правило, начинается в поверхностных слоях. Поэтому данный подход дает оптимистичный прогноз с точки зрения прогнозирования ресурса, но, тем не менее не отражает реального состояния материала, особенно в термонагруженных зонах лопатки (например, выходная кромка), из которых нельзя приготовить стандартные образцы. Как показывает практика эксплуатации, разрушение лопаток 1-ой ступени ГТЭ-45-3 происходит именно в зоне выходной кромки. Поэтому снижение предела текучести в материале перовой части и наличие дефектов на выходной кромке требует детального анализа.

Для этого были вырезаны микрообразцы для релаксационных испытаний и анализа микроструктуры. Результаты релаксационных испытаний представлены в таблице 6 и на рисунке 7.

Таблица	6 —	Механические	характеристики	материала	лопаток,	полученные	ИЗ
релаксац	ионны	х испытаний					

Лопатка с	Место проведения	α. MΠa	σ-ΜΠα	(σσ.) MΠa
наработкой	анализа	0 ₀ , wii ia		$(0 -0_0)$, with
	Перовая часть:	370	750	380
	выходная кромка			
12 000	(15 мм от зоны	350	715	365
часов	разрушения)			
	среднее значение	360	733	373

302

	Перовая часть:	350	770	420
	входная кромка	350	775	425
	среднее значение	350	773	423
		260	695	435
		300	675	375
	среднее значение	280	685	405
	Перовая часть,	340	750	410
	выходная кромка	430	670	240
	(вблизи трещины)	260	650	390
	среднее значение	343	690	347
		320	620	300
62 000		450	630	180
	входная кромка	330	640	310
часов	среднее значение	367	630	263
		430	700	270
	Замковая часть	420	710	290
		360	700	340
	среднее значение	403	703	300

Из полученных данных видно, что для материала с наработкой 12 000 часов значения предела текучести во всех анализируемых зонах (от 685 до 773 МПа) соответствуют требованиям ТУ на сплав. В лопатке с наработкой 63 000 часов предел текучести материала выходной кромки σ_{τ} = 630 МПа уже меньше нижнего нормируемого значения (637 МПа).

Предел микропластичности (σ_0), определяемый из релаксационных испытаний, соответствует началу микропластического течения в материале. При одинаковых нагрузках увеличение σ_0 приводит к снижению величины микропластических деформаций, способствующих интенсификации процесса пластической деформации в элементах структуры. Анализ полученных величин предела микропластичности показал, что в лопатке с наработкой 12 000 часов значения σ_0 в разных зонах имеют близкие значения: для перовой части σ_0 = 350 МПа и замковой части σ_0 = 280 МПа. Небольшое различие в значениях предела микропластичности для перовой и замковой частей может быть следствием имеющихся неоднородностей в микроструктуре (например, довыделений упрочняющей фазы).



Рисунок 7 – Среднее значение (σ_τ - σ₀) для материала разных зон лопатки с наработкой 12 000 часов: 1 –входная кромка перовой части; 2 - выходная кромка перовой части; 3 - замковая часть

В лопатке с наработкой 63 000 часов наибольший разброс значений предела микропластичности обнаружен в зоне зарождения и развития трещины: σ₀=260-430 Наименьшее значение предела микропластичности о₀=260 МПа (при МПа. удовлетворительном значении предела текучести σ_{τ} = 650 МПа) получено на образце, вырезанном из зоны около конца трещины (таблица 6). В зоне входной кромки значения предела микропластичности находятся в интервале от 320 МПа до 450 МПа. При этом значения предела текучести изменяются от 620 до 640 МПа, что обусловлено неоднородностью микроструктуры и деформационным упрочнением сплава в локальных зонах. Если построить диаграммы разности между двумя пределами (σ_{r} - σ_{0}) для материала лопаток с разной наработкой (таблица 6, рисунок 7), то становится наглядным, что эта разность существенно меньше на входной и выходной кромках лопатки с наработкой 63 000 часов. Физический смысл этого факта состоит в том, что при увеличении нагрузки материал в этой зоне быстрее перейдет из области упругих деформаций в пластическую.

Таким образом, релаксационные испытания образцов, вырезанных из лопаток с разными наработками, показали, что в материале выходной кромки пера процессы старения во время эксплуатации происходят интенсивнее, так как она является наиболее термонагруженной зоной. Электронно-микроскопические исследования показали, что высокотемпературное воздействие газового потока приводит к изменениям в микроструктуре материала: перераспределению и изменению размеров упрочняющих карбидных и интерметаллидных фаз (рисунки 8, 9), что обуславливает изменение пластических свойств материала в данных зонах.



а



Рисунок 8 – Микроструктура материала лопатки с наработкой 12 000 часов: а - входная кромка перовой части; б - выходная кромка перовой части; в – замковая часть, Х10000



Рисунок 9 – Микроструктура материала лопатки с наработкой 63 000 часов: а - входная кромка перовой части; б - выходная кромки перовой части; в – замковая часть, X10000

При сравнении микроструктуры материала в разных зонах лопатки с наработкой 63 000 часов установлен идентичный характер распределения упрочняющих фаз в никелевой матрице. В материале перовой части обнаружено равномерное выделение интерметаллидной фазы кубической формы с размером частиц ~ 0,5 мкм.

В микроструктуре образца, вырезанного из перовой области вблизи прикорневой зоны, выявлено скопление карбидной фазы разной дисперсности на границах зерен. Для тонкой структуры металла перовой части характерно небольшое увеличение размеров частиц γ' – фазы и потеря их четкой огранки. Наблюдается их частичное слияние. Размер включений упрочняющей интерметаллидной фазы в материале перовой и замковой частей лопатки ~ до 0,5 мкм, карбидов ~ до 3 мкм. В структуре материала замковой части обнаружены выделения как первичных (крупных) карбидов, так и вторичных (мелких) карбидов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401 (№ госрегистрации 01201458049)

Заключение

При определении методологии в исследованиях материала на разных технологических стадиях изготовления лопаток (и других ответственных деталей горячего тракта газотурбинных двигателей) или в постэксплуатационном состоянии необходимо понимать, что каждая лопатка (деталь) индивидуальна и требует применения нестандартных подходов при определении работоспособности и прогнозирования ресурса.

Анализ жаропрочного никелевого сплава ЭП800-ВД на разных стадиях изготовления рабочих лопаток 1-ой ступени ГТЗ-45-3 показал, что выборочный контроль, регламентированный заводом-изготовителем – это отработанная годами процедура, которая требует кардинальной переработки и внесения изменений. Производство должно идти в ногу со временем и вводить новые нестандартные методы диагностики материала не только на заготовках, как это делается в настоящее время, но и непосредственно на готовом изделии, особенно, в зонах повышенной опасности. Весьма перспективными являются неразрушающий металлографический анализ микроструктуры, проводимый непосредственно с рабочей поверхности детали, ультразвуковой метод измерения твердости (с использованием портативных приборов), что позволит определять выходные параметры изделия, увеличить количество выборки и повысить качество контроля на конечной стадии производства. Внедрение новых методик позволить уменьшить количество бракованной продукции и отказов при работе лопаток.

Проведенные исследования материала лопаток при разных сроках эксплуатации подтвердили, что подход к оценке технического состояния комплекта и каждой лопатки должен быть индивидуальным, с локальным анализом термонагруженных зон (входная и выходная кромки перовой части) с применением электронно-микроскопических исследований и механических испытаний на микрообразцах.

Регламентированные в ГОСТах и ТУ требования по определению балла зерна никелевой матрицы не отражают в полной мере картину изменений, происходящих в структуре сплава. Основной упрочняющей фазой в сплаве ЭП800-ВД является интерметаллидная фаза, а ее вид, размер, распределение и количество не контролируется. Современный уровень электронной микроскопии позволяет проводить исследования, которые являются наиболее информативными, они дополнят оптическую микроскопию. Кроме того, актуальным является контроль микроструктуры материала непосредственно на рабочей поверхности готовой лопатки, который может выявить последствия неправильной механической обработки (например, прижоги). Для данного вида контроля необходимо использовать метод неразрушающей оптической металлографии.

Необходимо заводам-изготовителям и эксплуатационным организациям более тесно сотрудничать с НИИ и вводить новые современные методы контроля на всех стадиях изготовления и эксплуатации ответственных деталей.

Список литературы:

1. Мильман, Ю.В. Характеристика пластичности, получаемая при измерении твердости / Ю.В. Мильман, Б.А. Голанов, С.И.Чугунова. – Киев, 1992. – 25 с.

2. Скуднов, В.А. Релаксация напряжений в металлах и сплавах / В.А. Скуднов, М.К. Чегуров – Н.Новгород: метод. пособие. НГТУ, 2010. – 30с.

3. Зубченко, А.С. Марочник сталей и сплавов. 2-ое изд., доп. и испр. / А.С. Зубченко, М.М. Колосков, Ю.В. Каширский и др. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.

4. Захаров, М.В. Жаропрочные сплавы / М.В. Захаров, А.М. Захаров – М.: Металлургия, 1972. – 348 с.

5. Масленков, С.Б. Жаростойкие стали и сплавы. Справочное издание / С.Б. Масленков – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.

6. Борздыка, А.М. Термическая обработка жаропрочных сталей и сплавов / А.М. Борздыка, В.З. Цейтлин – М.: Машиностроение, 1964–248 с.

7. Рыбников, А.И. Термическая обработка лопаток с покрытиями / А.И. Рыбников, Л.Б. Гецов // МиТОМ, 1995. – №9. – с. 21-25.

8. Филатова, М.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов / М.А. Филатова, В.С. Судаков // МиТОМ, 1995. – №9. – с. 12-25.

9. Тарасенко, Ю.П. Структура и механические свойства лопатки 1 ступени ротора турбины ГТЭ-45-3 после длительной наработки и регенерации / Ю.П. Тарасенко, Бердник О.Б., Сорокин В.А. // Вестник Самарского Государственного Аэрокосмического Университета. Самара, 2009. – №3. – с.110-117.

10. Бердник, О.Б. Структурно-фазовое состояние и механические свойства материала ЭП800-ВД лопатки ротора турбины после длительной эксплуатации и восстановительной термообработки / О.Б. Бердник, Ю.П. Тарасенко // www.vntr.ru Интернет-журнал «Вестник научно-технического развития», 2011. – №7(47). – с.17-22.

11. Тарасенко, Ю.П. Анализ основных структурных и механических характеристик сплавов ЭП800 и ЭИ893 для оптимизации изготовления 1-й ступени ГТЭ-45-3 / Ю.П. Тарасенко, О.Б. Бердник, И.Н. Царева, Д.А.Казанский // Проблемы машиностроения и надежности машин, 2016. – №1. – с.93-99.

12. Бердник, О.Б. Определение работоспособности материала рабочих лопаток из сплава ЭП800ВД методами количественной оценки и морфологических параметров интерметаллидной фазы / О.Б. Бердник, И.Н. Царева, С.В. Кириков // Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева, 2016. – №1(116). – с.135-140.

13. ТУ 108.02.125-87 «Заготовки рабочих лопаток штампованные, изготовленные, из жаропрочных сплавов ХН65КМВЮБ-ВД (ЭП800ВД), ХН80Т1БЮ (ЭИ-607А), ХН80Т1БЮ-ВД (ЭИ607А-ВД), 2016.

14. Патент 2204817 Чувильдеев В.Н. Способ определения технического состояния материалов элементов конструкции /Мадянов С.А. Краев А.П. Нохрин А.В. Мельников Г.Ю. Грунтенко Г.С. Никитюк В.М. http://www.findpatent.ru/patent/220/2204817.html © FindPatent.ru - патентный поиск, 2012-2018.

Глава 17 ДВИГАТЕЛИ И ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu-Al-Ni

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

¹ФТИ им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия ²ЦНИИ Робототехники и Технической Кибернетики, г. Санкт-Петербург, Россия pulnev@mail.ioffe.ru

ВВЕДЕНИЕ

Термоупругие мартенситные превращения, связанные с трансформацией кристаллической структуры твердого тела под воздействием внешней силы, приводит к большим деформациям неупругого характера, вследствие чего происходит изменение первоначальной формы тела. Такие деформации могут быть различного типа – растяжения, сжатия, кручения или изгиба. Восстановление накопленной неупругой деформации и, как следствие, возврат к исходной форме тела может осуществляться как в процессе разгрузки при постоянной температуре – эффект сверхупругости, так и в процессе нагрева – эффект памяти формы. В различных материалах эти обратимые деформации составляют от единиц до десяти и более процентов [1-4].

При нагреве материала с эффектом памяти формы в случае внешнего сопротивления восстановлению формы в его объеме происходит генерация напряжений, что приводит к возникновению реактивной силы [5-8].

Важным обстоятельством для технических применений данного эффекта является значительное превышение величины реактивной силы над силой, вызвавшей первоначальное изменение формы. Это открывает принципиальную возможность получения полезной механической работы в техническом устройстве – циклическом двигателе или приводе, в котором «тело» из материала с эффектом памяти является функциональным силовым элементом, «активно работающим» в циклическом режиме [8-11].

В главе рассматриваются базовые положения конструирования циклических двигателей и приводов, а также связь их основных технических характеристик со свойствами монокристаллов сплавовCu-Al-Ni. В качестве практического применения таких устройств с силовыми элементами из монокристаллов с эффектом памяти формы приведена конструкция и описана работа мини робота.

Эффект памяти формы в монокристаллах на основе Cu–Al–Ni при термоциклировании под нагрузкой

Монокристаллы сплавов на основе Cu–Al–Ni обладают ярко выраженными эффектами памяти формы и сверхупругости, демонстрируя большие обратимые деформации в широком диапазоне температур [2,3,12,13]. Так, например, максимальная обратимая деформация при эффекте сверхупругости реализуется для кристаллографической ориентации <001> и достигает 10% для превращения β₁→β'₁ и 16% в случае двух последовательных мартенситных превращений β₁→β'₁→α'₁ [3,14].

Для использования данного материала в качестве силовых элементов циклических двигателей нужно знать ряд его специальных свойств, таких как:

обратимая деформация эффекта памяти формы ε_{эпф};

- генерируемые напряжения σ_{ген} при восстановлении формы в процессе нагревания;

 напряжение о_{деф}, необходимое для достижения максимальной деформации при охлаждении под нагрузкой;

- зависимости характеристических температур мартенситных превращений от приложенного напряжения;

– предельная температура нагрева Т_{пред}, до которой материал сохраняет работоспособность без потери функциональных свойств.

Знание этих параметров необходимо для расчета характеристик создаваемых циклических двигателей.

Для определения вышеуказанных свойств материала были проведены исследования силовых элементов в условиях, имитирующих работу циклического двигателя, в котором силовые элементы функционируют в режиме одноосного растяжения. Для определения обратимой и остаточной деформаций, а также зависимости температур превращений от действующего напряжения эксперименты проводилось при термоциклировании под нагрузкой. К испытуемому образцу прикладывалось заданное напряжение о при температуре на 20-30 градусов выше температуры конца обратного мартенситного превращения $A_{\kappa}(\sigma)$, после чего проводился цикл «охлаждение – нагрев» под нагрузкой. Интенсивное деформирование образца начиналось в полуцикле охлаждения при достижении температуры начала прямого мартенситного превращения М_н(σ) и заканчивалось при температуре конца прямого мартенситного превращения Μ_к(σ). Далее в полуцикле нагрева при обратного температуры начала превращения A_μ(σ) начиналось достижении интенсивное восстановление формы, которое заканчивалось при температуре конца обратного превращения Α_к(σ). Таким образом фиксировалась термодеформационная петля, соответствующая данному напряжению, после чего приложенное напряжение увеличивалось И термоцикл повторялся. Исследования проводились на монокристаллах сплава Cu-13.5%Al-5.0%Ni, выращенных вдоль направления <100>. Образцы имели по данным дифференциального сканирующего калориметрического анализа следующие характеристические температуры мартенситных превращений: М_н = 52°C, M_{κ} = 39°C, A_{H} = 49°C, A_{κ} = 60°C. Термодеформационные петли исследуемого монокристаллического сплава Cu-13.5%AI-5.0%Ni для напряжений 4, 40 и 180 МПа приведены на Рис. 1.



Рисунок 1 - Зависимость деформации от температуры при термоциклировании монокристалла сплава Cu–13.5%Al–5.0%Ni в режиме растяжения под нагрузкой при напряжениях 4, 40 и 180 МПа (кривые 1, 2 и 3 соответственно).

Важным свойством исследуемого монокристаллического сплава Cu–Al–Ni является, как видно из Рис.1, полное восстановление при нагреве деформации памяти формы, накопленной при охлаждении. В изученном диапазоне температур до 220°С и напряжений до 200 МПа исследуемый материал демонстрирует полное отсутствие остаточных деформаций и проявляет «совершенный эффект памяти формы». Обратимая деформация эффекта памяти формы ϵ_{anp} в зависимости от действующего в термоцикле напряжения о показана на Рис. 2. Из рисунка видно, что максимальная обратимая деформация памяти формы ϵ_{anp} достигает 8,4%, а величина минимального напряжения σ_{dep} , необходимая для достижения этой максимальной деформации составляет 62 МПа.



Рисунок 2 - Зависимость обратимой деформации ε_{эпф} от действующего напряжения σ при термоциклировании монокристаллического сплава Cu–13.5%AI–5.0%Ni в режиме растяжения.



Рисунок 3 - Зависимость характеристических температур превращений от величины действующего напряжения при термоциклировании монокристаллов сплава Cu–13.5%AI–5.0%Ni в режиме растяжения.

На Рис. 3 приведены зависимости характеристических температур превращений М_н, М_к, А_н, А_к от величины действующего в термоцикле напряжения. Увеличение действующего напряжения приводит к практически линейному возрастанию всех характеристических температур превращений.

В циклическом двигателе максимальная температура нагрева силового элемента не должна быть выше температуры, при которой начинается процесс деградации свойств материала – Т_{пред}, вследствие чего происходит потеря его работоспособности [5-8]. В то же время температура, до которой необходимо охладить силовой элемент для достижения заданной деформации при соответствующем напряжении, равна температуре конца прямого мартенситного превращения в соответствии с Рис. 3. На основании результатов проведенных экспериментальных исследований для расчетов характеристик двигателей на монокристаллах Cu-Al-Ni приняты значения вышеприведенных параметров:

– максимальная обратимая деформация памяти формы $\epsilon_{anp} = 8\%;$

 напряжение, необходимое для деформирования охлаждаемого силового элемента до максимальной деформации σ_{деф} = 60 МПа;

– максимальная температура нагрева силового элемента Т = 200-220°С;

– максимальные генерируемые напряжения при восстановлении формы силового элемента при нагреве σ_{ген} = 180-200 МПа.

2. Принципы построения и основные технические характеристики двигателей на основе материалов с эффектом памяти формы

Для создания циклического двигателя, который преобразует подводимую энергию в механическую работу за счет эффекта памяти формы необходимо ввести в состав двигателя два силовых элемента, работающих друг против друга по принципу мышц–антагонистов "сгибатель–разгибатель". Требуется также организовать соответствующие временные индивидуальные тепловые режимы нагрев – охлаждение для каждого силового элемента, которые должны быть механически связаны между собой так, чтобы при срабатывании одного из них, деформировался другой с приведением его тем самым в состояние готовности к следующему срабатыванию. Таким образом, организуется циклическая работа двигателя [15,22].

Необходимым условием, определяющим принципиальную возможность создания двигателя, работающего в циклическом режиме, является отсутствие в материале силовых элементов необратимых остаточных пластических деформаций при их работе в термоцикле под нагрузкой. В противном случае в каждом цикле работы двигателя будет происходить накопление пластических деформаций, что приведет к необратимому удлинению силовых элементов с последовательным сокращением амплитуды их движения в процессе работы двигателя вплоть до полной потери его работоспособности.

2.1. Принципы построения и основные технические характеристики линейных двигателей

Ниже приведены принципы построения линейных двигателей на базе силовых элементов, которые подвергаются деформациям растяжения и изгиба.

2.1.1. Линейные двигатели с силовыми элементами, работающими на растяжение

Структурная схема линейного двигателя, в котором реализован описанный выше принцип, представлена на Рис. 4. Двигатель включает в себя два силовых элемента СЭ1 и СЭ2, которые одним концом закреплены на корпусе двигателя, а другим на штоке – подвижной части двигателя. В данном линейном двигателе силовые элементы подвергаются деформации растяжения, то есть увеличивают свою длину под воздействием силы и способны сокращать ее при нагреве.



Рисунок 4 - Структурная схема линейного двигателя. а – начальное положение штока двигателя, б – конечное положение штока, в – промежуточное положение штока.

На Рис. 4а показано начальное положение штока двигателя, в котором первый силовой элемент СЭ1 находится в недеформированном состоянии с длиной L0, а второй СЭ2 наоборот, растянут до длины L1. На Рис. 4б показано конечное положение штока, в котором вследствие нагрева второй элемент СЭ2 вернул предварительно заданную деформацию, сократив свою длину до начальной L0, переместил шток как показано на рисунке слева направо (направление, условно принятое за направление движения «вперед») на величину перемещения +Х_{мах} и растянул первый силовой элемент СЭ1 до длины L1. Для реализации полного цикла работы двигателя необходимо обеспечить возврат штока в исходное положение, переместив его справа налево, то есть в направлении «назад» на величину –Х_{мах}. Это достигается путем нагрева первого СЭ1 при одновременном охлаждении второго СЭ2. Такая организация тепловых режимов «нагрев – охлаждение» силовых элементов обеспечивает многократную циклическую работу двигателя.

При необходимости шток может быть остановлен в любой фазе цикла и в любой точке X между крайними положениями, как показано на Рис. 4в. Из этого промежуточного положения можно возобновить движение штока в любом направлении путем нагрева-охлаждения соответствующих элементов. Организация описанной выше работы двигателя возможна с помощью соответствующей системы управления тепловыми режимами силовых элементов с обратной связью по температурам силовых элементов соответственно T1(т) и T2(т) и по положению штока X(т) как функциями от времени т [9].

Условием движения штока в требуемом направлении против нагрузки и совершения полезной работы является следующий баланс сил:

$$F_{a\kappa m} - F_{\partial e\phi} = F_{\partial e} > F_{H}, \qquad (1)$$

где:

F_{акт} – сила, развиваемая силовым элементом, который необходимо нагреть для движения в выбранном направлении,

 $F_{\text{деф}}$ – сила, требуемая для деформации противоположного силового элемента,

F_{дв} – сила, развиваемая двигателем в заданном направлении,

F_н – внешняя сила нагрузки, преодолеваемая двигателем.

В свою очередь, условием остановки и позиционирования штока в любой точке X внутри диапазона [0, X_{max}] является равенство развиваемой двигателем силы с нагрузкой на шток:

$$F_{a\kappa m} - F_{\partial e\phi} = F_{\partial e} = F_{\mu} \tag{2}$$

Основными техническими характеристиками линейных двигателей являются: – максимальная величина Х_{тах} хода штока;

 – максимальная развиваемая сила F_{дв max}, прикладываемая от штока к внешнему телу, противодействие которого движению штока воспринимается как сила нагрузки на шток F_н;

- совершаемая двигателем полезная работа А.

В соответствии с предложенной структурой двигателя на основе силовых элементов, обладающих эффектом памяти формы и работающих в режиме растяжения можно получить вышеназванные параметры в следующем виде. Размах перемещения штока между крайними положениями равен:

$$X_{\max} = L1 - L0 = L0 \cdot (1 + \varepsilon_{n\phi}) - L0 = \varepsilon_{n\phi} \cdot L0$$
(3)

Максимальная развиваемая двигателем сила F_{дв max} определяется как разность между максимальной силой, развиваемой нагреваемым силовым элементом и минимальной силой необходимой для деформирования охлаждаемого силового элемента:

$$F_{\partial \beta \max} = F_{a \kappa m \max} - F_{\partial e \phi \min} = (\sigma_{e \mu \max} - \sigma_{\partial e \phi}) \cdot S$$
(4)

где: S – площадь поперечного сечения силового элемента.

Максимальная работа, совершаемая двигателем при максимальном ходе штока с максимальной силой равна:

$$A_{\max} = \int_{0}^{\Lambda_{\max}} F_{\partial e \max} \cdot dX = (\sigma_{eee} - \sigma_{\partial e\phi}) \cdot S \cdot \varepsilon_{n\phi} \cdot L0 = (\sigma_{eee} - \sigma_{\partial e\phi}) \cdot \varepsilon_{n\phi} \cdot V_{C\mathcal{P}},$$
(5)

где: $V_{C3} = S \cdot L0$ – объем силового элемента.

2.1.2. Линейные двигатели с силовыми элементами, работающими на изгиб

Структурная схема линейного двигателя с изгибными силовыми элементами, представлена на Рис. 5. Двигатель включает в себя два изгибных силовых элемента СЭ1 и СЭ2, которые одними концами шарнирно закреплены на корпусе двигателя, а другими на штоке - подвижном элементе двигателя. В данном линейном двигателе силовые элементы подвергаются деформации изгиба, вследствие чего расстояние L между шарнирами одного из них уменьшается, а другого увеличивается.

Шарниры силовых элементов устанавливаются на одной оси, которая на схеме показана пунктиром. Перемещение штока в двигателе вдоль этой оси организовано с помощью специальных направляющих элементов, которые на схеме не показаны.

На Рис. 5а показано начальное положение штока двигателя, в котором первый силовой элемент СЭ1 находится в максимально изогнутом состоянии, при этом расстояние между его шарнирами составляет L^{1}_{0} , а второй силовой элемент СЭ2, наоборот, максимально выпрямлен и расстояние между шарнирами этого элемента составляет L^{2}_{1} . На Рис. 5б показано конечное положение штока, в котором после нагрева первого элемента СЭ1, он вернул предварительно заданную деформацию, выпрямился и восстановил свою форму, при этом расстояние между его шарнирами увеличилось до L^{1}_{1} , переместил шток как показано на рисунке слева направо (условно принятое за направление движения «вперед») на величину перемещения +X_{max} и изогнул второй силовой элемент СЭ2 вследствие чего расстояние между шарнирами уменьшилось до L^{2}_{0} . Для реализации полного цикла работы двигателя необходимо обеспечить возврат штока в исходное положение, переместив его справа налево, то есть в направлении «назад» на величину –X_{max}. Это достигается путем нагрева второго элемента СЭ2 при одновременном охлаждении первого СЭ1. Такая организация

тепловых режимов нагрев – охлаждение силовых элементов обеспечивает многократную циклическую работу двигателя.



Рисунок 5 - Структурная схема линейного двигателя с изгибными силовыми элементами. а – начальное положение штока двигателя, б – конечное положение штока, в – промежуточное положение штока.

При необходимости шток может быть остановлен на любой фазе цикла в любой точке X между крайними положениями, как показано на Рис. 5в. Из этого промежуточного положения можно возобновить движение штока в любом направлении путем нагрева-охлаждения соответствующих элементов. Организация описанной выше работы двигателя осуществляется с помощью системы управления тепловыми режимами силовых элементов с обратной связью по температурам силовых элементов соответственно T1(т) и T2(т) и по положению штока X(т) как функциями от времени т.

Условием движения штока в направлении против нагрузки и совершения полезной работы является следующий баланс сил:

$$F_{a\kappa m} - F_{\partial e\phi} = F_{\partial e} > F_{\mu} \tag{6}$$

где F_{акт} – сила, развиваемая активным силовым элементом, который необходимо нагреть для движения в выбранном направлении, H;

F_{деф} – сила, требуемая для деформации противоположного силового элемента, Н;
F_{дв} – сила, развиваемая двигателем в заданном направлении, Н;
F_н – сила сопротивления движению штока, Н.

В свою очередь, условием остановки и позиционирования штока в любой точке X внутри диапазона [0, X_{max}] является равенство развиваемой двигателем силы с нагрузкой на шток:

$$F_{a\kappa m} - F_{\partial e\phi} = F_{\partial e} = F_{\mu} \tag{7}$$

Как и в случае двигателей с силовыми элементами, работающими на растяжение, основными характеристиками линейных двигателей с изгибными силовыми элементами являются максимальный ход штока Х_{тах}, развиваемая сила F_{дв} и, соответственно, совершаемая полезная работа A, которые будут рассмотрены ниже.

2.2. Принципы построения и основные технические характеристики вращательных двигателей

Ниже приведены принципы построения вращательных двигателей на базе силовых элементов, которые подвергаются деформациям растяжения или изгиба[16,23-26].

2.2.1. Вращательные двигатели с силовыми элементами, работающими на растяжение

Структурная схема вращательного двигателя представлена на Рис. 6. Двигатель также включает в себя два силовых элемента СЭ1 и СЭ2, которые одними концами закреплены на корпусе двигателя, а другими через гибкие тяги на выходном валу – подвижной части двигателя. Выходной вал установлен на корпусе в подшипниковых опорах. Во вращательном двигателе, аналогично рассмотренному выше линейному двигателю, силовые элементы подвергаются деформации растяжения.



Рисунок 6 - Структурная схема вращательного двигателя. а – начальное положение вала двигателя, б – конечное положение вала.

На Рис. 6а показано начальное положение вала двигателя, в котором первый силовой элемент СЭ1 находится в недеформированном состоянии с длиной L0, а второй СЭ2 наоборот, растянут до длины L1. На Рис. 6б показано конечное положение вала, в котором вследствие нагрева второго элемента СЭ2 он вернул предварительно заданную деформацию, сократив свою длину до начальной L0, повернул вал как показано на рисунке против часовой стрелки условно принятое за направление движения «вперед» на угол поворота $+\Theta_{\text{мах}}$ и растянул первый силовой элемент СЭ1 до длины L1. Для реализации полного цикла работы двигателя необходимо обеспечить возврат вала в исходное положение, повернув его по часовой стрелке, то есть на

величину – Θ_{мах}. Это достигается путем нагрева первого СЭ1 при одновременном охлаждении второго СЭ2. Повторение данного алгоритма обеспечит циклическую работу вращательного двигателя. При необходимости вал может быть остановлен на любой фазе цикла в любой точке Θ между крайними положениями. Из этого промежуточного положения можно возобновить поворот вала в любом направлении путем нагрева – охлаждения соответствующих элементов.

Условием поворота вала в требуемом направлении против момента нагрузки и совершения полезной работы является следующий баланс моментов:

$$M_{a\kappa m} - M_{\partial e\phi} = M_{\partial e} > M_{\mu}, \qquad (8)$$

где:

M_{акт} = F_{акт}·R – момент, развиваемый силовым элементом, который необходимо нагреть для поворота в выбранном направлении,

 $M_{\text{деф}} = F_{\text{деф}} \cdot R$ – момент, требуемый для деформации противоположного силового элемента,

R – радиус приложения силы,

М_{дв} – момент, развиваемый двигателем в заданном направлении,

М_н – внешний момент, преодолеваемый двигателем.

В свою очередь, условием остановки и позиционирования вала в любом угловом положении В внутри диапазона [0, Θ_{max}] является равенство развиваемого двигателем момента с нагрузкой на вал:

$$M_{a\kappa m} - M_{\partial e\phi} = M_{\partial e} = M_{\mu} \tag{9}$$

Основными техническими характеристиками вращательных двигателей являются:

- максимальная величина Θ_{max} угла поворота вала,

 – максимальная развиваемый момент М_{дв мах}, прикладываемый валом к внешнему телу, противодействие которого повороту вала воспринимается как момент нагрузки на вал М_н,

- совершаемая двигателем полезная работа А.

В соответствии с предложенной структурой двигателя на основе силовых элементов, обладающих эффектом памяти формы и работающих в режиме растяжения можно получить вышеназванные параметры в следующем виде. Размах поворота вала между крайними положениями равен:

$$\Theta_{\max} = \frac{L1 - L0}{R} = \frac{L0 \cdot (1 + \varepsilon_{n\phi}) - L0}{R} = \frac{L0 \cdot \varepsilon_{n\phi}}{R}$$
(10)

Максимальный развиваемый двигателем момент М_{дв max} определяется как разность между максимальным моментом, создаваемым нагреваемым силовым элементом и минимальным моментом необходимым для деформирования охлаждаемого силового элемента:

$$M_{\partial \beta \max} = F_{a \kappa m \max} \cdot R - F_{\partial e \phi \min} \cdot R = (\sigma_{e \mu \max} - \sigma_{\partial e \phi}) \cdot S \cdot R$$
(11)

где: S – площадь поперечного сечения силового элемента.

Тогда максимальная работа, совершаемая вращательным двигателем при максимальном повороте вала с максимальным моментом равна:

$$A_{\max} = \int_{0}^{\Theta_{\max}} M_{\partial \theta \max} \cdot d\Theta = (\sigma_{\mathcal{P}H} - \sigma_{\partial e\phi}) \cdot S \cdot R \cdot \frac{L0 \cdot \mathcal{E}_{\mathcal{P}h\phi}}{R} = (\sigma_{\mathcal{P}H} \max - \sigma_{\partial e\phi}) \cdot \mathcal{E}_{\mathcal{P}h\phi} \cdot V_{C\mathcal{P}}$$
(12)

2.2.2. Вращательные двигатели с силовыми элементами, работающими на изгиб

Структурная схема вращательного двигателя с изгибными силовыми элементами представлена на Рис. 7. Двигатель включает в себя два изгибных силовых элемента СЭ1 и СЭ2, которые одними концами шарнирно закреплены на корпусе двигателя, а другими на валу – подвижном элементе двигателя. В данном вращательном двигателе

R Θmax L² СЭ 1 СЭ2 L^{1}_{1} СЭ 1 СЭ2 L²0

силовые элементы подвергаются деформации изгиба, вследствие чего расстояние L между шарнирами одного из них уменьшается, а другого увеличивается.



a)

На Рис. 7а показано начальное положение вала двигателя, в котором первый силовой элемент СЭ1 находится в максимально изогнутом состоянии, при этом расстояние между его шарнирами составляет L¹0, а второй силовой элемент СЭ2, наоборот, максимально выпрямлен и расстояние между шарнирами этого элемента составляет L²₁. На Рис. 7b показано конечное положение вала двигателя. В этом положении первый элемент СЭ1 вследствие нагрева вернул предварительно заданную деформацию и выпрямился, при этом расстояние между его шарнирами увеличилось до L¹₁. Это привело к повороту вала вокруг своей оси против часовой стрелки (условно принятое за направление поворота «вперед») на угол + Θ_{max} и изгибу второго силового элемента СЭ2, при этом расстояние между шарнирами уменьшилось до L²₀. Для реализации полного цикла работы двигателя необходимо обеспечить возврат вала в исходное положение, повернув его вокруг оси по часовой стрелке, то есть в направлении «назад», на величину – О_{тах.} Это достигается путем нагрева второго элемента СЭ2 при одновременном охлаждении первого СЭ1. Такая организация тепловых режимов нагрев – охлаждение силовых элементов обеспечивает многократную циклическую работу двигателя.

При необходимости вал может быть остановлен на любой фазе цикла при любом угле поворота вала О между крайними положениями. Из этого промежуточного положения можно возобновить движение вала в любом направлении путем нагреваохлаждения соответствующих элементов. Организация описанной выше работы двигателя осуществляется с помощью системы управления тепловыми режимами силовых элементов с обратной связью по температурам силовых элементов соответственно Т1(т) и Т2(т) и по положению вала Θ(т) как функциями от времени т.

Условием поворота вала в требуемом направлении против момента нагрузки и совершения полезной работы является следующий баланс моментов:

$$M_{a\kappa m} - M_{\partial e\phi} = M_{\partial e} > M_{H}$$
⁽¹³⁾

б)

где:

М_{акт} = F_{акт}·R – момент, развиваемый силовым элементом, который необходимо нагреть для поворота в выбранном направлении,

М_{деф} = F_{деф}·R – момент, требуемый для деформации противоположного силового элемента.

R – радиус приложения силы,



М_{дв} – момент, развиваемый двигателем в заданном направлении,

М_н – внешний момент, преодолеваемый двигателем.

В свою очередь, условием остановки и позиционирования вала в любом угловом положении В внутри диапазона [0, Θ_{max}] является равенство развиваемого двигателем момента с нагрузкой на вал:

$$M_{a\kappa m} - M_{\partial e\phi} = M_{\partial e} = M_{\mu} \tag{14}$$

Аналогично основными техническими характеристиками вращательных двигателей с изгибными силовыми элементами являются:

максимальная величина Θ_{max} угла поворота вала;

 – максимальная развиваемый момент М_{дв}max, прикладываемый валом к внешнему телу, противодействие которого повороту вала воспринимается как момент нагрузки на вал М_н;

- совершаемая двигателем полезная работа А.

Математическая модель двигателей на базе изгибного силового элемента

Рассмотрим математическую модель линейного двигателя, работающего по принципу антагонистов, с одним изгибным силовым элементом и возвратной пружиной, которая выполняет роль второго силового элемента-антагониста. Расчетная схема этого двигателя приведена на Рис. 8.



Рисунок 8 - Схема линейного двигателя с изгибным силовым элементом и возвратной пружиной 1 – силовой элемент, 2 – возвратная пружина, 3 – шток, 4 – направляющие штока.

Изгибный силовой элемент представляет собой цилиндрический пруток диаметром d и длиной l. В модели принято, что силовой элемент изогнут по дуге окружности диаметром D, которой соответствует угол 2α . Деформация ε =d/D в поперечном сечении изгибного элемента распределена линейно и максимальна на наружной поверхности, а напряжения распределены по сечению по схеме пластического шарнира [17]. Напряжениям, которые генерирует силовой элемент при нагревании σ_{zeh} , соответствует развиваемая им сила F_{akt} по оси движения штока вдоль направляющих. Для деформации силового элемента при охлаждении необходимо приложить продольную силу $F_{деф}$, которой соответствуют напряжения $\sigma_{деф}$. Для изгиба силового элемента на стадии охлаждения используется возвратная пружина, развивающая силу F_{np} . Очевидно, что эта сила F_{np} всегда должна быть больше силы $F_{деф}$, необходимой для изгиба силового элемента на заданную деформацию ε .

В начальном положении при X = 0 и 2 α = π изгибный элемент имеет максимальную деформацию ϵ_0 = d/D₀. Конечному положению силового элемента соответствует перемещение X_K. Оно задается конструктивно на уровне, например, 90% от максимального возможного перемещения X_{max} для полностью выпрямленного элемента при 2 α =0. Таким образом,X_K = 0.9 X_{max}.

Математическая модель линейного двигателя включает в себя модель силового элемента [10,18] с линейной возвратной пружиной и описывается системой уравнений для π ≥ 2α ≥ 0:

$$X = \frac{d}{\varepsilon_0} \cdot \left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sin \alpha}{\alpha} - 1\right)$$
(15)

$$F_{a\kappa m} = \sigma_{rem} \cdot \frac{d^2}{3} \cdot \varepsilon_0 \cdot \frac{2\alpha}{\pi (1 - \cos \alpha)}$$
(16)

$$F_{\partial e\phi} = \sigma_{\partial e\phi} \cdot \frac{d^2}{3} \cdot \varepsilon_0 \cdot \frac{2\alpha}{\pi(1 - \cos\alpha)}$$
(17)

$$F_{np}(X) = F_{\partial e\phi}(0) + \frac{F_{\partial e\phi}(X_K) - F_{\partial e\phi}(0)}{X_K} \cdot X$$
(18)

$$F_{\partial \theta}(X) = F_{a\kappa m}(X) - F_{np}(X)$$
⁽¹⁹⁾

$$A = \int_{0}^{X_{K}} F_{\partial \theta}(X) \cdot X \cdot dx$$
(20)

Эта система уравнений позволяет рассчитать при варьировании значений угла 2 α перемещение X, развиваемую изгибным элементом силу $F_{a\kappa\tau}$, необходимую для деформации элемента силу $F_{de\phi}$, силу пружины F_{np} и полезную силу двигателя F_{de} .

На Рис. 9 показаны силы, действующие в линейном двигателе, нормированные к силе двигателя $F_{дB}$ (X=0) в начальной точке движения штока при X=0 в зависимости от перемещения штока, нормированному к X_{max} , для максимальной начальной изгибной деформации $\varepsilon_0 = 8\%$, генерируемых силовым элементом напряжений принятых равными $\sigma_{reH} = 200$ МПа и напряжений, необходимых для изгиба силового элемента при охлаждении под нагрузкой $\sigma_{dep} = 60$ МПа [9], где:

$$F_{\partial e}(X=0) = (\sigma_{ee\mu} - \sigma_{\partial e\phi}) \cdot \frac{d^2}{3} \cdot \varepsilon_0$$
(21)

$$l = \frac{\pi}{2} \cdot D_0 = \frac{\pi}{2} \cdot \frac{d}{\varepsilon_0}$$
(22)

$$X_{\max} = \left(\frac{\pi}{2} - 1\right) \cdot \frac{d}{\varepsilon_0} \tag{23}$$

Полученные зависимости позволяют рассчитать характеристики двигателя с силовыми элементами различных диаметров. При этом зависимость максимального хода штока от диаметра силового элемента d носит линейный характер (23), а развиваемая сила пропорциональна квадрату диаметра (21) силового элемента d (см. Рис.10).



Рисунок 9 - Действующие силы в линейном двигателе, нормированные к полезной силе F_{дв} в начальной точке движения штока при X=0 в зависимости от перемещения штока, нормированному к X_{max}.



Рисунок10 - Зависимости максимального хода штока и развиваемой полезной силы линейного двигателя от диаметра силового элемента.

Разработанная математическая модель описывает поведение линейного двигателя циклического действия с изгибным силовым элементом с эффектом памяти формы и позволяет рассчитать развиваемую двигателем силу как функцию перемещения штока, а также позволяет рассчитывать развиваемый момент в зависимости от угла поворота вала для вращательного двигателя с изгибными силовыми элементами с учетом его конструктивных особенностей.

Таким образом, данная модель может использоваться при создании прототипов компактных двигателей на основе монокристаллов Cu – AI – Ni с эффектом памяти формы.

Мини робот на основе линейных и вращательных двигателей

В качестве примера применения предложенных двигателей на основе монокристаллических элементов с эффектом памяти формы представлен мини-робот, который способен манипулировать предметами, вес которых в несколько раз больше его собственного веса [19,20,28].

Функционирование мини-робота обеспечивается за счет одного электропривода и двух приводов на основе материалов с эффектом памяти формы [21]. Электрический привод выполняет поворот манипулятора с захватным устройством. Вращательный привод с изгибным силовым элементом обеспечивает подъем манипулятора, а линейный привод – функционирование захватного устройства. Управление работой приводов осуществляется за счет нагрева каждого силового элемента спиральным электрическим нагревателем. В качестве силовых элементов используются монокристаллические прутки Cu-Al-Ni диаметром 1.4 мм, а в качестве возвратных элементов приводов используется спиральные пружины.

Мини-робот способен захватывать предметы, поднимать и переносить их в пространстве. Масса объекта может достигать 200 грамм, что в 2 раза больше собственного веса мини-робота. Мини-робот может устанавливаться на стационарную или мобильную платформу.

Конструкция мини робота

На Рис. 11 представлена трехмерная модель мини робота и его составных частей - привода подъема рычага манипулятора и захватного устройства на основе изгибных силовых элементов с памятью формы. Робот состоит из неподвижного основания 1, на котором установлен манипулятор, выполненный в виде поворотного корпуса 2 с подъемным рычагом 3, на конце которого расположено захватное устройство 4 (Рис. 11а). Поворот корпуса 2 вокруг вертикальной оси осуществляется с помощью электродвигателя 5 через зубчатую передачу. Рычаг манипулятора установлен в корпусе на шарнире 6. Подъем рычага манипулятора осуществляется с помощью вращательного привода, который состоит из изгибного силового элемента 7 и возвратной пружины 8. Один конец силового элемента 7 шарнирно закреплен на кронштейне 9 подъемного рычага, а другой конец – на корпусе 2. Возвратная пружина 8 закреплена аналогично. При нагревании силового элемента 7 происходит его разгибание из исходного положения (Рис. 116), что приводит к подъему рычага манипулятора и растяжению пружины 8 (Рис. 11в).

Захватное устройство состоит из двух рычагов 10, 11, звеньев 12, 13 и плунжера 14. Рычаги захватного устройства 10, 11 шарнирно закреплены на оси 15, установленной на конце рычага 3. Плунжер 14 установлен в линейной направляющей 16, установленной на рычаге 3. Плунжер соединен с рычагами 10, 11 посредством звеньев 12, 13. Привод захватного устройства состоит из изгибного силового элемента 17 и возвратной пружины 18. Поступательное перемещение плунжера, вызванное разгибанием силового элемента 17 при нагревании, из исходного положения (Рис. 11г) по направлению к концу рычага раскрывает губки захватного устройства (Рис. 11д) и сжимает возвратную пружину 18. Обратное движение плунжера за счет распрямления пружины 18 при охлаждении силового элемента 17 закрывает захватное устройство.

Управление работой приводов мини робота осуществляется путем подачи электрического напряжения на спиральные нагреватели и его отключения. Спиральные электрические нагреватели и температурные датчики на Рис. 11 не показаны.



Рисунок 11 - Трехмерная модель миниатюрного робота.

Функционирование мини робота

Алгоритм работы состоит из следующих операций [27] В исходном положении захватное устройство закрыто, манипулятор развернут в крайнее правое положение,

рычаг опущен (Рис. 12а). Силовой элемент привода подъема рычага нагревается за счет подачи электрического напряжения на нагреватель, разгибается и поднимает рычаг манипулятора. Температура нагрева контролируется с помощью датчика температуры и поддерживается на заданном уровне за счет регулирования тока нагревателя. Далее с помощью электропривода манипулятор поворачивается в требуемое положение над объектом. Затем силовой элемент привода захватного устройства нагревается, разгибается и двигает плунжер, который сжимает пружину и раскрывает захватное устройство (Рис. 12б). Для захвата объекта отключается электрическое напряжение нагревателя силового элемента привода подъема рычага. В результате охлаждении силового элемента, пружина сжимается и рычаг опускается так, чтобы объект оказался в зоне действия захватного устройства. Далее отключается напряжение нагревателя силового элемента захватного устройства. Возвратная пружина разжимается, двигает плунжер в обратном направлении, закрывая захватное устройство и захватывая объект. Затем рычаг манипулятора поднимается (Рис. 12в), манипулятор поворачивается на заданный угол, рычаг опускается (Рис. 12г), захватное устройство открывается и освобождает объект (Рис. 12д). Далее рычаг манипулятора поднимается над объектом, манипулятор поворачивается в исходное положение, рычаг манипулятора опускается и захватное устройство закрывается (Рис. 12а).









Рисунок 12 - Мини робот в работе.

Заключение

Проведены экспериментальные исследования функциональных свойств монокристаллов Cu–Al–Ni с эффектом памяти формы в условиях, имитирующих работу элементов в линейном и вращательном циклических двигателях. силовых Установлено, что монокристаллический сплав Cu-Al-Ni в изученном диапазоне напряжений до 200 МПа и температур до 220°С демонстрирует полностью обратимую деформацию памяти формы в многократных термоциклах. В результате функциональные экспериментов определены основные термомеханические характеристики монокристаллов, необходимые для расчетов параметров циклических двигателей.

Сформулированы принципы построения и условия работы циклических двигателей с силовыми элементами из функциональных материалов с эффектом памяти формы. Обязательным условием является полное отсутствие необратимых остаточных деформаций в материале силовых элементов в процессе их функционирования при термоциклировании под нагрузкой.

Установлены основные соотношения между свойствами функционального материала и основными характеристиками предложенных двигателей, такими как максимальный ход штока и максимальная развиваемая сила для линейного двигателя, а также максимальная величина угла поворота вала и максимальная развиваемый момент для вращательного двигателя.

Показано, что совершаемая циклическими двигателями полезная работа пропорциональна произведению обратимой деформации памяти формы на разность между генерируемым напряжением и напряжением, необходимым для деформации силового элемента. Указанная разность напряжений может рассматриваться как эффективное напряжение и является важным свойством материала, характеризующим эффективность его применения в качестве силового элемента циклического двигателя.

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

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект №16–19– 00129).
Литература

- 1. В.А. Лихачев, С.Л. Кузьмин, З.П. Каменцева. Эффект памяти формы. Л. 1987. – 216 с.
- 2. К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. 223 с.
- H. Horikawa, S. Ichinose, K. Moorii, S. Miyazaki, K. Otsuka. Orientation dependence of β→β` stress-induced martensitic transformation in a Cu-Al-Ni alloy // Metallurgical Transactions A. Vol. 19A, April 1988, pp. 915-923.
- Jaronie Mohd Jani, Martin Leary, Aleksandar Subic, Mark A. Gibson. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities // Materials and Design, 56, 2014, pp. 1078–1113.
- S.A. Pulnev, V.I. Nikolaev, G.A. Malygin, S.L. Kuzmin, V.V. Shpeizman, S.P. Nikanorov. Generation and relaxation of reactive stresses in Cu-Al-Ni shape-memory alloy // Tech. Phys., v.51, 8, 2006, pp. 1004-1007.
- V.I. Nikolaev, S.A. Pulnev, G.A. Malygin, V.V. Shpeizman, S.P. Nikanorov. Generation and relaxation of reactive stresses in a Cu-Al-Ni shape memory alloy upon cyclic temperature variation in the range 293-800 K // Phys. Solid State, v.50, 11, 2008, pp. 2170-2174.
- V.I. Nikolaev, A.I. Averkin, V.M. Egorov, G.A. Malygin, S.A. Pulnev. Influence of incomplete shape memory deformation on the generation of reactive stresses in single crystals of the Cu-Al-Ni alloy // Phys. Solid State, v.56, 3, 2014, pp. 522-526.
- S. Pulnev, V. Nikolaev, A. Priadko, A. Rogov, I. Viahhi. Actuators and drives based on CuAlNi shape memory single crystals // SMST-2010. Pacific Grove, California, USA. 2010, pp. 497-499.
- 9. Y. Furuya, H. Shimada . Shape memory actuators for robotic application // Engineering aspects of shape memory alloys, 1990, pp. 338-355.
- A. Priadko, S. Pulnev, I. Viahhi, V. Vetrov, V. Yudin. Actuators and Drives Based on Cu-Al-Ni Shape Memory Single Crystals // ACTUATOR 98, Bremen, Germany, 1998. pp. 478-487.
- 11. A. Priadko, S. Pulnev, I. Viahhi. Actuators based on Cu-Al-Ni single crystals // SMST-2000. Pacific Grove, California, USA, 2000, pp. 225-233.
- M.A. Qidwai, A. Bhattacharyya, I. Vahhi, S. Pulnev. Initial investigation in actuator design using high-temperature shape memory alloy // Smart Structures and Materials 2003: Active Materials: Behavior and Mechanics Proc. SPIE, v.5053, 1, pp. 81-91, 2003.
- G.K. Kannarpady, A. Bhattacharyya, S. Pulnev, I. Vahhi. The effect of isothermal mechanical cycling on Cu–13.3Al–4.0Ni (wt.%) shape memory alloy single crystal wires // Journal of alloys and compounds 425 (1), 2006, pp. 112-122.
- K. Otsuka, H. Sakamoto, K. Shimizu. Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in CuAlNi Alloys Acta Metall., 27 (1979), 585.
- С.А. Пульнев, А.И. Прядко, С.Г. Ястребов, В.И. Николаев. Эффект памяти формыв монокристаллах Cu – AI – Ni, линейные и вращательные двигатели на их основе // ЖТФ, Т. 88, №6, 2018, с. 843-849.
- 16. D. Hwang, T. Higuchi. A Rotary Actuator Using Shape Memory Alloy (SMA) Wires // IEEE/ASME Transactions on mechatronics, Vol. 19, No. 5, 2014, pp. 1625-1635.
- 17. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов, Москва, Наука, 1970,544 с.
- 18. I. Viahhi, S. Pulnev, A. Priadko // Journal de Physique IV, vol.112, 2003, p.1181.
- 19. Ľ. Miková, S. Medvecká-Beňová, M. Kelemen, F. Trebuňa, I. Virgala, Application of shape memory alloy (SMA) as actuator // METABK, 54(1), 2015, pp.169-172.

- J. Jani, M. Leary, A. Subic. Shape Memory Alloys in Automotive Applications // Applied Mechanics and Materials, Vol. 663, 2014, pp. 248-253.
- 21. H. Rodrigue, W. Wang, M. Han Thomas, J. Kim, S. Ahn. An Overview of Shape Memory Alloy-Coupled Actuators and Robots // Soft Robotics, 2017, pp. 1-13.
- 22. J. Jani, M. Leary, A. Subic. Designing shape memory alloy linear actuators: A review // Journal of Intelligent Material Systems and Structures Vol. 28(13), 2017, pp. 1699–1718.
- H. Yuan, J. Fauroux, F. Chapelle, X. Balandraud. A review of rotary actuators based on shape memory alloys // Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Vol. 28(14), 2017, pp. 1863–1885.
- A. Doroudchi, M. Zakerzadeh, M. Baghani. Developing a fast response SMA-actuated rotary actuator: modeling and experimental validation // Meccanica, 53, 2018, pp. 305– 317.
- 25. L. Manfredi, Y. Huan, A. Cuschieri. Low power consumption mini rotary actuator with SMA wires // Smart Mater. Struct. 26, 2017, pp. 1-13.
- G. Mammano, E. Dragoni. Optimization and testing of a continuous rotary motor based on shape memory wires and overrunning clutches // Proc. of SPIE Vol. 9431, 2015, pp. 1-9.
- 27. M. Elahinia. Shape memory alloy actuators: design, fabrication and experimental evaluation // 2016 John Wiley & Sons, Ltd.
- S. Song, J. Lee, H. Rodrigue, I. Choi, Y. Kang, S. Ahn. 35 Hz shape memory alloy actuator with bending-twisting mode // Nature/scientific reports, February, 19, 2016, pp. 1-13.

Глава 18 ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ИЗДЕЛИЯ ИЗ НИХ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫЕ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТИВНЫХ НАНОТЕХНОЛОГИЙ ГЛУБОКОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ОТ ТОКСИЧЕСКИХ ЗАГРЯЗНЕНИЙ

Викарчук А.А., Грызунова Н.Н.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия, gryzunova-natalja@yandex.ru

Введение

В России объем водозабора из природных источников ежегодно составляет 70 млрд. м³, более половины его превращается в сточные воды (СВ), которые содержат токсические вещества, тяжелые металлы, микроорганизмы и т.п.

Наиболее опасными источниками заражения окружающей среды, представляющими угрозу для жизнедеятельности растений, животных и человека, являются СВ, образующиеся на нефтехимических предприятиях, аэропортах страны и полигонах захоронения твердых бытовых отходов (их ежесуточно в стране образуется около 6 млн. м³).

Такие воды даже после стандартной очистки (механической, физико-химической, биологической) содержат фенол, этиленгликоль, формальдегид, гексанол, стойкие органические соединения и другие токсические загрязнения, причем в концентрациях, превышающих нормы в 30-100 раз!

Ущерб от загрязненных CB, сбрасываемых в открытые водоемы или проникающих в почву сравним с потерями от стихийных бедствий и техногенных катастроф. Поэтому проблема доочистки CB до нормативных требований с целью их повторного использования выходит по своему значению в нашей стране и в мире на первое место.

Наиболее перспективными, мало затратными, энерго- и ресурсосберегающими, экологически чистыми и безопасными считаются мембранные и окислительнодеструктивные технологии очистки СВ, в частности мембранно-фотокаталитические, которые не создают вторичных отходов.

Их внедрение в практику очистки загрязненных вод сдерживается отсутствием недорогих и эффективных каталитически активных и мембранных материалов, способных длительно работать без регенерации при комнатных температурах и атмосферном давлении.

Именно разработке, исследованию и испытанию таких функциональных материалов (катализаторов, фотокатализаторов, мембран) на основе металлов, созданию очистного оборудования на их основе посвящена данная глава.

При создании новых каталитически активных металлических материалов нами используется концепция, основанная на идеи о том, что каталитическая активность металлических материалов определяется не только удельной поверхностью, но и сильно зависит от дефектной структуры, особенностей морфологии поверхностей и специфической огранки кристаллов, из которых состоят катализаторы. Преимущество созданных в рамках работы катализаторов состоит в том, что они активны по сравнению с аналогами, в тысячи раз, а фотокатализаторы на основе оксидов металлов работают уже при видимом электромагнитном излучении.

Показано, что разработанные катализаторы и фотокатализаторы весьма эффективны и могут использоваться при очистке СВ промышленных предприятий загрязненных токсической органикой. Разработано, изготовлено и апробировано на практике очистноеоборудование, предназначенное для реализации каталитической и мембранно-фотокаталитической технологии очистки СВ от токсических загрязнений до нормативных требований.

Актуальность тематики, научная и практическая значимость работы

В настоящее время человечество потребляет ежегодно 4000 км³ пресной воды, половина этого количества превращается в СВ. В России объем водозабора из природных источников на все нужды составил в 2014 году - 70 млрд. м³, а объем

сбрасываемых в водоемы CB - 50 млрд. м³, из них недостаточно очищенных – 15 млрд. м³ и СВ не прошедших никакой очистки – 3 млрд. м³ [1]. Хозяйственно-бытовые и растворители, промышленные CB, содержат микроорганизмы, фенолы, токсические вещества, нефтепродукты, тяжелые металлы и Т.Д., которые представляют угрозу для жизнедеятельности растений, животных и человека [1-3]. Наиболее опасными источниками заражения окружающей среды являются СВ, образующиеся на нефтехимических предприятиях, аэропортах страны и полигонах твердых бытовых отходов (ТБО). В России захоронения ежесуточно на нефтехимических предприятиях (их в стране около 2000), аэропортах (их порядка 400) и полигонах ТБО (их более 25 тыс.) образуется 6 млн. тонн СВ, содержащих даже после стандартной очистки (механической, физико-химической, биологической), этиленгликоль и другие токсичные загрязнители, в фенол. концентрациях, превышающих нормы в 30-100 раз [3-6]. Например, в Башкирии очистные сооружения 132 действующих нефтеперерабатывающих заводов (НПЗ) и нефтехимических комбинатов (НХК) не обеспечивают очистку СВ до требований нормативов допустимых сбросов (НДС), предъявляемых к стокам, сбрасываемым в рыбохозяйственные водоемы; по нефтепродуктам предельно допустимые концентрации (ПДК) превышены в 100 раз, по фенолам в 10 раз, а по тяжелым металлам – в 10-20 раз [7,8]. В Самарской области создан и функционирует мощный нефтехимический кластер, в который входят 69 крупных предприятий химической и нефтехимической промышленности. По количеству СВ, вырабатываемых на одного жителя и сбрасываемых в открытые водоемы, Самарская область занимает первое место в России (140 тонн/год на одного человека [4]). Многие мелкие реки области, находящиеся вблизи крупных предприятий, превратились в сточные канавы. Превышения в них допустимых норм по ряду загрязнений (нефтепродукты, фенол, этиленгликоль, тяжелые металлы и др.) достигают 10-30 ПДК [2,4-10]. Похожая ситуация наблюдается и в других промышленных регионах России. Например, химические предприятия Кемерово (КОАО «Азот», ОАО «Спектр», АФ «Токем», ОАО «Кокс», ОАО «Химпром» и др.) ежегодно сбрасывают вместе со СВ в открытые водоемы более 4500 тонн вредных веществ [3], среди которых преобладают нефтепродукты, фенолы, тяжелые металлы, а также формальдегиды, анилин, нитраты, хлориды, сульфиды. Поэтому в данной работе одним из основных объектов исследования являются сточные воды НПЗ и НХК, содержащие даже после их стандартной очистки опасные для жизнедеятельности людей, животных и растений загрязнения.

Сточные воды НПЗ и НХК являются опасными и основными загрязнителями внутренних водоемов, рек и морей. Эти стоки содержат широкий спектр загрязнений, из-за их высокой токсичности для них приняты наиболее жесткие требования к качеству очистки воды [11]. В настоящее время в России работают около 100 крупных и 1700 средних НПЗ и НХК, которые ежесуточно сбрасывают в открытые водоемы более 3 млн. тонн сточных вод [6-9]. Практически на всех предприятиях отрасли действуют устаревшие очистные сооружения, где используются неэффективные на сегодняшний день технологии. В качестве примера приведем средние за последние 10 лет показатели количественного и качественного состава сточных вод на входе сооружений биологической очистки Новокуйбышевского НПЗ [4,6,7], в знаменателе указаны их допустимые нормативные значения (мг/л): - химическое потребление кислорода (ХПК) – 237/30; - полное биохимическое потребление кислорода (БПКполн) - 87/3; фенолы - 4.3/0.001; - нефтепродукты - 15.3/0.05; - азот аммонийный - 21.3/0.39; - фосфаты – 0.32/0.2; - сульфиды 9.4/0; - синтетические поверхностно-активные вещества (СПАВ) – 0.62/0.44; - взвешенные вещества – 27.3/12.5. На большинстве НПЗ и НХК действуют давно устаревшие технологии очистки сточных вод, включающие механическую и физико-химическую предварительную очистку, биологическую очистку и иногда их доочистку физическими методами. Проведенный анализ показал, что очистные сооружения предприятий нефтепереработки и нефтехимии в основном построены по действующим на момент строительства, а теперь устаревшим нормам технологического проектирования; используемые в них материалы и технологии не

обеспечивают качества очищенной воды в соответствии с современными требованиями [6,12,13]. Кроме того, в России функционирует ряд предприятий в разных регионах страны [1], в которых очистка СВ от нефтепродуктов и токсических веществ вообще не проводится. Например, малые предприятия типа автозаправок, автомоек, ремонтных мастерских, нефтебаз ежесуточно сбрасывают в канализацию или в почву около 2-х млн. тонн СВ, загрязненных нефтепродуктами. Ущерб от загрязненных СВ, сбрасываемых в открытые водоемы сравним с потерями от стихийных бедствий и техногенных катастроф [1,13] (1г фенола делает непригодной для потребления 1000 тонн воды). Концентрация таких опасных веществ, находящихся в СВ, как анилин, фенол, формальдегид, превышают ПДК, соответственно, в 9, в 25 и 4 раза [1-10].

Ещё одной важной проблемой, стоящей перед учеными и производственниками страны, является очистка СВ, загрязненных этиленгликолем, которые образуются в огромных объемах в аэропортах страны [12,14-16].

Эксплуатация авиационной техники в климатических условиях России невозможна без применения в зимний период специальных антиобледенителей и анти реагентов на основе этиленгликоля, предназначенных для обработки аэродромных покрытий и самолетов. Расход антиобледенителей на один самолет перед вылетом составляет примерно 250 литров, половина из них - это проливы на бетонные покрытия сразу при обработке самолета, часть (порядка 30-40%) сдувается с самолета при его взлете. Средняя интенсивность вылетов из аэропорта составляет порядка 15 самолетов в день, их обработка ведется 151 день в году, поэтому количество этиленгликоля, которое сливается на площадку после обработки самолетов и на взлетное поле составляет 300 м³ за сезон. Этиленгликоль растворяется дождевыми и талыми водами, которые стекают со всех аэродромных покрытий (в среднем порядка 25 Га). Концентрация этиленгликоля в этих водах в среднем достигает 20-30 мг/л, т.е. превышает ПДК в 100 раз (ПДК этиленгликоля, содержащегося в воде, составляет 0,25 мг/л). Это означает, что этиленгликоля, попадающего с каждого аэропорта в открытые водоемы, достаточно чтобы отравить миллионы тонн чистой воды. В среднем, на территории одного аэропорта за одни сутки может образовываться до 1000 тонн СВ, загрязненных токсическим этиленгликолем, который относится к 3 классу опасности. Сбрасывать такие воды в водоемы запрещено, требуется их очистка. Поэтому СВ аэропортов, содержащие этиленгликоль, аккумулируются, особенно в весенний период, в специальных емкостях. Сейчас в России не существует эффективных и безопасных технологий очистки СВ аэропортов от этиленгликоля [14-17]. На ряде авиапредприятий страны предпринимаются попытки разработать и внедрить в практику деструктивные методы утилизации противообледенительной жидкости. Например, в аэропорту «Домодедово» для утилизации этиленгликоля используют микроорганизмы-деструкторы, нанесенные на фильтрующую ткань биореакторов. В аэропорту «Пулково» для очистки СВ, содержащих этиленгликоль, используются электрохимические методы. Однако эти технологии пока находятся на стадии разработки или не вышли за рамки пилотных исследований. Во многих аэропортах страны до сих пор используется неэффективная и нерентабельная технологическая схема очистки СВ от токсических антиобледенительных и противогололедных жидкостей. основанная на адсорбции. обеззараживании ультрафиолетом и последующей утилизации отходов и сорбентов как продуктов 3 класса опасности, на специальных полигонах. Такая технология является малоэффективной и затратной, поскольку связана с образованием и последующим захоронением вторичных токсических отходов. Адсорбционные методы очистки СВ с последующей регенерацией адсорбентов являются экономически невыгодными, ΠΟЭΤΟΜΥ рекомендуется для очистки СВ использовать деструктивные технологии. В настоящее время, за рубежом и в России считается [18-26], что наиболее эффективными технологиями, способными решить проблему глубокой очистки СВ от нефтепродуктов, фенолов и этиленгликоля являются так называемые передовые окислительные процессы (ПОП), англ. Advanced Oxidation Processes (АОР). К таким технологиям относятся: гомогенное и гетерогенное каталитическое и фотокаталитическое

окисление, озонирование, электрохимические процессы окисления, процессы Фентона, технологии. микроволновая и ультразвуковая, плазменная радиационные И кавитационная обработки СВ [18-26]. По имеющейся информации [21,23,24,26] данные технологии обеспечивают полную деградацию и минерализацию органических соединений, находящихся в воде, при взаимодействии загрязнителей с так называемыми экологически чистыми окислителями: гидроксильными радикалами, озоном, кислородом и пероксидом водорода. Очень важно, что при этом не образуются вторичные отходы. Считается что основную роль в процессах окисления органических соединений в воде играют гидроксильные радикалы, имеющие стандартный восстановительный потенциал 2,7 В (у озона – 2,07 В). Разработаны и уже внедрены в практику ряд эффективных процессов окисления органических соединений, в которых различные окислители И образующиеся в используют процессе реакции гидроксильные радикалы [18,21-23]: - процесс «Фентон» – это процесс взаимодействия катализатора из двухвалентного железа Fe2+ с пероксидом водорода (окислителем) с образованием Fe3+ и гидроксильного радикала OH°, Fe2+ + H2O2 = Fe3+ +OH° +OH; процесс «Фото-Фентон» – процесс, включающий фотолиз пероксида водорода под воздействием ультрафиолета и реакцию Фентона (Fe2+ +H2O); - процесс «Пероксан» с использование пероксида водорода и озона с целью образования большого количества гидроксильных радикалов; - процесс «Карбозон», заключающийся в озонировании в присутствии катализатора-адсорбента из активированного угля; использующий ультразвуковую обработку совместно с «Сонозон», процесс озонированием. Все эти процессы запатентованы, для их реализации используется ультрафиолетовое облучение и большое количество озона, которые являются небезопасными, а сами технологии используются пока только на уровне пилотных испытаний для деструкции органических соединений, в том числе фенолов, красителей, наркотических и других токсических веществ [18-24]. Проблема глубокой очистки промышленных стоков и СВ аэропортов страны от эмульгированных и растворенных в них нефтепродуктов, фенолов, формальдегидов и этиленгликоля является одной из важных и одновременно трудно решаемых проблем. Обычно даже после стандартной очистки СВ промышленных предприятий (механической, физикохимической, биологической, иногда биомембранной) концентрация вредных веществ в них не достигает норм ПДК (содержание нефтепродуктов в них порядка 5 мг/л (ПДК 0,05 мг/л), фенолов 0,1 мг/л (ПДК 0,001 мг/л)), а средняя концентрация этиленгликоля в сточных водах аэропортов составляет 10 мг/л (ПДК 0,25 мг/л). При таких концентрациях токсических веществ в СВ экономически целесообразно применять только деструктивные методы доочистки СВ [23]. Поэтому разработка эффективной, малозатратной и безопасной комбинированной технологии, создание для нее отечественных материалов и образцов инновационного оборудования предназначенных для глубокой очистки СВ промышленных предприятий и аэропортов от токсических загрязнений, является важнейшей народнохозяйственной проблемой.

В настоящее время сброс промышленных и хозяйственных CB, загрязненных токсическими примесями в открытые водоемы, приобретает массовый характер, что приводит к возрастанию антропогенных нагрузок на окружающую среду, угрожает воспроизводству природных ресурсов, представляет угрозу для жизнедеятельности человека и животных. В связи с этим проблема доочистки CB промышленных предприятий и аэропортов до нормативных требований, с целью их повторного использования, выходит по своему значению и в нашей стране, и в мире на первое место.

К сожалению, проблема доочистки СВ промышленных предприятий до требований, предъявляемых к стокам, сбрасываемым в открытые водоемы, до сих пор не решена. Например, один средний НПЗ ежегодно сбрасывает в открытые водоемы 20 тыс. тонн СВ, которые проходят стандартную очистку, но содержат сверх норм взвешенные вещества, тяжелые металлы и токсическую органику (фенол, нефтепродукты). Сверх лимитный сброс фенола в открытые водоемы в среднем за год составляет 250 кг. Этого достаточно, чтобы потенциально отравить 2,5 млн. м³ воды!

Разработка технологии глубокой доочистки CB, создание материалов и оборудования, необходимых для их реализации, позволит решить проблему, предотвратить загрязнение окружающей среды и сохранить здоровье населения.

Наши предложения

Предлагается для глубокой доочистки СВ промышленных предприятий и аэропортов страны, содержащих токсическую органику, применять каталитические и фотокаталитические окислительные технологии. Для реализации технологии предлагается использовать, созданные и запатентованные нами, принципиально новые катализаторы на основе металлических дефектных кристаллов, в том числе с пентагональной симметрией и фотокатализаторы, на основе оксидов металлов [27-34]. Преимущество предлагаемых катализаторов в том, что они активны по сравнению с аналогами в сотни раз, а фотокатализаторы способны работать уже при видимом свете.

Для интенсификации процессов деструкции органических загрязнений, находящихся в воде, предлагается использовать, кроме катализаторов и фотокатализаторов, так называемые чистые окислители: озон, перекись водорода и кислород. Для отделения суспензированных наночастиц фотокатализаторов от очищенной воды, предлагается применять мембранную нано и микрофильтрацию.

В основе создания эффективных катализаторов и фотокатализаторов, на основе металлов и их оксидов, активных уже при комнатной температуре и атмосферном давлении лежит новая концепция [35-42], ее суть: каталитическая активность материалов определяется не только удельной поверхностью, но сильно зависит от дефектной структуры, особенностей морфологии их поверхности (специфической огранки, количества ребер и вершин у кристаллов, типа и распределения структурных дефектов). На практике, для каталитической деструкции органических загрязнений, находящихся в воде, удобно использовать цельнометаллические катализаторы, нанесенные и закрепленные на сетчатую основу. Их преимущества: они термостабильны, прочны, легко регенерируются, удобны в эксплуатации, занимают меньше пространства, сочетают высокую прочность с коррозионными свойствами, стойкость кистиранию с высокой электропроводностью и теплопроводностью, имеют высокую газопроницаемость и термостабильность. Особая сетчатая структура носителя, развитая поверхность частиц на нем, обеспечивают хорошие условия для массо- и теплообмена, и более эффективное использование катализатора при проведения химических реакций.

Основными недостатками цельнометаллических катализаторов является: малая удельная поверхность (порядка 1 м²/г) и низкая каталитическая активность при комнатных температурах.Основной недостаток существующих фотокатализаторов – они активны только под воздействием ультрафиолетового излучения. В данной работе большинство указанных проблем решено. Созданы эффективные катализаторы, фотокатализаторы, очистное оборудование на их основе, необходимое для внедрения каталитических и фотокаталитических технологий в практику очистки CB промышленных предприятий и аэропортов страны.

Физико-химические основы, технологии получения эффективных цельнометаллических катализаторов, предназначенных для деструкции органических загрязнителей воды

Известно [43-50], что каталитическая активность металлических материалов зависит от химического состава вещества, удельной поверхности материала, дефектной структуры и особенностей морфологии поверхности кристаллов из которых состоит катализатор (специфическая огранка, количество вершин, граней и т.п.) Во многих работах показано[48, 49], что увеличение поверхности катализатора за счет изменения размеров кристаллов, их формы на 400% увеличивает их каталитическую активность всего на 2%. В тоже время в других работах показано [43], что изменение огранки кристаллов, существенно влияет на их каталитическую активность. Например, в работе [43] показано, что в реакции разложения аммиака на H₂ и N₂

кристаллографической грани {111}, кристаллов меди и никеля активнее чем грани {100} в 10⁵ раз!

Высокая каталитическая активность граней {111} медного катализатора в реакции разложения аммиака $2NH_3 \xrightarrow{Cu} N_2 + 3H_2$, обусловлена их структурным соответствием с адсорбируемым веществом [43], а именно молекулами NH₃ близкими по симметрии и размерам к структуре грани {111} меди (рис 1).



Рисунок 1 - Структура граней {111} меди и строение адсорбирующейся на ней молекулы аммиака (а), продукты реакции на грани {111} кристалла меди после реакции синтеза анилина из нитробензола (б)

Наши эксперименты (рис. 1 б), также подтверждают, что грани {111} в медных кристаллах действительно обладают более высокой активностью по сравнению с гранью {100}. На рисунке 1 б показаны обычные (с ГЦК-решеткой) кристаллы меди, ограненные плоскостями {100} и {111}, на которых было проведено каталитическое восстановление нитробензола в анилин. Как видно после реакции грани кристалла типа {100} остаются пассивными (рис. 1 б), в то время как на кристаллографических плоскостях {111} меди интенсивно образуются продукты окисления (рис. 1 б), что свидетельствует о высокой каталитической активности граней {111} в данном процессе. В других реакциях более активными могут быть другие грани, обычно самыми активными являются грани, обладающие более высокой поверхностной энергией [51-54].

Таким образом, особенности морфологии кристаллов (огранка, наличие специальных кристаллографических плоскостей, террас, ребер, вершин, дефектов и напряженного состояния на поверхности) существенно влияют на их реакционную способность, что необходимо учитывать при создании катализаторов [45-56]. Теоретические исследования [51-54] также подтвердили гипотезу о том, что разные кристаллографические грани кристаллов имеют разную каталитическую активность. Например, для меди в реакциях разложения модельного токсического загрязнителя (муравьиной кислоты) каталитическая активность граней {111}, {100} и {211} сильно зависит от структуры поверхности, наличия на ней дефектных участков [51].

Таким образом наиболее перспективными металлическими материалами для создания цельнометаллических катализаторов могут стать кристаллы, ограненные атомными плоскостями с наибольшей поверхностной энергией. Однако, реализовать на практике данное утверждение мешает принцип минимума свободной поверхностной энергии, который гласит, что: для совершенных кристаллов равновесная форма определяется из уравнения Гиббса [55]

$$\Sigma F_i \sigma_i = min$$
 при V = const, (1)

где *F*_{*г*}-площадь, *σ*_{*i*} – удельная свободная энергия *i*-той грани, *V*- объем кристалла. Таким образом у совершенных кристаллов поверхностная энергия должна быть минимальной.

Для реального кристалла, имеющего субструктуру и содержащего дефекты кристаллического строения, равновесная форма – это форма, при которой кристалл имеет минимум свободной объемной и поверхностной энергии [55]

$$\rho/M \Sigma V_i \mu_i + F_i \sigma_i = min$$
 при V=const, (2)

где *σ*_{*г*}- молярная свободная энергия *i*-того субструктурного элемента, *ρ*- плотность материала, *M* - молекулярная масса, *V* - объем всего кристалла,

 $V = V_1 + V_2 + V_3 + ... + V_i$,где V_i - объем его структурных составляющих.

Первый член уравнения (2) – это свободная объемная энергия кристалла, то есть энергия всех ростовых дефектов и вызываемых ими взаимодействий (ростовых напряжений); второй член - свободная поверхностная энергия.

Таким образом, чтобы реализовать идею, связанную с трансформацией, запасенной в кристалле объемной упругой энергии в поверхностную, нужно выращивать кристаллы, содержащие ростовые дефекты дисклинационного типа, являющиеся источниками дальнодействующих полей напряжений [35-42, 56-59]. В кристалла будет расти и упругая энергия, связанная с процессе роста дисклинационными дефектами ($E_v \sim R^2$) [59], а, чтобы кристалл не разрушился, необходимо организовать целенаправленное превращение объемной энергии в поверхностную при этом должен соблюдаться принцип Гиббса (2). Из уравнения (2) вытекает, что создание развитой поверхности возможно только в дефектных кристаллах.Это означает, что более перспективными кристаллами, у которых можно создать развитую поверхность кристаллы, являются содержащие высокоэнергетические дефекты кристаллического строения. Например, расчеты показывают, что энергии, связанной с дефектами дисклинационного типа в виде оборванных высокоугловых границ, достаточно для увеличения поверхности кристалла на 2-3 порядка.

Следовательно, при создании каталитически активных материалов выращивании кристаллов, ограненных атомными плоскостями типа {111}, обладающих наибольшей поверхностной энергией необходимо учитывать, что это возможно лишь у кристаллов, насыщенных дефектами кристаллического строения или кристаллов, содержащих высокоэнергетические дефекты дисклинационного типа т.е. у кристаллов, которые обладают большой запасенной в объеме упругой энергией.

Действительно, такие кристаллы, запрещены законами кристаллографии, однако, реально существуют, они обладают осями симметрии 5-ого порядка (рис. 2) [35-42], содержат одну или шесть частичных дисклинаций, именно такие кристаллы огранены только высокоэнергетичными атомными плоскостями типа {111}, соответственно 10, 20 и 60-ю (рис. 2) и как показывают эксперименты, они обладают уникальными каталитическими свойствами.

Выращивание пентагональных кристаллов (рис. 2), ограненных только плоскостями {111} с целью создания активных катализаторов сопряжено с технологическими трудностями, в частности, требуется специальная аппаратура для поддержания стабильных режимов электроосаждения. Однако, эта проблема вполне решаема[36, 38, 39]. Такие катализаторы на основе пентагональных частиц (рис. 2) соответствуют требованиям, предъявляемым к катализаторам, предназначенным для работы в реакторах с «кипящим» слоем т.е. они имеют: определенные размеры (10-20 округлую пентагональную обладают мкм), форму. симметрию, высокими механическими характеристиками (прочность, износостойкость), имеют высокую теплопроводность и каталитическую активность. В будущем такие пентагональные частицы могут использоваться для реализации многих промышленных каталитических процессов.





Однако. практике более реально создание цельнометаллических на нанесенных катализаторов в виде И закрепленных на сетчатом носителе пентагональных пирамид (рис. 3), выращенных методом электрокристаллизации на дефектах дисклинационного типа (оборванных двойниковых границах). Авторская методика выращивания и механизм роста пентагональных металлических кристаллов в виде пирамид детально описана в работах [61,62]. Сущность нового способа выращивания металлических пентагональных пирамид, содержащих уже в исходном состоянии дефекты дисклинационного типа (ДДТ) и имеющих специфическую огранку описана ниже.



Рисунок 3 - Морфология поверхности цельнометаллических катализаторов: а - сетчатый носитель с медными дефектными кристаллами, б, в - микрокристаллы меди с пентагональной симметрией и многоатомными ступенями роста

Для того, чтобы вырастить методом электроосаждения металла на сетчатой металлической подложке (рис. За) микрокристаллы, имеющие сильно дефектную структуру (рис. 3б), ограненные каталитически активными атомными плоскостями типа {111} и {110} (рис. Зв) мы использовали метод механоактивации растущих кристаллов при электрокристаллизации. Активацию осуществляли абразивными микрочастицами (оксидов металлов) суспензированными и движущимися в электролите, но инертными к нему. Частицы, механически воздействуя на катод и растущие на нем кристаллы нарушали последовательность нарастания атомных слоев, способствовали формированию в кристаллах дефектов ростового происхождения, в частности, оборванных двойниковых границ типа <110>{111}, которые никакими другими способами создать невозможно. Такие границы в отличие от двойниковых границ деформационного типа <112>{111} не могут проскакивать через зерно, они обрываются в нем (рис. 4а). По своему дальнодействующему полю напряжений, по запасенной упругой энергии, оборванные двойниковые границы ростового типа эквивалентны частичной 70-ти градусной дисклинации [58,59] (рис. 4а).



Рисунок 4 - Схема образования оборванной ростовой двойниковой границы и плоского пентагонального кристалла в процессе электрокристаллизации с механической активацией (а), микрофотография центральной части плоского пентагонального кристалла (б)

В малых кристаллах упругая энергия таких оборванных границ сравнима с энергией дислокации [58,59], поэтому их появление в процессе электрокристаллизации с одновременной механической активацией растущих кристаллов, энергетически оправдано [38,39]. В процессе роста кристалла растет и упругая энергия, связанная с оборванной границей $E_{\omega} \sim \omega^2 R^2$, где ω – мощность дисклинации, *R*- размер кристалла.

В определенный момент происходит релаксация запасенной энергии путем последовательного двойникования (рис. 4б). Энергия 70-ти градусной частичной дисклинации трансформируется в энергию 7-и градусной частичной дисклинации (E₇) и 5-и обрывающихся на ней двойниковых границ по энергетической схеме (E_{ω=70} = E₇ + 5γ₁₁₁) [60], где γ₁₁₁– удельная поверхностная энергиядвойниковых границ.

Детально процесс релаксации упругой энергии, связанной с оборванной границей ростового типа путем последовательного двойникования с образованием пентагональных кристаллов на начальных этапах электрокристаллизации описан в работах [61,62]. На электронно микроскопических картинах процесс выглядит как фрагментация одного микрокристалла на 5 секторов, разделенных между собой двойниковыми границами (рис. 4в). Одна из них имеет ростовое происхождение,она наклонена к оси <110>, а четыре остальных двойниковых границ перпендикулярны к плоскости {110} и имеют деформационное происхождение (рис. 4б, в).

Таким образом, механоактивация растущих в процессе электроосаждения кристаллов, способствует образованию в них оборванных двойниковых границ, которые являются источниками неоднородных упругих напряжений. Напряжения активируют процесс фрагментации кристалла путем двойникования, способствуют образованию уже на начальных этапах электрокристаллизации большого количества пентагональных кристаллов (рис. 36, в), содержащих частичные дисклинации вдоль направлений<110>,<112>(рис. 46). В процессе дальнейшего роста, пентагональные кристаллы с дисклинациями трансформируются в пентагональные пирамиды с многоатомными ступенями роста (рис. 3в), растущие вдоль направления <110>. Так получаются эффективные цельнометаллические катализаторы с дефектной структурой, развитой поверхностью и высокой каталитической активностью (рис. 36).

Нами разработана методика получения и создано оборудование для выращивания цельнометаллических катализаторов на основе металлов, обладающих дефектной структурой. специфической огранкой И высокой каталитической активностью в процессах деструкции модельных органических загрязнителей воды: муравьиной и щавелевой кислоты. Данная электрохимическая установка (рис. 5), предназначена для изготовления методом электроосаждения металла сетчатых носителей с обечайкой (рис. За) и цельнометаллических катализаторов, нанесенных и закрепленных на сетчатом носителе (рис. 3б). Такие катализаторы размещаются в каталитическом реакторе (рис. 6) и используются для каталитической доочистки СВ промышленных предприятий и аэропортов до нормативных требований.

Каталитические методы глубокой очистки СВ являются малопроизводительными, из-за длительности процесса они не применимы в проточных установках. Для интенсификации процессов каталитической деструкции органических загрязнителей часто используют кроме катализаторов чистые окислители: озон, перекись водорода или кислород (рис. 6).



Рисунок 5 - Фотография электрохимической установки по производству цельнометаллических катализаторов

Еще более перспективными для глубокой очистки вод, загрязненных токсической органикой (фенолом, этиленгликолем, формальдегидом, циклогексанолом и др.) являются фотокатализаторы.



Рисунок 6 - Технологическая схема каталитической очистки

Методика получения фотокатализаторов на основе оксида цинка

Микрочастицы цинка были получены гидротермальным методом при большом избытке щелочи. Раствором для проведения синтеза послужила смесь этиленгликоля и воды в объемном соотношении 25% к 75% в количестве 3 л. В полученный раствор было добавлено 75 мл 2М водного раствора хлорида цинка с последующим перемешиванием при помощи механической мешалки. Затем в раствор было добавлено 125 г. гидроксида калия при постоянном перемешивании и нагреве на электроплитке. Щелочь при растворении меняет свет раствора на молочно-белый и разогревает раствор. Температура раствора была доведена до 70°С, затем в перемешивающийся раствор при помощи перистальтического насоса был добавлен

водный раствор аммиака-гидрата (25% об.). Скорость подачи аммиака составила 1,5 мл/мин. Объем введенного в раствор водного аммиака составил 23,1 мл. Полученная смесь перемешивалась в течение 1,5 часов при постоянной температуре 70°С при помощи механической мешалки со скоростью вращения 600 об/мин. После окончания перемешивания раствор остывал при комнатной температуре. После охлаждения раствор был отцентрифугирован в течение 10 мин при 6000 об/мин. Осажденный порошок микрочастиц был промыт дистиллированной водой от побочных продуктов путем ультразвуковой обработки с последующим центрифугированием. Отмытый порошок высушивался в сушильном шкафу при температуре 105°С до постоянной массы.

Для исследования использовались четыре вида образцов на основе ZnO соответственно:

- образец 1 после получения без отжига;
- образец 2 отжиг на воздухе при 200°С;
- образец 3 отжиг на воздухе при 650°С;
- образец 4 отжиг на воздухе при 1000°С.

Характеризация полученных микрочастиц

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

Рентгеновский анализ образа показал, что кристаллическая решетка образцов представляет собой оксид цинка в структуре вюрцита, пространственная группа P63mc. Области когерентного рассеяния составили от 50 до 125 нм, отношение параметров решетки с/а=1,602. В таблице 1 приведены данные о характеристиках полученных образцов. На рисунке 7а представлена рентгенограмма и микрофотография полученного образца.





Рисунок 7 - Рентгенограмма (а) и микрофотография полученных микрочастиц ZnO до отжига (б)

Режим отжига		-	1	2	3
Температура отжига, °С		0	200	650	1000
Ширина запрещенной зоны, эВ		3,28	3,26	3,21	3,21
Средний размер частиц, нм		570	550	580	2125
Параметр решетки, Å	а	3,2523	3,2511	3,259	3,256
	С	5,2112	5,2084	5,220	5,215
	c/a	1,602	1,602	1,602	1,602
Области когерентного рассеяния, нм		36	45	140	80
Микронапряжения, ε_0		-	0,00091	0,00050	0,00014

Таблица 1 - Характеристики полученных микрочастиц ZnO

Методы проведения фотокаталитических исследований

Испытания на фотокаталитическую активность были проведены на примере реакции окисления фенола. Микрочастицы диспергировались в растворе при помощи ультразвука в количестве 1г/л. Результаты фотокаталитических исследований, не отожжённых микрочастиц ZnO, представлены на рисунке 8.

Исследования полученных микрочастиц показали, что интенсивное разложение фенола происходит как под действием солнечного света, так и под действием ультрафиолетового излучения. Увеличение температуры отжига до 650°С привело к возрастанию фотокаталитической активности (рис. 8). Отжиг при более высоких температурах способствовал рекристаллизации, эволюции субструктуры в частицах ZnO, перераспределению дислокаций и снижению микроискажений в них (табл. 1) и уменьшению фотокаталитической активности материала.



Рисунок 8 - Кинетика разложения фенола под действием солнечного света (1-3) и ультрафиолетового излучения (4) в присутствии микрочастиц ZnO, отожженных при разных режимах

Проведенные исследования позволили создать и запатентовать фотокатализаторы, обладающие высокой каталитической активностью к деструкции органических загрязнителей воды даже при видимом излучении. Для изготовления таких фотокатализаторов требуется подобрать технологические режимы их получения с целью формирования определенной формы, размеров частиц и наличие в них оптимальной дефектной структуры. Способы получения таких фотокатализаторов патентуются.

Создание и испытание опытной установки

Установка работает следующим образом (рис. 9). Вода, содержащая токсическую органику (фенол, этиленгликоль, циклогексанол и др.) проходит стандартную предварительную очистку (от механических примесей, взвешенных веществ, солей, тяжелых металлов). Такая очистка обычно проводится на предприятии. Вода, поступающая на фотокаталитическую установку должна содержать только патогенные микроорганизмы и токсическую органику (при чем концентрация последней не должна превышать 100 ПДК).



Рисунок 9 - Принципиальная схема работы фото-каталитической установки

Далее содержащая избыток (сверх нормы) органических вода. и бактериологических загрязнений, поступает в накопительную емкость, в которой находится аэратор и суспензированный нанокатализатор (например, наночастицы ZnO размером 100нм и концентрацией 1г/л). Затем загрязненная вода, с суспензированным фотокатализатором, циркулирует несколько минут через фотокаталитический реактор, в котором проходят одновременно два процесса: полная деструкция всех органических соединений до воды и газа и ультрафиолетовое обеззараживание воды (гибель патогенных микроорганизмов). Далее вода подается на керамическую ультрафильтрационную мембрану, где разделяется на пермиат (чистая вода) и концентрат, содержащий, суспензированный фотокатализатор. Фотокатализатор возвращается в накопительную емкость, туда же поступает новая порция загрязненной воды. Процесс периодически повторяется и занимает 20-30 минут. Срок работы керамической мембраны и фотокатализаторов 5-7 лет. Производительность установки зависит от состава загрязнений, объема воды, параметра мембран и ультрафиолетовых излучателей. Пилотная мембранно-фотокаталитическая установка изготовлена и проходит испытания в полевых условиях.

Заключение

В работе показано, что в настоящее время для России и других стран одной из важнейших народно-хозяйственных проблем является проблема доочистки сточных вод промышленных предприятий и аэропортов до нормативных требований с целью их возврата в оборотное водоснабжение.

Показано, что для решения этой проблемы наиболее перспективными, малозатратными являются каталитические и фотокаталитические окислительные технологии, обеспечивающие полную деструкцию всех органических загрязнений, находящихся в воде и обеззараживание воды. Для реализации технологии разработаны, изготовлены и апробированы на практике принципиально новые катализаторы и фотокатализаторы на основе металлов и их оксидов. Показано, что создания каталитически активных материалов используются концепция, ДЛЯ основанная на идеи о том, что кроме удельной поверхности на каталитическую активность сильно влияют дефектная структура и морфология поверхности кристаллов. В работе практически реализована вся технологическая цепочка: разработаны каталитически активные материалы на основе дефектных и пентагональных кристаллов – созданы из них эффективные катализаторы и фотокатализаторы – изготовлено на их базе очистное оборудование – разработаны и внедрены в практику технологические схемы каталитической и фотокаталитической доочистки сточных вод до нормативных требований. Преимущество созданных катализаторов в том, что они активнее чем аналоги в тысячи раз, а фотокатализаторы способны работать уже при видимом свете. В рамках работы разработаны и изготовлены установки для получения катализаторов и фотокатализаторов и создано оборудование для глубокой очистки сточных вод от органических и бактериологических загрязнений.

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

Список литературы:

1. Государственный доклад. О состоянии и использовании водных ресурсов Российской Федерации в 2014 году. – М.: НИА–Природа, 2015. –

270 с.

2. Экологический бюллетень. Самарская область. Ноябрь 2016 год. – ФГБУ «Приволжское управление по гидрометеорологии и мониторингу окружающей среды», 2016. – 38 с.

3. Справка о влиянии предприятий химической промышленности на состояние окружающей среды // Каталитический бюллетень. – 2006. – № 3. – С. 23-28.

4. Государственный доклад о состоянии окружающей среды и природных ресурсов Самарской области за 2014 год. – Выпуск 25. – Самара, 2015. – 298 с.

5. Государственный доклад о состоянии и об охране окружающей среды Российской Федерации в 2015 году – М.: Минприроды России; НИА– Природа, 2016. – 639 с.

6. Степанов С.В. Биологическая очистка и доочистка сточных вод нефтеперерабатывающих и нефтехимических предприятий: автореферат дис. доктора техн. наук:05.23.04./ Степанов Сергей Валериевич – Самара, 2014 – 47 с.

7. Государственный доклад о состоянии природных ресурсов и окружающей среды республики Башкортостан в 2015 году – Уфа, 2016. – 310 с.

8. Государственный доклад о состоянии природных ресурсов и окружающей среды республики Башкортостан в 2014 году – Уфа, 2015. – 326 с.

9. Очистка сточных вод: библиографический список литературы / Нац. б-ка Чуваш. Респ./ сост. Н. А. Арсентьева. – Вып. 4. – Чебоксары, 2013. – 18 с. – (Охрана окружающей среды).

10. Экологический бюллетень. Самарская область. 2015 год. – ФГБУ «Приволжское управление по гидрометеорологии и мониторингу окружающей среды», 2016. – 42 с.

11. Перечень рыбохозяйственных нормативов: предельно допустимых концентраций (ПДК) и ориентировочно безопасных уровней воздействия (ОБУВ) вредных веществ для водных объектов, имеющих рыбохозяйственное назначение [Текст].–Утвержден Приказом № 20 «Росрыболовства» от 18.01.2010.

340

12. Рекомендации по проектированию сооружений для очистки стока дождевых и талых вод с территории аэропортов [Текст] – М: ГПИ и НИИ ГА, аэропроект, 1992.

13. Тарасова Н.П. Охрана окружающей среды в дипломных проектах и работах: учебное пособие [Текст]/ Н.П. Тарасова. – М.:РХТУ им. Д. И. Менделеева, 2006. – 218 с.

14. Рекомендации по расчету систем сбора отведения и очистки поверхностного стока с селитебных территорий [Текст] – М: ГНЦ /РФ ФГУП «НИИ» ВОД ГО. Ростройстрой, 2016.

15. Бузаева М.В. Утилизация отработанных противообледенительных жидкостей с использованием цеолитов [Текст]/ М.В. Бузаева, А.В. Шарапова, Е.С. Климов, О.В. Наместникова // Пожары и чрезвычайные ситуации: предотвращение, ликвидация. – 2013. –№ 4. –С. 10-12.

16. Жмаков Г.Н. Разработка и реализация проектов очистных сооружений ливневых стоков аэропортов страны [Текст]/ Г.Н. Жмаков // Научно-технический вестник Поволжья. – 2014. – №6. – С. 151-153.

17. Технология очистки промышленных сточных вод аэропортов[Электронный pecypc]. – Режим доступа: http://eco-startup.ru/proekt/tehnologiya-ochistki-promyshlennyh-stochnyh-vod-aeroportov, свободный. – Заглавие с экрана. – (Дата обращения 14.03.2018г.).

18. Munter R. Advanced oxidation processes – current status and prospects //Proceedings of the Estonian Academy of Sciences. Chemistry. – 2001. – Vol. 50(2). – P. 59-80.

19. Ganzenko O.[et al.]. Electrochemical advanced oxidation and biological processes for wastewater treatment: a review of the combined approaches // Environmental Science and Pollution Research. – 2014. - Vol.21 (14). - P. 8493-8524.

20. Sirés I.[et al.]. Electrochemical advanced oxidation processes: today and tomorrow // Environmental Science and Pollution Research. - 2014. - Vol.21 (14). -P. 8336-8367.

21. Vítor J.P. Vilar, Sixto Malato, Dionysios D. Dionysiou. Advanced oxidation technologies: advances and challenges in Iberoamerican countries // Environmental Science and Pollution Research. - 2015. - Vol. 22(12). - P. 759-761.

22. Mehmet A. Oturan. Electrochemical advanced oxidation technologies for removal of organic pollutants from water // Environmental Science and Pollution Research. - 2014. - Vol.21 (14). - P. 8333-8335.

23. Кофман В.Я. Новые окислительные технологии очистки воды и сточных вод. (Часть 1) (обзор зарубежных изданий) [Текст] / В.Я. Кофман // Водоснабжение и санитарная техника. – 2013. – № 10. – С. 68-78.

24. Васильева Н.Б. Очистка сточных вод с использованием гидродинамической кавитации [Текст]: дис....канд. техн. наук: 05.23.04: защищена 10.02.2009 /Васильева Наталья Борисовна. – Новосибирск 2008. – 128с.

25. Зенцов В.Н. Мембранный катализ в водоочистке [Текст]/ В.Н. Зенцов, Ю.Ф. Абдрахманова, Ю.С. Райзер // Башкирский химический журнал. – 2009.– Т.16, №4. – С. 178-183.

26. Гончарук В.В. Фотокаталитическое деструктивное окисление органических соединений в водных средах [Текст] / В.В. Гончарук // Химия в интересах устойчивого развития. – 1997. – № 5. – С. 345-355.

27. Пат. № 2574629 РФ, Способ получения медьсодержащего материала в виде металлической подложки с нанесенными на нее микрочастицами меди [Текст] / Викарчук А.А., Грузунова Н.Н., Романов А.Е., Денисова А.Г., Мальцев А,В., Шафеев М.Р.; патентообладатель ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет».– № 2014130527/02; заявл. 23.07.2014; опубл. 10.02.2016 бюл. №4.

28. Пат. №2613553 РФ, Способ создания медных покрытий с развитой поверхностью [Текст] / Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Романов А.Е.; патентообладатель ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет».– № 2015138512/04; заявл. 09.09.2015; опубл. 17.03.2017 бюл. №8.

29. Пат. №2611620 РФ, Способ получения медьсодержащих нанокатализаторов с развитой поверхностью / Викарчук А.А., Довженко О.А., Дорогов М.В.;

патентообладатель ООО "Нанотехнологии для экологии".– №2013144809; заявл. 04.10.2013; опубл. 10.04.2015 Бюл.№10.

30. Пат. №2430200 РФ, Способ выращивания игольчатых кристаллов / Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В.; патентообладатель ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет». – № 2009136463/05; заявл. 01.10.2009; опубл. 10.04.2011 Бюл. № 10.

31. Пат. №2418890 РФ, Способ получения металлического порошка / Викарчук А.А., Ясников И.С., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В.; патентообладатель ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет».– №2008142606/02; заявл. 27.10.2008; опубл. 10.05.2010 Бюл.№13.

32. Пат. №2356607 РФ, Мембранно-сорбционный фильтр и способ его изготовления / Викарчук А.А., Ясников И.С., Криштал М.М., Денисова Д.А., Колобов Ю.Р.; патентообладатель ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет».– №2007138481/15; заявл. 16.10.2007; опубл. 27.05.2009 Бюл. № 15.

33. Заяв. №2017145180 РФ, Напорный фильтр с зернистой загрузкой / Малкин В.С., Викарчук А.А., Соснин И.М., Картавцева Е.Ю.; заявл. 21.12.17.

34. Заяв. №2018100353 РФ, Фотокаталитический реактор / Малкин В.С., Викарчук А.А., Соснин И.М., Картавцева Е.Ю.; заявл.09.01.2018.

35. Грызунов А.М. Влияние активации катода на эволюцию морфологии поверхности кристаллов, формирующихся в процессе электрокристаллизации меди // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2016. № 2 (36). С. 22-28.

36. А.А. Викарчук, А.М. Грызунов, Н.Н. Грызунова, А.В. Мальцев Физические основы создания каталитических элементов для систем доочистки сточных вод [Текст] // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. – 2016. – Т. 21., Вып. 3. – С. 944-947.

37. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Грызунов А.М., Романов А.Е. Рост металлических кристаллов в процессе электрокристаллизации с одновременной механоактивацией их поверхности // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 730-733.

38. Vikarchuk A. A., Romanov A.E., Physical fundamentals of creation of principle new nanocatalysts based on non-noble metals / Editor D.L. Merson // Advanced materials. Tutorial. - Togliatti, TSU. - 2013. -vol. 5. – P. 219-269.

39. Викарчук А.А. Физические основы получения принципиально новых нанокатализаторов на основе меди [Текст] / А.А.Викарчук, А.Е. Романов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2014. – Т. 11., № 1. – С. 87-98.

40. Romanov A.E., Dorogin L.M., Kink I., Aifantis E.C., Vikarchuk A.A., Kolesnikova A.L. Structural transformations in nano- and microobjects triggered by disclinations // Journal of Materials Research. 2012. T. 27. № 3. C. 545-551.

41. Ясников И.С., Викарчук А.А. Влияние процессов теплообмена на габитус пентагональных микрокристаллов электролитического происхождения // Письма в Журнал технической физики. 2006. Т. 32. № 19. С. 1-4.

42. Gryzunova N.N., Denisova A.G., Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A. Preparation of materials with a developed surface by thermal treatment and chemical etching of electrodeposited icosahedral small copper particles // Russian Journal of Electrochemistry., 2015., Vol. 51, Issue 12., pp 1176-1179.

43. Мишаков И.В. Введение в катализ [Текст]: учеб. пособие для учащихся ВУЗов / И.В.Мишаков, В.А. Лихолобов– Новосибирск: изд-во НГУ, 2015. – 67 с.

44. Артемцев Ю.М. Введение в гетерогенный фотокатализ [Текст] / Ю.М. Артемцев, В.К. Рябчук – СПб: изд-во СПбУ, 1999. – 302с.

45. В.В. Болдырев Управление химическими реакциями в твердой фазе // Соросовский образовательный журнал № 5, 1996. С. 49-55.

46. Слинкин А. А. Структура и каталитические свойства гетерогенных катализаторов.—М.: ВИНИТИ, 1971. – 215.

47. В.И. Савченко, К А. Дадаян, В.П. Иванов, Г.К. Боресков Изучение хемосорбции и взаимодействия кислорода и водорода на никеле // Проблемы кинетики и катализа, 17, 1978, С. 115.

48. Somorjai G. A.//The Physical Basis for Heterogeneous Catalysis.— N. Y.: Plenum-Press, 1975.— P. 395—410

49. Heinicke, G. Tribochemistry / G. Heinicke.- Berlin, 1984.- 495 c.

50. Fink, M. Wear Oxidetion a New Component of Wear / M. Fink // Trens. Amtr. Soc. For Stil Trting, 1930.-Vol.18.-P. 1026-1034.

51. Li S., Scaranto J., Mavrikakis M. О структурной чувствительности разложения муравьиной кислоты на Сикатализаторах // TopicsinCatalysis. - 2016. –Vol. 59. –P.1580-1588.

52. Nakano H., Nakamura I., Fujitani T., Nakamura J. StructuredependentkineticsforsynthesisanddecompositionofformatespeciesoverCu (111) and Cu (110) model catalysts // The Journal of Physical Chemistry B. - 2001. – Vol. 105(7). – P.1355-1365.

53. Hu Z.M., Boyd R.J. Structure sensitivity and cluster size convergence for formate adsorption on copper surface: a DFT cluster model study // The Journal of Physical Chemistry. -2000. – Vol. 112(21). – P.9562-9568.

54. Grabow L.C., Mavrikakis M. Mechanism of methanol synthesis on Cu, through CO_2 and CO hydrogenation // ACS Catalysis. - 2011. – Vol.1(4). – P.365-384.

55. Процессы реального кристаллообразования. Под ред. Н.В. Белова. М., «Наука», 1997, 235с.

56. Gryaznov V. G., Heidenreich J., Kaprelov A. M., Nepijko S. A., Romanov A. E., Urban J. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Crystal Research and Technology. – 1999. – Vol. 34, № 9. – P. 1091 – 1119.

57. Теоретическое и экспериментальное исследование дисклинаций // Под ред. Владимирова В.И. - Л.: Изд-во. ФТИ, 1986.- 224 с.

58. *Грязнов В.Г., Капрелов А.М., Романов А.Е.* Пентагональная симметрия и дисклинации в малых частицах // Дисклинации и ротационная деформация твердых тел. Под ред. В.И.Владимирова. Л., Изд-во ФТИ, 1988, с. 47—83.

59. В.И. Владимиров, А.Л. Колесникова, А.Е. Романов. ФММ **60,** 6, 1106 (1985).

60. R. De Witt Partial disclinations // Journal of Physics C: Solid State Physics. – 1972. – Vol. 5. – P. 529 – 534.

61. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Романов А.Е. Механизмы образования и роста металлических пентагональных частиц и кристаллов с дефектной структурой и развитой поверхностью Перспективные материалы и технологии: монография. В 2-х т. Т. 1 / В.А. Андреев [и др.]: под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017. С. 311-324.

Глава 19 ЖАРОПРОЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ ИЗ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫЕ ТВЕРДОФАЗНЫМ МЕТОДОМ: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Коржов В.П., КийкоВ.М.

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

1. Введение

Разработки конструкционных материалов, предназначенных для ис-пользования при высоких температурах, на основе ниобия и молибдена, в особенности с использованием последнего, могут привести к получению материалов с наиболее высоким потолком рабочих температур.

Высокий модуль упругости у молибдена и его интерметаллических соединений предполагает, что у материалов, созданных на их основе, мож-но достичь высокой прочности и жесткости [1-3]. Кроме того, высокие те-мпературы плавления, прочность при высоких температурах и сопротив-ление ползучести указанных соединений, а также возможность организа-ции повышенного сопротивления окислению, как, например, у сплавов Мо–Si–B [4], открывают реальную перспективу получения жаропрочных материалов, в том числе и композиционных, на их основе.

Объединение в структуре композитного материала молибдена и его интерметаллических соединений позволяет также снизить плотность тако-го композита по сравнению с плотностью собственно молибдена за счет относительно низкой плотности боридов и силицидов молибдена [5].

Проблема трещиностойкости композита, существующая в связи с на-личием в структуре материала хрупких соединений, не является непре-одолимой. На одну из возможностей ее решения путем торможения тре-щин на слабой границе раздела хрупких фаз впервые было показано ещё в 1964 году в работе J. Cook и J.E. Gordon [6]. Эта идея впоследствии ис-пользовалась при разработке различных слоистых и волокнистых компо-зитных материалов [7, 8]. Исходя из сказанного, можно ожидать, что оптимальная организация слоистой структуры с чередованием слоев интерметаллических соединений и относительно пластичных слоев твердых растворов бора и кремния в молибдене с соответствующими характери-стиками границ раздела между фазами способна будет обеспечить при-емлемый для конструкционного материала уровень трещиностойкости.

Изготовление из композитных материалов элементов конструкций во многих случаях происходит еще на стадии формирования структуры мате-риала, а не после его получения из-за сложности обработки таких материа-лов после завершения формирования их структуры в технологическом процессе. Кроме того, совмещение технологий получения материала и элемента конструкции удешевляет весь процесс.

Однако в ряде случаев придание композитному материалу формы готового изделия представляет непростую задачу. Предлагаемая техноло-гическая схема получения слоистых композитов на основе молибдена и ниобия, а также многокомпонентных сплавов ниобия дает возможность достаточно просто формовать изделий из них на стадии, предшествующей образованию хрупких интерметаллидов, когда структура заготовки ещё не содержит их.

2. Методы исследования структуры и идентификации фаз

Микроструктурные исследования, включающие получение изображе-ний объектов во вторичных и обратно-рассеянных электронах и PCA, вы-полнялись на цифровых электронных сканирующих микроскопах Tescan VEGA-II XMU и CamScan MV230. Оба микроскопа имели W-катоды и оснащены детекторами вторичных и отражённых электронов и энерго-дисперсионным рентгеновским микроанализатором. Обработка спектров характеристического рентгеновского излучения производилась с помощью пакета программ the Microanalysis Suite 18d + SP3 (INCA Suite version 4.15), разработанной фирмой Oxford Instruments, в основу расчётной части которых заложен

алгоритм внесения матричных поправок РАР [9]. Ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток электронного зонда – 200 лА, размер электронного зонда – 0,16 мкм.

Идентификация обнаруженных фаз проводилась с помощью локаль-ного РСА. Спектры, относящиеся к одной фазе, группировались и вычи-слялись средние значения концентраций для каждого из элементов.

При установлении химического состава фаз углерод и бор не опре-делялись, а рассчитывались «по разнице». Для установления зондового тока использовались эталонные шлифы ниобия и молибдена, размещенные в обойме с исследуемыми образцами. Однако, при строгом подходе анализ по этим элементам следует считать полуколичественным. Данные РСА использовались нами для идентификации обнаруживаемых фаз с извест-ными стехиометрическими индексами и для относительного сравнения концентраций углерода и бора в различных фазах.

3. Конструкции и сборка пакетов, нанесение покрытий

Исходные пакеты могли собираться простым наложением отрезков металлических лент (фольг) с одно- или двусторонними суспензионными покрытиями друг на друга. Суспензии – это взвеси мелкодисперсных по-рошков в органических жидкостях. В качестве органики применялись поливинил бутираль и полиэтилен гликоль. Для пакетов Mo/(Si–B) и Nb/(Si–B) использовались суспензии из смеси порошков кремния и бора с соотношением Si/B = 3 в поливинил бутирале.

Покрытия наносили на фольги методом «окрашивания» через ме-таллическую сетку из тонкой проволоки (рис. 1). Равномерность толщины покрытия по всей площади *отдельной фольги* регулировалась диаметром сеточной проволоки. Толщина покрытия в *различных пакетах* изменялась использованием сеток из проволоки с различными диаметрами. Перед сборкой пакетов покрытия высушивались при 150–180 °C в сушильном шкафу (если полиэтилен гликоль) или при комнатной температуре на воз-духе (если поливинил бутираль).



Рисунок 1 - Упрощенная схема нанесения суспензионных покрытий на Nb- или Мо-фольги

Более оригинальная и компактная сборка многослойных пакетов осуществлялась с использованием элементов «книжной» (U-образной) формы, приготовленных из металлических фольг (рис. 2). Как правило, односторонние покрытия наносились на элементы, приготовленные зара-нее. В отдельных случаях U-образные элементы готовились из фольг с уже нанесенными покрытиями.



«Книжный» элемент с покрытием

Рисунок 2 - Сборка многослойных пакетов из элементов «книжной формы» с односторонним покрытием на поверхностях элементных металлических фольг

Одностороннее покрытие для элемента означает нанесение его на от-дельные элементные фольги по одну сторону каждой из них. В таком случае одно покрытие оказывается снаружи элемента, второе – внутри элемента. Тогда внутри собранного пакета фольги чередуются с одним слоем покрытия (см. рис. 2). В собранном пакете один из крайних элемен-тов имеет только внутреннее покрытие. Двустороннее покрытие в элемен-те означает, что покрытия наносятся на все четыре его поверхности. Тогда в собранном пакете фольги контактируют через двойной слой покрытия. Два крайних элемента в пакете имеют три покрытия без одного наружного.

Если пакеты из отдельных фольг требовалось скреплять, перевязывая тонкой медной проволокой, чтобы они не рассыпались, то после легкого прессования с использованием ручного гидравлического пресса пакеты «книжной» сборки сохраняли «монолитность», допуская проводить над собой нужные операции.

Пробовались также другие способы нанесения покрытий.

1. Достаточно просто карбидное покрытие наносилось на отрезки металлических лент в результате термической обработки (TO) под давле-нием пакета, составленного отрезками металла, чередующимися с двумя слоями ленты из терморасширенного графита (exfoliated graphite) марки «Графлекс» [10]. После TO пакет легко разбирался по поверхностям соприкосновения графитовых лент. Отрезки металлических лент механи-чески очищались от излишнего графита и на обеих их поверхностях оставались плотные карбидные слои.

2. Получение (Si–C)- [или (B–C)]-покрытий можно осуществить, раз-мещая между металлической поверхностью и графитовой лентой, соответ-ственно, порошки кремния или бора, нанеся их суспензионные покрытия на поверхности лент of exfoliated graphite.

3. В достаточно большом количестве углерод в виде СО проникал в пространство между металлическими фольгами, на поверхности которых было нанесено порошковое покрытие, в процессе диффузионной сварки пакета. Это происходило вследствие того, что нагрев в камере осущест-влялся нагревателем из графита.

Таким образом, до диффузионной сварки пакеты представляли собой чередующиеся металлические слои (из ниобия, молибдена, сплава Nb–Ti) и покрытия. Ширина и длина пакетов были порядка 30–40 и 50–70 *мм* соот-ветственно. В каждом пакете направление прокатки всех фольг ориенти-ровалось вдоль его длины или ширины.

4. Многослойные композиты из молибдена и ниобия с упрочняю-щими соединениями кремния и бора

Первые многослойные пакеты Mo/(Si–B) и Nb/(Si–B) собирались из тонких фольг молибдена и ниобия с суспензионными покрытиями.

Композиты Мо/(Si-B). Содержание (Si-B)-покрытия в Мо-компози-тах изменялось от 4,27 до 7,72 мас.%. Пакеты с молибденом 1- и 2-Мо/(Si-B) (табл. 1) отличались тем, что при их сборке использовались Мо-фольги с одно- и двусторонним (Si-B)-покрытиями. Казалось бы, при одинаковых режимах диффузионной сварки они должны существенно различаться содержаниями покрытия. Однако концентрации кремния и бора в пакетах отличались незначительно – 4,27 и 4,69 мас.% соответственно в Мо-пакетах с одно- (2) и двусторонним покрытием (1).

Для прослеживания изменения микроструктуры в зависимости от температуры пакет Mo/(Si–B), содержащий 7,72 *мас.*% покрытия (см. табл. 1), вначале сваривали под давлением при 1500 °C, а затем подвергали тер-мической обработке при 1700 °C в «заневоленном» состоянии. Пакет зажи-мали в струбцине из высокопрочного графита. Предполагалось, что основ-ное давление будет создаваться вследствие расширения композита.

Данные о конструктивных элементах и режимы диффузионной сварки (ДС)					
1–16Mo/(Si–B)	2–16Mo/(Si–B)				
Мо-фольга толщиной 50 <i>мкм</i> – 17 <i>шт</i> .	Мо-фольга толщиной 50 <i>мкм</i> – 16 <i>шт</i> .				
2-стороннее (Si–B)-покрытие – 16 <i>шт</i> .	1-стороннее (Si–B)-покрытие – 15 <i>шт</i> .				
(Si–B)-покрытий – 4,69 <i>мас.%</i> .	(Si–B)-покрытий – 4,27 <i>мас.%</i> .				
Толщина пакета после ДС – 1,10 <i>мм</i> .	Толщина пакета после ДС – 0,95 <i>мм</i> .				
Режим ДС: 1500 °С, 30 <i>мин</i> при 10,5 <i>МПа</i> (1,5 <i>Т</i>) + 30 <i>мин</i> при 14,0 <i>МПа</i> (2 <i>Т</i>)					
3–16Nb/(Si–B)	4–1Nb/(Si–B)17				
Nb-фольга толщиной 60 <i>мкм</i> – 22 <i>шт</i> .	«Книжный» элемент из Nb-фольги толщи-				
1-стороннее (Si–B)-покрытие – 21 <i>шт</i> .	ной 60 <i>мкм</i> – 7 <i>шт</i> .				
Толщина пакета после ДС – 1,7 <i>мм</i> .	<u>Количество:</u> Nb-фольга – 14 + 1 = 15 <i>шт.</i> ;				
ДС: 1500 °С, 1 <i>ч</i> при 14,0 <i>МПа</i> (2 <i>Т</i>).	1-стороннее (Si–B)-покрытие – 14 <i>шт</i> .				
	<u>Содержание:</u> (Si–B)-покрытий – 15,5 <i>мас</i> .%;				
	двух (Мо–W–Si)-покрытий – 7,8 <i>мас.%.</i>				
	Толщина пакета после ДС – 1,6 <i>мм</i> .				
	ДС: 1500 °С, 1 <i>ч</i> при 7,4 <i>МПа</i> + 1500 °С (1 <i>ч</i>				
	при 11,8 <i>МПа</i> и 2 ч при 15,7 <i>МПа</i>).				
5–1Mo/(Si–B)17					
«Книжный» элемент из Мо-фольги толщиной 50 <i>мкм</i> – 15 <i>шт</i> .					
Количество: Мо-фольг в пакете – 30 <i>шт.</i> ; 2-сторонних (Si–B)-покрытий – 29 <i>шт.</i>					
Содержание (Si–B)-покрытий – 7,72 <i>мас.%</i> .					
Толщина пакета до и после ДС ~ 8 и 3,2 <i>мм</i> соответственно.					
1-й этап . ДС: 1500 °C, 1 <i>ч</i> при 12,4 <i>МПа</i> (30 <i>мин</i>) и при 8,3 <i>МПа</i> (30 <i>мин</i>).					
2-й этап . Термообработка пакета в струбцине из графита: 1700 °C, 20 <i>мин</i> в Ar.					

Таблица 1- Конструкция и режимы диффузионной сварки пакетов Mo/(Si–B) и Nb/(Si–B)

Макроструктура поперечных сечений обоих пакетов после сварки состояла из чередующихся слоев светлого фона, ассоциирующихся со слоями молибдена, и диффузионных зон взаимодействия (ЗВ) молибдена с (Si–B)-покрытием. На рис. За представлена структура пакета Мо/(Si–B) с 4,27 мас.% после ДС при 1500 °С. Видно, что слои ЗВ неравномерны по толщине – от почти полного их отсутствия до ~70 *мкм*. Аналогичная картина наблюдалась для пакета с 4,69 мас.% покрытия.

По данным рентгеновского спектрального анализа в Мо-слоях обоих композитов вблизи и на некотором удалении от ЗВ содержание бора из-менялось в пределах 17–28 *ат.*%, а кремний почти не обнаруживался. Такое наблюдалось не смотря на то, что согласно их диаграммам состоя-ния с молибденом, при 1500 °C растворимость бора в молибдене, хоть и есть, но очень мала, а кремний может растворяться до ~2 *ат.*%.



Рисунок 3 - Композит после ДС пакета с 4,27 *мас.* %(Si–B): *а* – структура поперечного сечения; *б* – микроструктура зоны взаимодействия, Мо(В) – твердый раствор бора в Мо

Полученные содержания бора соответствовали эвтектической области Mo(B)+Mo₂B диаграммы состояния Mo–B, где Mo(B) – твёрдый раствор бора в молибдене, ответственный за вязко-пластичное поведение компози-тов при комнатной температуре. Зато микроструктуры 3B в обоих ком-позитах существенно различались. Хотя оба пакета незначительно отлича-лись содержанием кремния и бора, фазовый состав микроструктуры 3B полученных из них композитов был различным.

Фазовая структура зоны взаимодействия в композите с меньшим со-держанием покрытия представлена на рис. *36*. По данным локального РСА обнаруженные фазы можно идентифицировать одним из двух возможных вариантов – или Mo₃(Si,B) и Mo₅(Si,B)₃, как показано на рисунке, или Mo₂(B,Si) и Mo(B,Si). Для окончательного определения фаз правильно было использовать ещё и рентгеновский структурный анализ. Но при лю-бом из вариантов можно утверждать, что в этом композите фазовая струк-тура зоны взаимодействия близка к почти завершенному состоянию, так как одно из двух идентифицированных интерметаллических соединений является предельно содержащим молибден из всех существующих в диаграммах состояний Мо–Si и Мо–В соответственно. Никаких других соединений в этом композите нами не обнаружено.

Зоны взаимодействия в композите, полученном из пакета с 4,69 *мас.*%(Si–B), в зависимости от толщины представляются двумя типами структуры, различающимися морфологией и фазовым составом (рис. 4). В ЗВ толщиной ~60 *мкм* различаются два, как минимум, 2-фазных слоя с фазой серого цвета, растущей в направлении от середины зоны перпенди-кулярно слоям, и средний слой с большим количеством пор. В ЗВ толщи-ной 20–30 *мкм* пор было значительно меньше.



Рисунок 4 - Микроструктура двух типов ЗВ в композите после ДС пакета Mo/(Si–B) с 4,69 *мас.* %(Si–B): Mo(B) – твердый раствор бора в Mo; ЗВ – зона взаимодействия



Рисунок 5 Микроструктура фрагмента ЗВ между ее средним слоем и слоем Мо(В) + Мо₂В, бывшим до ДС Мо-фольгой

С помощью растровой электронной микроскопии и локального РСА было установлено, что два слоя зоны взаимодействия на рис. 4*a*, распо-ложенные между ее пористой середи-ной и слоями Мо(В) + Мо₂В, были неоднородны по фазовому составу. Их крайние 1-фазные прослойки тол-щиной ~10 *мкм* (рис. 5), граничащие с Мо(В)+Мо₂B, состояли из Мо₂B с растворенным в нём кремнием Мо₂(B,Si) ≡ Мо_{1.87}(B_{0.99}Si_{0.14})_{1,13}.

Ближе к середине зоны взаимо-действия располагались 2-фазные прослойки из эквиатомного соединения $Mo(B,Si) \equiv Mo_{1,06}(B_{0,63}Si_{0,31})_{0,94}$ темно-серого контраста и соединения на основе интерметаллида молибдена с кремнием Mo_5Si_3 , имеющего сравни-тельно широкую область гомогенности, $Mo_5(Si,B)_3 \equiv Mo_{4,29}(Si_{2,42}B_{1,29})_{3,71}$ серого контраста. Первое является твердым раствором кремния в аMoB, второе – бора в Mo_5Si_3 .

Середина 3В с большим количеством пор состояла из фаз – $Mo_5(Si,B)_3$ и Mo(B,Si). Концентрации кремния и бора в соединениях в направлении от периферии пористого слоя к его середине изменялись в пользу бора. В $Mo_5(Si,B)_3$ – от 35,0 Si и 3,4 *am.*%В до 23,1 Si и 14,4 *am.*%В или от $Mo_{4,93}(Si_{2,80}B_{0,27})_{3,07}$ до $Mo_{5,00}(Si_{1,85}B_{1,15})_{3,00}$. В Mo(B,Si) – от 37,9 В и 19,2 *am.*%Si до 57,8 *am.*%В или от $Mo_{0,86}(B_{0,76}Si_{0,38})_{1,14}$ до борида $Mo_{0,84}B_{1,16}$, растворившего в себе лишь 0,13 *am.*%Si. То есть бор концентрировался в средней области пористой прослойки зоны взаимодействия.

Аналогичный фазовый состав наблюдался в 3В толщиной 20–30 *мкм* (рис. 4*б*). Её прослойки, граничащие с Mo(B) + Mo₂B, состояли из борид-силицида Mo₂(B,Si), но кремния в нем содержалось значительно меньше, чем в аналогичных прослойках 3B с пористой серединой. Средний слой состоял из соединений Mo(B,Si) = $Mo_{1,07}(B_{0,52}Si_{0,41})_{0,93}$ и Mo₅(Si,B)₃ = $Mo_{4,26}(Si_{2,19}B_{1,55})_{3,7}$. В отличие от 3B с пористой серединой здесь распре-деление бора по объему зоны было более равномерным.

Сравнивая между собой обе зоны взаимодействия Мо-фольг с (Si–B)покрытиями, можно сделать вывод, что фазовая структура зоны толщиной 20–30 *мкм* находилась ближе к структурному состоянию, соответствую-щему температуре 1500 °C, чем 3B с толщиной 50–60 *мкм*. Различная толщина 3B обусловлена неоднородностью толщины покрытий, наноси-мых по ещё не отработанным приемам.

При общей оценке структурного состояния композитов из Mo/(Si–B) 1 и 2 можно было отметить, что фаза, ответственная за жаропрочность, со-держалась в них в несоразмерно малом объемном количестве по отно-шению с вязко-пластичной эвтектической структурной составляющей Mo(B) + Mo₂B. Увеличить количество жаропрочных фаз бора и кремния с молибденом можно за счет повышения содержания (Si–B)-покрытия в ис-ходном пакете. Чтобы установить его содержание, близкое к предельному, при котором композит еще не становится после ДС хрупким, был изготов-лен композитный образец из Мо-фольг с 2-сторонним (Si–B)-покрытием, которого в исходном пакете содержалось 7,72 мас.%.



Рисунок 6 - Макро- (*a*) и микроструктура (б) композита 1Мо/(Si–B)17 после ДС под давлением при 1500 °С в течение 1 *ч*

Судя по структуре поперечного сечения такого Mo/(Si–B)-композита (рис. 6), в нем зоны взаимодействия присутствуют в избытке. Им соот-ветствуют слои серого цвета. Светлые слои, ассоциирующиеся с фольгами молибдена, встречаются в заметно меньшем количестве.

Как ожидалось, фазовая структура зон взаимодействия композита (рис. 7) была далека от завершения, так как характеризовалась присут-ствием химических соединений с предельными для сис-тем Мо–В и Мо–Si концент-рациями В и Si – Мо₂В₅, МоВ₄ и



MoSi₂.

Рисунок 7 - Микроструктура ЗВ композита после ДС пакета Mo/(Si– B) с 7,72 *мас.%*: Mo(Si) – твердый раствор кремния в молибдене

По данным локального РСА матричная фаза 3В, придающая зоне фон серого цвета, идентифицировалась как силицид $Mo(Si,B)_2$ с пе-рераспределяющимися содержаниями кремния и бора в пользу последнего: $Mo_{1,06}(Si_{1,93}B_{0,01})_{1,94}$ (в пограничной прослойке со светлым 2-фазным слоем), $Mo_{0,93}(Si_{1,72}B_{0,36})_{2,08}$ (на удалении ~20 *мкм* от границы светлого слоя) и $Mo_{0,90}(Si_{1,50}B_{0,60})_{2,10}$ (вблизи середины 3В). Таким образом, по мере при-ближения к середине диффузионной зоны взаимодействия концентрация бора в интерметаллиде $MoSi_2$ повышалась от ~0,2 до 19,9 ± 2,0 *ат.*%.

На сером фоне матричного соединения Mo(Si,B)₂ в большом коли-честве выделяются светлые, имеющие в себе черные вкрапления, вклю-чения примерного состава Mo_{27,6}B_{71,6}Si_{0,8} (рис. 8), что соответствует интер-металлиду Mo₂(B,Si)₅. По мере продвижения к границе со свет-лыми слоями, ранее бывшими Mo-фольгами, эти

включения об-разуют строчки, перпендикуляр-ные слоям.





В средней части ЗВ наблю-дались темные включения, идентифицированные с твердым раствором кремния в бориде MoB₄: Mo(B,Si)₄ ≡ Mo_{1,03}(B_{2,09}Si_{1,88})_{3,97}.

И, наконец, рассмотрим слои светлого фона, сохранившие молибден в качестве основного компонента. В большинстве случаев они были толщи-ной не более 5–7 *мкм*, почти израсходовавшими свой «молибденовый потенциал», с эвтектическим составом Mo₂B + MoB.

Значительно реже их толщина составляла 40–45 *мкм*. Несколько таких слоев занимают среднюю область рис. 6*a*. Микроструктура их показана в нижней части рис. 7. Середина толстых светлых слоев толщиной порядка 30 *мкм* представляла собой твердый раствор кремния в молибдене Mo(Si). Концентрация кремния была не более 0,25 *ат.*%, а бор полностью отсутствовал (рис. 9). Зато в прослойках этих же слоев, расположенных ближе к соседней диффузионной зоне, но ещё не граничащих с ней, содержание бора возрастало до 42,3 ± 5,00 *ат.*%, а содержание кремния оставалось на уровне тех же нескольких десятых процента. Согласно диаграмме состояний Мо–В состав прослоек соответствовал эвтектической области Mo₂B + MoB. Кстати такой же состав был определен и в тонких светлых слоях (см. верхнюю часть рис. 7).

Но прослойки толстых светлых слоев, граничащие с зоной взаимодействия, не содержали бор, имея состав $Mo_{65,3}Si_{34,7}B_{0,0}$, соответству-ющий соединению Si и Mo: $Mo_5Si_3 \equiv Mo_{5,22}Si_{2,78}$.



Рисунок 9 - Профили концентраций Мо, Si и B светлого слоя и приграничной с ним области 3B композита после ДС пакета Mo/(Si– B) с 7,72 *мас.*% (сравнивать с рис. 7)

Резко немонотонная зависимость бора на границе слоя с Мо-твердым раствором и зоны взаимодействия обусловлена, по-видимому, образова-нием прослойки из интерметаллического соединения Mo_5Si_3 , через кото-рую диффузия бора слишком затруднена. Предпосылкой к этому может быть отсутствие химического соединения молибдена и бора с такой же стехиометрией. Тот бор, который, несмотря на значительно меньшую, чем кремний, растворимость в молибдене, имея хорошую атомную подвиж-ность, по-видимому, ещё до образования Mo_5Si_3 успел в достаточном количестве накопиться в фольгах молибдена, чтобы образовать с ним эвтектическую структуру Mo_2B + Mo(B). Кремний же в это время продол-жал наращивать интерметаллид Mo_5Si_3 . Тонкая прослойка в 3B, грани-чащая со светлым слоем через Mo_5Si_3 , представлена матричным силици-дом с меньшей, чем в Mo_5Si_3 , концентрацией молибдена $MoSi_2$, также не содержащим бор (см. рис. 8).

Структура композита определяется в первую очередь температурой, при которой происходит взаимная диффузия между фольгой и покрытием.

Исследуемый композит подвергался второму этапу термической обра-ботки в аргоне, состоявшей из нагрева до 1700 °С и выдержки при этой температуре в течение 20 минут, будучи зажатым в струбцине из высо-копрочного графита. Полагалось, что дополнительное давление на плоский композитный образец создавалось вследствие его термического расшире-ния. Структура полученного композита (рис. 10) имела ясно выраженный слоистый характер и состояла всего из двух фаз: светлой – твердого раствора кремния в бориде MoB = Mo_{0,91}(B_{1,06}Si_{0,03})_{1,09} и фазы темно-серого цвета – твердого раствора бора в силициде MoSi₂ = Mo_{0,90}(Si_{1,76}B_{0,34})_{2,10}.



Рисунок 10 - Макро- (а) и микроструктура (б) композита 1Мо/(Si–B)17 после 2-го этапа термообработки при 1700°С в струбцине из графита

Как и ожидалось, при комнатной температуре образцы этого компози-та показывали хрупкий характер разрушения, так как в его объеме не осталось вязкопластичной эвтектической структуры, находившейся в слоях, бывших до сварки Мофольгами.

Изменение фазовой структуры композитов, подвергавшихся сварке при 1500 °С, в зависимости от содержания (Si–B)-покрытия в исходном пакете, прослеживается и сведено в табл. 2.

	4,27 мас.%	4,69 мас.%	7,72 мас.%
«Mo-	$Mo(B)+Mo_2B$	Mo(B)+Mo ₂ B	МоВ + Мо ₂ В в слое
слой»			толщиной~10мкм;
			Мо ₅ Si ₃ +[Мо ₂ B+МоВ]+Мо(Si) в
			слое толщиной ~40 мкм
	Mo ₅ (Si,B) ₃ +	Mo ₂ (B,Si) и	Mo(Si,B) ₂ и
3B	+Mo ₃ (Si,B)	$Mo(B,Si)+Mo_5(Si,B)_3$	$Mo_2(B,Si)_5+Mo(B,Si)_4$

Таблица 2 - Фазовая структура композитов после ДС исходных пакетов с разными содержаниями (Si–B)-покрытий при 1500 °С

С увеличеним содержания покрытия из порошковой смеси кремний-бор с соотношением Si/B = 3 для композитных слоев, образовавшихся на месте Мо-фольг, было характерно исчезновение Мо-твердого раствора. В композитах, сваренных из пакетов с 4,27 и 4,69 мас.% покрытия, слои, ассоциирующиеся с фольгами молибдена, содержали ~22,5 ат.% бора. Это соответствовало эвтектической области диаграммы Мо–В с фазовым со-ставом из вязко-пластичного твердого раствора Мо(B), ответственного в композите за трещиностойкость, и соединения Мо₂В. Композит из пакета с 7,72 мас.% покрытия отличался тем, что значительная часть слоев, наследовавших Мо-фольги и которые отличались меньшей толщиной (см. табл. 2), имела концентрации бора и молибдена, соответствующие эвтектиче-ской области диаграммы Мо–В с фазовым составом из интерметаллидов Мо₂В и МоВ. Склонная к ползучести фаза, твердый раствор кремния в молибдене Mo(Si), содержалась в слоях толщиной порядка 40 мкм, но их в композите было совсем немного.

При увеличении содержания (Si–B)-покрытия фазовый состав зон взаимодействия изменяется в пользу интерметаллидов молибдена с боль-шими концентрациями Si и B:

 $\mathsf{Mo}_5(\mathsf{Si},\mathsf{B})_3 \mathrel{\mathsf{\mathsf{u}}} \mathsf{Mo}_3(\mathsf{Si},\mathsf{B}) \to \mathsf{Mo}(\mathsf{Si},\mathsf{B})_2, \: \mathsf{Mo}_2(\mathsf{B},\mathsf{Si})_5 \mathrel{\mathsf{u}} \mathsf{Mo}(\mathsf{B},\mathsf{Si})_4.$

Композиты Nb/(Si-B). Исследовались два типа композитов на основе ниобия, упрочненных его соединениями с кремнием и бором (см. табл. 1). Первый из них получали ДС при 1500 °С в течение 1 часа из многослой-ного пакета, собранного простым наложением Nb-фольг толщиной 60 мкм с односторонним (Si-B)-покрытием. Второй композит отличался от перво-го тем, что пакет собирался U-образными элементами из Nb-фольг с одно-сторонним покрытием, и суммарное время сварки было 4 ч. Кроме того композит имел покрытие из интерметаллических соединений Мо и W с кремнием и углеродом, сформировавшееся одновременно и заодно с его структурой в процессе диффу-зионной сварки пакета.



Рисунок 11 - Микроструктура поперечного сечение композита, изготовленного из пакета Nb/(Si–B): (Nb) – Nb-твердый раствор

По сравнению с первыми Мокомпозитами, композиты на основе Nb, изготовленные из пакетов Nb/(Si–B), имели пра-вильно организованные слоистые структуры (рис. 11) из зон взаимодей-ствия 3B,

образовавшихся на месте (Si–B)-покрытий и занимавших не менее 30–40% площади поперечного сечения, и светлых слоёв Nb-твёрдого раствора (Nb). Согласно диаграммам состояния Nb–Si и Nb–B, раство-римости кремния и бора в ниобии не превышали десятых долей процента. При обнаружении их концентрации находились на пределе чувствитель-ности PC-анализа.

Наружные слои зон взаимодействия, граничащих с ниобиевым твер-дым раствором (Nb), имели в качестве основной (или матричной) фазы интерметаллическое соединение Nb₅(Si,B)₃ (рис. 12). Но в этих же слоях наблюдались

обшир-ные области с включениями темно-серого контраста интерметаллида Nb(B,Si). Здесь и на рис. 13*а* такие области отмече-ны светлыми контурами.

Рисунок 12 - Микроструктура ЗВ композита после ДС пакета Nb/(Si–B), собиравшегося Nb-фольгами с покрытиями: время ДС – 1 ч

По данным рентгеновского спектрального анализа слои темного цвета идентифицированы с соединением Nb(Si,B)₂ ≡ Nb_{0,92}(Si_{1,59}B_{0,49})_{2,08}.



Тонкий слой, находящийся посереди-не зоны взаимодействия, отнесен к эквиатомному интерметаллиду ниобия и бора Nb(B,Si) \equiv Nb_{1,01}(B_{0,40}Si_{0,59})_{0,99}, который существует в диаграмме Nb–B, а в диаграмме Nb–Si отсутствует. Но в связи с тем, что кремния в слое больше, чем бора, идентификацию слоя можно сделать, руковод-ствуясь все-таки диаграммой Nb–Si. Установленный элементный состав слоя находится в её эвтектической области, состоящей из эвтектики (α Nb₅Si₃ + NbSi₂) и вторичных выделений более легкого интерметаллида NbSi₂, которые при обнаружении должны выделяться темным контрастом на светлом фоне. Именно такую картину можно наблюдать на рис. 13*б*.



Рисунок 13 - Фрагменты микроструктуры рис. 12 при большем увеличении: *a* – 2-х фазная область в наружном слое 3В; *б* – внутренняя прослойка ЗВ

Диффузионная сварка второго пакета Nb/(Si–B) происходила в два этапа при одной температуре, равной 1500 °C, но при разных давлениях и в течение различного времени.

Первый этап ДС. На 1-м этапе время выдержки – 1 ч, давление – 7,4 МПа. Фрагмент микроструктуры поперечного сечения композита пред-ставлен на рис. 14. Уже после выдержки в течение 1 ч значительное число Nb-фольг почти или полностью расходовалось на образование структуры из двух слоев соединения Nb₃(B,Si)₄ ≡ Nb_{2,92}(B_{2,35}Si_{1,73})_{4,08} и «строчки» пористых включений, ос-тавшейся после покрытия из (Si–B) (рис. 15).



Рисунок 14 - Слоистая структура поперечного сечения композита на основе ниобия после ДС в течение 1 ч пакета Nb/(Si–B), собранного из элементов «книжной» формы

Светлые слои наследовали сохранившиеся после сварки Nb-фольги. Сумма концентраций кремния и бора в них находилась в эвтектической области диаграммы Nb–B с фазовым

составом из (Nb) и Nb₃B₂, где (Nb) – твердый раствор бора в ниобии. Отметим, что эти слои окаймлялись тонким слоем борида ниобия Nb₃B₄.

Другой вид 3В, кроме двух слоев Nb₃(B,Si)₄ и строчки включений (см. рис. 15),

имел середину из интерметаллических фаз (рис. 16*a*) серого и темно-го цвета, идентифициро-ванных как Nb(Si,B)₂ с не-большим, до 2 *am.%*, со-держанием бора и NbB₂ с кремнием за пределами чувствительности анализа.

Рисунок 15 - Фазовая структура характерного участка поперечного сечения Nb-композита после сварки в течение 1 ч

Слои, наследовавшие Nb-фольги, имели состав $Nb_{65,1}(B_{33,2}Si_{1,8})_{35,0},$ соответствующий



заэвтектической области (Nb) + Nb₃(B,Si)₂ тройной диаг-раммы Nb–B–Si. Кроме того, интерметаллид Nb₃(B,Si)₂ присутствовал в структуре светлого слоя и в виде вторичных выделений (рис. 16*б*). Тонкая прослойка, окаймляющая светлый слой, – борид Nb₃B₄, но с очень малым содержанием кремния Nb_{43,0}(B_{56,6}Si_{0,4})_{57,0} ≡ Nb_{3,01}(B_{3,96}Si_{0,03})_{3,99}.



Рисунок 16 - Фазовая структура поперечного сечения композита 1Nb/(Si–B)17 после 1-го этапа ДС (*a*) и фазовая структура его характерного фрагмента (*б*)

Второй этап ДС. Макроструктура композита из ниобия Nb/(Si–B) после 2-го этапа ДС, отличавшегося от первого более длительной выдер-жкой и в два раза большим давлением, показаны на рис. 17. Видно, что Nb-фольги, которые после сварки представлены относительно тонкими свет-лыми слоями различной толщины, сохранились не везде. Но их полное «расходование» не было связано с увеличением времени сварки, потому что так же часто аналогичные случаи наблюдались и после ее 1-го этапа ДС. Вероятнее, что это было следствием более толстого су-спензионного покрытия на этом участке поверхности Nb-ленты, в виду не отработан-ной методики его нанесения.



Рисунок 17 - Макроструктура композита после 2-го этапа ДС: суммарное время выдержки – 4 ч, давление – до 15,7 *МПа*

Другим было и фазовое содержание зон взаимодейст-вия между Nb-фольгами и ПОкрытиями (рис. 18). Два ее основных слоя толщиной ~40 мкм представлены твердым раствором бора в Nb₅(Si,B)₃. Его усредненный состав $Nb_{4,97}(Si_{2,87}B_{0,16})_{3,03}$. Средние области ЗВ содер-жали минимум две надежно идентифицированные фазы. Первая – это твердый раствор бора NbSi₂: $Nb(Si,B)_2$ В Ξ кремния в NbB: Nb(B,Si) \equiv

Nb_{0,98}(Si_{1,93}B_{0,09})_{2,02}. Вторая – твердый раствор кремния в NbB: Nl Nb_{0,86}(B_{1,10}Si_{0,03})_{1,14}.

Но и светлые слои, оставшиеся от Nb-фольг, имели тоже другое содержание элементов. Если после 1-часовой сварки структура слоев была заэвтектической с преобладающим, по сравнению с кремнием, содержа-нием бора, то после 4 часов сварки слои состояли из ниобия, раство-рившим в себе лишь до 0,4 *ат.*%Si.



Рисунок 18 -Микроструктура композита после 2-го этапа ДС: суммарное время выдержки – 4 ч, давление – до 15,7 *МПа*



1. Прослойки 1 с островными утолщениями (левый и средний рисунки) разграничивают слои (Nb)-твердого раствора и интерметал-лического соединения Nb₅(Si,B)₃. Их состав – Nb_{80,0}(B_{10,6}Si_{9,4})_{20,0} – не идентифицируется ни с одним из интерметаллических соединений. Ориентируясь на то, что все-таки концентрация бора в прослойке больше, чем кремния, и тогда руководствуясь диаграммой Nb–B, можно принять, что их состав относится к заэвтектической структуре (Nb)+Nb₃(B,Si)₂. Этот фазовый состав соответствует аналогичным по классификации слоям после 1-го этапа сварки на рис. 16б.



Рисунок 19 - Три характерных фрагмента микроструктуры поперечного сечения композита 1Nb/(Si–B)17 после 2-го этапа ДС. Фазы идентифицированы по данным ЛРС-анализа

2. Овальные области (см. средний рисунок) содержали диффузные образования $Nb_3(B,Si)_2$ – твердого раствора Si в Nb_3B_2 , идентифицирован-ные как интерметаллическое соединение состава $Nb_{2,80}(B_{1,96}Si_{0,24})_{2,20}$. Они более темного цвета и, значит, легче, чем матричная фаза $Nb_5(Si,B)_3$.

3. На левом и правом рисунках белыми контурами выделены *области обнаружения фазы Nb(B,Si)* – твердого раствора Si (до 1,6 *ат.%*) в бориде NbB: Nb_{0.86}(B_{1,10}Si_{0.03})_{1,14}.

4. На правом рисунке показана локализация темно-серых островковых включений фазы Nb(Si,B)₂. Их средний состав Nb_{32,5}(Si_{64,4}B_{3,1})_{67,5} соответ-ствовал стехиометрической формуле Nb_{0,98}(Si_{1,93}B_{0,09})_{2,02}.

Изменение фазовой структуры основных структурных составляю-щих композита при увеличении времени ДС и давления можно резюмиро-вать следующим образом.

1. Эволюция слоев, наследовавшие Nb-фольги: [(Nb) + Nb₃(B,Si)₂] → → [(Nb) с концентрацией Si от 0 до 0,4 *am.%*] и эволюция тонких слоев, которые разграничивают их и диффузионные 3B: [Nb₃B₄ с малой концен-трацией Si] → [(Nb) + Nb₃(B,Si)₂].

2. Эволюция наружных слоев зоны взаимодействия: $[Nb_3(B,Si)_4] \rightarrow \rightarrow [Nb_5(Si,B)_3]$ и эволюция середины 3B: $[Nb(Si,B)_2 \ c$ бором до 2 *am.%* + + NbB₂] $\rightarrow [Nb(Si,B)_2 \ c$ малой концентрацией бора + Nb(B,Si) с малой концентрацией Si].

Жаростойкие покрытия. Проведены эксперименты с целью оценки возможности получить защитные жаростойкие покрытия из силицидов молибдена и вольфрама на поверхности жаропрочного композита заодно с диффузионной сваркой многослойного пакета. Для этого на наружные Nb-поверхности пакета Nb/(Si–B), который собирался из элементов с (Si–B)-покрытиями, наносилось суспензионное покрытие смеси порошков Mo, W и Si состава, соответствующего одной из фаз Новотного: 44%Mo–44%W–12 мас.%Si. Предполагалось, что углерод будет попадать в покрытие за счет CO-атмосферы в камере для сварки и ленточных прокладок из термически расщепленного графита [10] между пакетом и пуансонами.



Рисунок 20 - Микроструктура приповерхностных областей поперечного сечения композита Nb/(Si–B) с покрытиями из соединений молибдена и вольфрама с кремнием и углеродом после 1-го (*a*) и 2-го (*б*) этапов ДС при 1400 °C

На рис 20 показаны покрытия, образовавшиеся на поверхности композита Nb/(Si– B) после 1-го и 2-го этапов сварки. Его толщина составляет ~60 *мкм*. Проведенное исследование фазовой структуры покрытия (рис. 21) после 1-го этапа ДС дало такие результаты.

1. В составе покрытия обнаружены три фазы:

– карбидо-силицид Мо и W состава $(Mo_{30,36}W_{15,69})_{46,05}(Si_{27,71}C_{26,24})_{53,95}$, который можно было представить в виде эквиатомного карбидо-силицид-ного соединения $(Mo,W)(Si,C) = (Mo_{0,61}W_{0,31})_{0,92}(Si_{0,55}C_{0,53})_{1,08}$;

– карбидо-силицид молибдена с растворенными в нем вольфрамом и ниобием до 3 *ат.%* состава ($Mo_{37,76}W_{2,26}Nb_{0,59}$)_{40,61}($Si_{34,80}C_{24,85}$)_{59,65}, к кото- рому, если его идентифицировать с известными соединениями, ближе других будет монокарбид молибдена $MoC - (Mo_{0,76}Me_{0,06})_{0,82}(Si_{0,69}C_{0,49})_{1,18} = = (Mo,Me)(Si,C)$, где Me - W и Nb;

– неиспользованный в реакции вольфрам (светлая фаза).

2. Слой композита, прилежащий к покрытию (спектры 9 и 11), – это монокарбид ниобия NbC_{1-x} с растворенными в нем Мо, W и Si. Его состав (Nb_{41,5}Me_{1,4})_{42,9}(C_{51,3}Si_{5,8})_{57,1} близок к монокарбиду (Nb,Me)(C,Si)_{1-x} = $= (Nb_{0,83}Me_{0,03})_{0,86}(C_{1,03}Si_{0,11})_{1,14}$, где Me – Mo и W.

Рисунок 21 - Микроструктура покрытия из соединений молибдена и вольфрама на композите Nb/(Si–B) после 1-го этапа ДС при 1400 °С в течение 1*ч*: 1–9, 11 – номера спектров



90 мкм

Вывод. При диффузионной сварке, 1400 °С в течение 1 ч, фа-за Новотного ни одного из изве-стных стехиометрических соста-вов (Mo,W)₅Si₃C или (Mo,W)₅Si₂, ради которой проводился экспе-римент, ещё не сформировалась вероятней всего, вследствие низкой темпе-ратуры сварки. Вместе с тем, эксперимент показал, что диффузионное взаимодействие между такими тугоплавкими элементами как молибден, вольфрам и углерод с кремнием происходит достаточно активно, и будет продолжен.

Характеристики жаропрочности, плотность и модуль упругости композитов. Измерение характеристик жаропрочности. Испытания и особенности разрушения композитов на основе молибдена и ниобия.

Из композитов в виде пластин вырезались образцы в форме стержней прямоугольного сечения 1–3×2–4 *мм* и длиной до 40–60 *мм* в зависимости от вида эксперимента. Если предполагались испытания на трещино-стойкость, то в средней части образца делался боковой надрез глубиной примерно до середины сечения образца. Определялись также плотность, модуль упругости, прочность, эффективная поверхностная энергия. Ре-зультаты испытаний показали незначительную разницу в прочности двух композитов с молибденом в отличие от заметных различий их структур. Прочность определялась в диапазоне температур 20–1300 °C. Остальные измерения проводились при комнатной температуре. Поскольку материал является структурно анизотропным, испытания на прочность, трещино-стойкость и эффективную поверхностную энергию полезно было прово-дить с приложением нагрузок перпендикулярно и параллельно слоям структуры в условиях «трехточечного изгиба».

Трещиностойкость определялась вычислениями критического коэф-фициента интенсивности напряжений К* в условиях плоской деформации по формуле: $K^* = (P \cdot S/t \cdot h^{3/2}) \cdot f(a/h)$ [11], где P – максимальная нагрузка, S – расстояние между опорами, t и h – толщина и высота образца, a – величина бокового надреза по вертикали. Испытания композита Nb/(Si–B) на трещи-ностойкость и на 3-точечный изгиб при комнатной температуре делались при перпендикулярном (\perp) и параллельном (||) приложении нагрузки по отношению к поверхности слоев.

Проводились также высокотемпературные – вплоть до 1500 °С – про-чностные испытания композитных образцов на изгиб в атмосфере аргона при избыточном давлении, несколько выше атмосферного. Температура создавалась многослойным нагревателем, изготовленным из лент ниобия толщиной 0,3 *мм*.

Плотность определялась стандартным методом гидростатического взвешивания.

Модуль упругости рассчитывали по измерениям резонансных частот поперечных колебаний образца в форме балки с постоянным по длине прямоугольным сечением. При колебаниях образцы изгибались в плоско-сти, перпендикулярной слоям композита. Значения модулей вычислялись по формуле: E = 48π²f²/⁴ρ/3.52*h*² [12], где f – частота резонанса поперечных колебаний, *I* – половина длины образца, h – высота образца, ρ – плотность.

Анизотропия структуры материала, привела к различию значений трещиностойкости K^* . Для композитных образцов на основе молибдена она составила 12,0 ± 6,0 и 14,0 ± 2,3 $M\Pi a \cdot m^{1/2}$ при приложении нагрузки перпендикулярно (⊥) и параллельно (||) слоям структуры, соответственно. Для композитов на основе ниобия – соответственно 12,0 ± 0,5 и 13,0 ± 1,3 $M\Pi a \cdot m^{1/2}$. Численные значения трещиностойкости показали, что оба мате-риала занимают промежуточное положение между традиционной керами-кой и высокопрочными металлическими сплавами.

Измерения плотности и модуля упругости сведены в табл. 3. Для срав-нения эти свойства (они определялись много раньше) представлены и для (Ni–Al)-композита, полученного диффузионной сваркой Ni/Al-пакетов.

Образование интерметаллических соединений в структуре композитов приводило к существенному понижению их плотности в сравнении с базо-выми металлами: Nb (8570 *кг/м*³), Мо (10200 *кг/м*³). Плотность композита с ниобием оказалась даже ниже, чем у Ni–AI.

Таблица 3 - Характеристики композитных материалов при комнатной температуре (приведены средние значения по 3–4 измерениям). Нагрузки при испытаниях прикладывались перпендикулярно слоям структуры

Материал	Ni–Al	1–Mo/(Si–B)	Nb/(Si–B)
Плотность, <i>кг/м</i> ³	7500	8600	7200
Модуль упругости, <i>ГПа</i>	220	270	130
Прочность, <i>МПа</i>	-	620	600
Трещиностойкость, <i>МРа м^{1/2}</i>	-	12.0	13.0
Эффективная поверхностная энергия, Дж/м ²	-	10000	8000

Прочности ов при приложении нагрузки в направлениях перпенди-кулярно и параллельно плоскости слоев, например, для Nb/(Si–B) равня-лись σ_{B1} = (600 ± 180) $M\Pi a$ и σ_{BII} = (790 ± 48) $M\Pi a$ соответственно. Более высокую прочность σ_{BII} можно более высоким сопро-тивления объяснить моментом высокомодульных И высокопрочных борида-силицидных слоев в направлении параллельно, чем перпендикулярно слоям



Рисунок 22 - Зависимость прочности σ_B композитов Nb/(Si–B) и Mo/(Si–B) от температуры испытания при ⊥-м приложении нагрузок по отношению к поверхности слоёв

Ha рис. 22 представлены кратковременных результаты испытаний на 3-х точечный изгиб композитов Nb/(Si–B), 1-, и 2-Mo/(Si–B) при температурах интервале в 1100-1500 °C. Зави-симость $\sigma_{\rm B}(T)$ знаменательна тем. что удовлетворительные для та-ких температур значения прочности порядка 250 МПа сохраняются во всём

высокотемпературном интервале.

Вид экспериментальных кривых деформации композитных образцов с молибденом (рис. 23) и ниобием (рис. 24) свидетельствует о том, что их поведение под нагрузкой при приложении ее перпендикулярно и парал-лельно слоям структуры существенно отличается. При приложении нагру-зки перпендикулярно слоям кривые имеют нелинейно-ступенчатый вид, отражающий ее локальные «скачки». Такие особенности кривых деформа-ции характерны объектам с нехрупким разрушением, которому присуща смена доминирующих видов микроразрушения при продвижении макро-трещины в объеме образца.







Рисунок 23 - Экспериментальные зависимости нагрузка-прогиб для композитов Nb/(Si–B) при приложении нагрузки перпендикулярно (*a*) и параллельно (*б*) слоям структуры

На микрофотографиях мест разрушения об этом может свидетель-ствовать извилистость траектории макротрещины (рис. 25а и 26а) и расслоения по границам раздела слоев (рис. 27). Причем, вследствие не-хрупкого разрушения, поверхности расслоений чаще всего бывают негла-дкие и с уступами (вставка на рис. 27а). Расслоения существенно влияют на продвижение макротрещин в теле образца, меняя её траекторию.

Кроме расслоений, при разрушении возникает также множество растрескиваний хрупких интерметаллических фаз (рис. 25б) и многочис-ленные «шейкообразования» в слоях вязко-пластичных твердых растворов (рис. 26б). Особо следует отметить торможение микротрещин на их грани-цах с твердыми растворами (рис. 25б и 26б). Все эти виды микроразру-шений вносят существенный вклад в энергию, поглощаемую материалом при разрушении.



Рисунок 25 - Макро- (*a*) и микроструктура (б) поперечного сечения композитного образца 1-Мо/(Si–B) без надреза в месте разрушения после испытаний на изгибную прочность перпендикулярно слоям структуры: I – слои Мо-твердого раствора; II – слои интерме-талличских соединений; черные стрелки – микротрещины в интерметаллических слоях, пунктирные стрелки – образование «шеек» в слоях Мо-твердого раствора


Рисунок 26 - Макроструктура поперечные сечения композитного образца Nb/(Si–B) с надрезом после разрушения при испытаниях на изгибную прочность перпендикулярно слоям структуры (*a*) и микроструктура выделенного участка на левом рисунке (*б*): черная стрелка – приложение нагрузки; пунктирная стрелка – глубину надреза.

При приложении нагрузки параллельно слоям структуры нелинейность экспериментальных кривых тоже имеется, но она сглажена и имеет более крутой спад (рис. 236 и 246), чем при перпендикулярной ориентации направления приложения нагрузки по отношению к слоям. Это определяется более простыми механизмами разрушения при прохождении макро-трещины вдоль структурных слоев. Однако некоторые расслоения наблюдаются и здесь (рис. 27), как и образование незначительного количества микротрещин в слоях интерметаллических фаз (рис. 28). Основной же вклад в трещиностойкость и в этом случае вносит пластическая деформа-ция слоев твердого раствора кремния и бора в молибдене и ниобии.



Рисунок 27 - Поверхности разрушения образцов 1-Мо/(Si–B) при испытаниях на прочность с приложением нагрузки перпендикулярно (*a*) и параллельно (*б*) слоям структуры



Рисунок 28 - Сечения образцов в плоскости, параллельной слоям, после разрушения (стрелками показаны направления приложения нагрузок): *а* – Mo/(Si–B); *б* – Nb/(Si–B)

Из приведенных на рис. 29 зависимостей прогиба от приложенной нагрузки в двух направлениях относительно поверхности слоев при испытаниях на трещиностойкость композитных образцов с молибденом видно, что их внешний вид отличается от тех же кривых для образцов без надрезов множеством четко выраженных «уступов», отражающих дискретное продвижение трещины в объеме слоистого композита. Можно принять, что при перпендикулярной ориентации направления приложения нагрузки и слоев уступы имеют макроскопический масштаб, а при параллельной ориентации – микроскопический (см. вставку на рис. 29*б*).



Рисунок 29 - Экспериментальные зависимости нагрузка-прогиб образцов с надрезами из композита 2-Мо/(Si–B) после испытаний на трещиностойкость при приложении нагрузки перпендикулярно (*a*) и параллельно (*б*) слоям структуры

Разрушение образцов при испытаниях на прочность, можно рассмат-ривать как разделение их на две части макроскопической трещиной, про-шедшей в поперечном направлении через образец, и образование двух новых поверхностей (поверхностей разрушения). Оценку эффективной поверхностной энергии разрушения д в этом случае можно определить как отношение работы внешних сил по разрушению образца к удвоенной пло-щади его поперечного сечения:

$$g = (1/2F) \int_{Y} Q(x) dx \,,$$

где *Q* – нагрузка на образец, *x* – перемещение точки приложения нагрузки к образцу или прогиб образца, *F* – площадь поперечного сечения образца. Для примера оценим величину эффективной поверхностной энергии композитов Mo/(Si–B). Реально – это площадь под экспериментальной кривой нагрузка-прогиб.

Вычисленные значения g, если нагрузка прилагалась перпендику-лярно и параллельно слоям структуры (рис. 29), составили соответственно 10×10³ и 6.3×10³ Дж/м². Вклад в работу разрушения при прохождении макротрещины вносят:

 эффективная поверхностная энергия компонентов структуры, кото-рыми в нашем случае являются твердые растворы, интерметаллические соединения и борида-силициды,

- поверхностная энергия микротрещин,

- пластическая деформация нехрупких слоев твердых растворов,

- расслоения по границам раздела компонентов и

- трение по образовавшимся поверхностям микроразрушений.

Различие в значениях эффективной поверхностной энергии при приложении нагрузки перпендикулярно и параллельно плоскости слоев структуры композитов объясняется вовлечением различных видов микро-разрушений в общее разрушение и в их количестве при прохождении макротрещины перпендикулярно или параллельно слоям.

На данном этапе исследования о слоистых композитах на основе молибдена и ниобия с боридо-силицидным упрочнением, полученных твер-до-фазным способом, можно сделать следующее заключение-выводы.

1. Установлено, что молибден и ниобий легко вступают в твердофаз-ное взаимодействие с порошковыми бор-кремниевыми покрытиями, если их привести в плотный контакт в искусственно собранном пакете, по сути представляющем многослойный набор диффузионных пар, и управляемо воздействовать на пакет температурой и давлением.

2. Получаемые слоистые композиты достаточно полно и достоверно исследованы с помощью растровой электронной микроскопии и рентгеновского спектрального анализа. Спектральный анализ в сопоставлении с соответствующими диаграммами состояний на настоящем этапе исследо-ваний является основным инструментом для идентификации фазовой структуры композитов. Объект открыт для исследования другими современ-ными методами.

3. Показано, что целенаправленно влиять на фазовый состав слоистой структуры композитов можно, изменяя толщину и варьируя состав метал-лических лент и покрытий (1) и изменяя температуру и время диффузи-онной сварки пакетов (2).

4. На примере композитов Mo/(Si–B) и Nb/(Si–B) испытаны практи-чески все необходимые нам методики по измерениям плотности, модуля упругости, высокотемпературной прочности, трещиностойкости и эффек-тивной поверхностной энергии.

5. Прочность полученных композитов Mo/(Si–B) и Nb/(Si–B) не уступает лучшим конструкционным сплавам аналогичного назначения в ши-роком диапазоне температур, а по жесткости превосходит многих их них. Трещиностойкость полученных композитов, занимая промежуточное по-ложение между керамиками и высокопрочными сплавами, пока не явля-ется вполне достаточной. Композитная структура нуждается в оптими-зации путем выбора исходных составов и технологических режимов.

6. Полученные результаты по формированию структуры, механи-ческим испытаниям и анализу процессов разрушения носят достаточно общий характер и могут служить основой для разработки иных слоистых конструкционных материалов на основе тугоплавких металлов, упрочнен-ных интерметаллическими соединениями.

7. Свидетельством более широких возможностей разрабатываемой твердофазной технологии являются «пилотный» эксперимент по форми-рованию на

поверхности композита Nb/(Si–B) жаростойкого покрытия из соединений вольфрама и молибдена заодно с получением его жаропрочной слоистой структуры.

5. Исследование микроструктуры слоистых композитов из многокомпонентных сплавов ниобия с карбидо-силицидным упрочнением

Цель исследования этой серии композитов Nb/(Si–C) заключалась в возможности получить твердофазным способом композит слоистой CO структурой ИЗ многокомпонентного сплава в качестве вязко-пластичной составляющей И упрочняющих фаз с кремнием и углеродом. Исследо-вались 3 композита, общим у которых на начальном этапе формирования их пакетов было покрытие из многокомпонентной порошковой смеси и кремний и углерод как элементы упрочняющих фаз.

Композит 3-Nb/(Si–C). Плоские образцы толщиной 2,6 *мм* получали диффузионной сваркой многослойных пакетов из U-образных элементов «книжной» формы (см. табл. 4). Элементы изготавливались из Nb-фольг толщиной 30 *мкм* с односторонним суспензионным покрытием много-компонентной смеси порошков в полиэтилен гликоле. Состав покрытия: 49,1Ti–19,8Mo–12,4Si–12,1ZrH₂–3,8Cr–2,8 мас.%Al. Один из наружных элементов имел только внутреннее покрытие. Цирконий вводился в виде порошка гидрида титана, размолотого после CB-синтеза. Водород удалял-ся из пакета при низких температурах уже в процессе его нагрева. Углерод проникал в покрытие за счет CO-атмосферы в камере для ДС.

Диффузионная сварка пакета проводилась за два этапа при одной тем-пературе, но в течение разного времени. На 1-м этапе время сварки соста-вило лишь 30 минут, но зато нагрев до 1400 °С продолжался в течение 5 ч. Величина давления, равная 16,8 *МПа,* соответствовала прикладываемому усилию 3 *Т*.

После 1-го этапа ДС в структуре композита наблюдалось большое количество пор (1), являющихся следствием неспекания порошкового по-крытия, расположенного между Nb-фольгами (рис.30). Локальный рентге-новский спектральный анализ структуры композита там, где спекание покрытия все-таки имело место (рис. 31), выявил целый набор фазовых составляющих, что свидетельствует о далеко не завершенном структурном состоянии композита.

Таблица 4 - Конструкция и режимы диффузионной сварки пакетов Nb/(Si–C)

Данные о конструктивных элементах и режимы диффузионной сварки (ДС)
Пакет 3-Nb/(Si–C) «Книжный» элемент из Nb-фольги толщиной 30 <i>мкм</i> – 20 <i>шт</i> . Количество Nb-фольг в пакете – 2 × 20 = 40 <i>шт</i> . Одностороннее (Me–Si)-покрытие, где Me – Ti, Mo, ZrH ₂ , Cr и AI – 39 <i>шт</i> . Содержание (Me–Si)-покрытий в пакете – 44,8 <i>мас.</i> %. Толщина пакета после ДС – 2,6 <i>мм</i> . <i>1-й этап ДС</i> : нагрев до ~700 °C при 8,4 <i>МПа</i> + нагрев до 1400 °C за 5 ч, выдержка в течение 30 <i>мин</i> и охлаждение с печью при 16,8 <i>МПа</i> . <i>2-й этап ДС</i> : 1400 °C, 3 ч при 14 <i>МПа</i> .
Пакет 4-Nb/(Si–C) «Книжный» элемент из Nb-фольги толщиной 30 <i>мкм</i> – 15 <i>шт.</i> Количество Nb-фольг в пакете – 2 × 15 = 30 <i>шт.</i> Одностороннее (Me–Si)-покрытие, где Me – Nb, Ti, Mo, ZrH ₂ , Cr и Al – 29 <i>шт.</i> Толщина пакета после ДС – 3,3 <i>мм.</i> <i>ДС</i> : нагрев до 680–700 °C при 5,6 <i>МПа</i> + 1400 °C , 5 <i>ч</i> при 8,4 <i>МПа</i> .
Пакет 5-Nb/(Si–C) «Книжный» элемент из Nb-фольги толщиной 30 <i>мкм</i> – 15 <i>шт</i> . Количество Nb-фольг в пакете – 2 × 15 = 30 <i>шт</i> . Одностороннее (Me–Si)-покрытие, где Me – Nb, Ti, Mo, ZrH ₂ , Cr и Al – 29 <i>шт</i> . Толщина пакета после ДС – 2,7 <i>мм</i> . <i>ДС</i> : нагрев до 750–800 °C при 9,2 <i>МПа</i> + 1400 °C , 10 <i>ч</i> при 15,3 <i>МПа</i> .

1. Слои светлого фона 1. Их элементный состав соответствовал заэвтектической области диаграммы состояний Nb–C с концентрациями основ-ных элементов – ниобия и углерода, равными соответственно (72,4 ± 1,0) и (25,0 ± 1,5) *ат.*% и содержали в себе 2 вида дисперсных выделений серого и темного цвета (рис. 31*б*). По диаграмме Nb–C эвтектика должна быть двухфазной смесью Nb-твердого раствора (Nb) и карбида Nb₂C. В эксперименте, кроме ниобия и углерода, определялись ещё Ti, Cr, Al, Si и Fe с концентрациями от 0,2 до 1,2 *ат.*%. Поэтому выделения серого цвета (спектр 2) можно идентифицировать как (Nb–Ti)-карбид Me₂(C,Si) $\equiv \equiv (Nb_{1,06}Me_{0,94})_{2,00}(C_{0,97}Si_{0,03})_{1,00}$, где Me – Ti, Cr, Al и Fe, в котором растворено ~27 %Ti и ~0,9 *ат.*%Si. Темные выделения – это более легкий карбид титана TiC.

2. Между слоями 1 и зонами из спеченной порошковой смеси выде-ляются *двухфазные слои 2, контролируемые* спектром номер 3. Концен-трационный состав слоев отличался от составов всех других выявленных структурных составляющих. Основные их элементы это титан (43,2 \pm 0,6) %, ниобий (28,9 \pm 3,3) % и углерод (19,6 \pm 2,0) ат.%. Разделить фазы в этом слое не представляется возможным. Но, судя по составу, с большой веро-ятностью можно констатировать, что слои 2 состоят из матричной фазы (Nb–Ti)-сплава и карбида MeC, где Me – Ti, Nb и другие элементы.



Рисунок 30 - Макро- (*a*) и микроструктура (*б*) композита 3-Nb/(Si–C) после 1-го этапа ДС при 1400 °C в течение 30 *мин* под давлением 16,8 *МПа*: 1 – пустоты на участках не спекшейся порошковой смеси покрытия



Рисунок 31 - Микроструктура спекшейся многокомпонентной порошковой смеси в композите 3-Nb/(Si–C) после 1-го этапа ДС:

(Ті) – твердый раствор на основе титана (а), 1–6 – номера спектров (б)

3. Надежно идентифицируемыми фазами являются крупные компакт-но консолидированные зерна темного цвета *карбида титана TiC* с (54,0 ± ± 2,0) %Ti и (43,8 ± 2,1) *ат.*%С (спектр 6). Из других элементов в значи-мых количествах присутствуют Zr – (1,1 ± 0,2) и Nb – (0,6 ± 0,2) *ат.*%. Формула карбида – (Ti,Me)_{1,12}C_{0,88}, где Me – Zr и Nb.

4. Вторая надежно установленная фаза – это *темно-серые включения различной величины и конфигурации* 5 (спектр номер 4). Особенностью этой фазы, отличающей ее от всех других, – это большая концентрация кремния, равная (29,1 ± 3,9) ат.%, превышающая концентрацию углерода. Из металлических элементов наибольшее содержание, равное (37,8 ± 5,6) ат.%, – у титана. По результатам рентгеновского спектрального анализа суммарное содержание Si, Al и C, равное 44,5 ат.%, с одной стороны, и Ti, Zr, Nb и Cr, равное 55,0 ат.%, с другой дают основание идентифицировать включения 5, как интерметаллид $A_5B_4 = (Ti,Me)_{4,99}(Si,C,AI)_{4,01}$. Тем более что, согласно своим диаграммам состояний с Si, титан и цирконий могут образовывать соединения такого же стехиометрического состава, а ниобий, молибден и хром – близкие по составу соединения A_5B_3 и/или AB.

5. Диффузионные области 3 (спектр 5) граничат с образованиями тем-ного цвета из карбида титана и, поэтому, не являются непрерывными, по-тому что прерывным в образовавшемся из покрытия слое оказывается скопления самого карбида титана. Основообразующим элементом снова является титан – (52,9 ± 4,9) ат.%. Другие элементы в порядке убывания – Nb, C, Mo, Al, Cr, Si, Zr и Fe. Вероятней всего эта структурная состав-ляющая имеет эвтектическую структуру с матричной фазой твердого рас-твора на основе титана и карбидо-силицидом Me(Si,C) также на Тi-основе:

 $(Ti,Me)_{1,15}(Si,C)_{0,85} = (Ti_{0,76}Me_{0,39})_{1,15}(Si_{0,58}C_{0,27})_{0,85}.$

Второй этап ДС для композита 3-Nb/(Si–C) проводился при 1400 °C в течение 3 ч под давлением 14 *МПа*. В отличие от сварки после 1-го этапа его структура для 1400 °C (рис. 32), представляется практически завершен-ной и характеризуется, *вопервых*, отсутствием пористости в слоях 2, наблюдавшейся после 1-го этапа, и, *вовторых*, слои 1-(NbTi), которые наследуют Nb-фольги, в отличие от тех же слоев на рис. 30 и 31, свободны от присутствия вторичных выделений карбидо-силицида Me₂(C,Si) и кар-бида титана TiC.





Кроме того нужно отметить, что после 2-го этапа ДС в композите сформировалась четко выраженная слоистая структура из чередующихся слоев 1-(NbTi) и слоев 2, образовавшихся вместо многокомпонентного порошкового покрытия.

Если после 1-го этапа сварки на месте покрытия в местах, где имело место спекание, наблюдалось минимум 4 структурных составляющих, то теперь это слой из двух фаз – Me(SiC) и TiC.

Идентификация структурных составляющих и фаз, образовавшихся в одновременно протекающих процессах спекания порошковой смеси по-крытия и взаимодействия ее с Nb-фольгами сводится к такому результату.

1. По данным локального рентгеновского спектрального анализа в слоях 1, «привязанных» к Nb-фольгам и занимающих 66% площади попе-речного сечения, все их спектры по содержанию ниобия, титана и углерода разделились на 3 группы: 1 – сплав с (33,4 ± 2,0) %Nb, (30,1 ± 1,3) %Ti и (22,1 ± 2,7) ат.%C, 2 – сплав с (54,7 ± 9,1) %Nb, (20,4 ± ± 4,3) %Ti и (13,7 ± 1,1) ат.%C и 3 – твердый раствор на основе ниобия с >90 ат.%Nb и ~0,2 ат.%C. Содержание Si не превышало ~0,9 ат.%. *Первая группа* спектров в (NbTi)-слое, локализованных на близком расстоянии к слоям 2, относилась к заэвтектической области диаграммы состояний Nb–C. *Вторая* группа спектров между серединой и краями (NbTi)-слоев относилась к области, близкой к эвтектическому составу, с концентрацией углерода, равной 10,5 ат.%. И *третья* – твердый раствор на основе ниобия, который обнару-живался ближе к середине (NbTi)-слоев (см. рис. 326).

Судя по фазовому составу, слои 1-(NbTi) – это вязко-пластичная стру-ктурная составляющяя на основе (Nb–Ti)-сплава с фазовым составом от заэвтектической области Me₂C + (Nb) с 33,4 %Nb и 30,1 ат.%Ti до Nb-твердого раствора с 91,6 %Nb и 5,6 ат.%Ti.

2. В слоях, наследовавших покрытия, обеспечивающих композиту жаропрочность, присутствуют минимум две надежно определяемые фазы:

- монокарбид титана TiC = (Ti,Me)_{1,05}C_{0,95} состава (50,4 \pm 0,8) %Ti и (47,7 \pm 0,9) ат.%C и

– *химическое соединение* Ті с кремнием и углеродом Me(SiC), идентифицируемое с TiSi, как (Ti_{0,56}Me_{0,49})_{1,05}(Si_{0,51}C_{0,47})_{0,95}, где Me – Zr, Nb, Al, Mo и Cr, занимающие соответственно 15 и 16% площади поперечного сечения композита.

Характеристики структурных составляющих композита 3-Nb/(Si–C) после 1-го и 2го этапов диффузионной сварки, как и вообще изменение структуры композита, сведены в табл. 5.

Таблица 5 - Результаты локального рентгеновского спектрального анализа (ЛРСА) композитов 3-Nb/(Si–C) после 1-го и 2-го этапов ДС

После 1-го этапа ДС (см. рис. 26, 1–5)

1. *Слои 1* – эвтектическая область диаграммы Nb–C с содержанием (72,4 \pm 1,0) %Nb и (25,0 \pm 1,5) ат.%C, как основных элементов, и выделения Me₂(C,Si) и TiC. Me₂(C,Si) = (Nb_{1,06}Ti_{0,82}Me_{0,12})_{2,00}(C_{0,97}Si_{0,03})_{1,00}, где Me = Al, Mo, Cr, Fe.

2. **Двухфазные слои 2** – матричная фаза (Nb–Ti)-сплава и монокарбид MeC, где Me – Ti, Nb и другие элементы.

3. **Диффузионные области 3.** Основной элемент – Ті: (52,9 ± 4,9) *ат.%*. Заэвтек-тическая структура (Ті)-твердого раствора и карбидо-силицида (Ti,Me)(C,Si).

4. *Скопления выделений темного цвета 4* – монокарбид титана ТіС. Химическая формула Ме_{1,12}С_{0,88} ≡ (Ti_{0,97}Zr_{0,02}Nb_{0,01})_{1,12}С_{0,88}.

5. **Выделения 5**. Основные элементы: Ті (37,8 ± 5,6) и Si (29,1 ± 3,9) ат.%. Иденти-фикация с силицидом TiSi, наиболее близким по стехиометрии: (Ti,Me)_{1,15}(Si,C)_{0,85} = = (Ti_{0,76}Me_{0,39})_{1,15}(Si_{0,58}C_{0,27})_{0,85}, где Me – Zr, Nb, Mo, Al и Cr. После 2-го этапа ДС (см. рис. 27)

1. Все спектры, «привязанные» к Nb-фольгам, по содержанию Nb, Ti и C делятся на: заэвтектическую область диаграммы Nb–C (1), область вблизи эвтектического состава (2) и Nb-твердый раствор (3). Фазовый состав первых 2-х: (Nb) + Me₂C с содержанием Si ≤0,9 ат.%.

2. Карбид титана ТіС: (Ti,Me)_{1.05}C_{0.95}.

3. *Химическое соединение* титана с Si и C состава ($Ti_{28,0}Me_{24,5}$)_{52,5}($Si_{25,5}C_{22,0}$)_{47,5} – TiSi: (Ti,Me)_{1,05}(Si,C)_{0,95} = ($Ti_{0,56}Me_{0,49}$)_{1,05}($Si_{0,51}C_{0,47}$)_{0,95}, где Me – Nb, Zr, Al, Mo и Cr.

Наконец, рассмотрим фазы, которые присутствовали в структуре композита после первого и второго этапов сварки. Таких фаз оказалось две: Me(SiC) и TiC. Из них составлены слои, наследующие многоком-понентные покрытия. Первая из фаз после 2-го этапа ДС имела хими-ческую формулу (Ti,Me)_{1,05}(Si_{0,51}C_{0,47})_{0,95}. Это, во-первых, незначительно отличается от эквиатомного состава и, во-вторых, кремния содержится в несколько большем количестве, чем углерода. Сравнивая состав этой же фазы после первой сварки – (Ti,Me)_{1,15}(Si_{0,58}C_{0,27})_{0,85} – с рассмотренным выше отметим, что увеличение времени ДС существенно повысило кон-центрацию углерода в соединении и приблизило его состав к стехи-ометрическому.

После 2-го этапа сварки ближе к стехиометрическому составу стал также и монокарбид, образовавшийся в результате твердофазного взаимо-действия покрытий с Nb-фольгами: сравним его химические формулы (Ti,Me)_{1,12}C_{0,88} и (Ti,Me)_{1,05}C_{0,95} соответственно после 1-го и 2-го этапов ДС.

Композит 4-Nb/(Si–C) отличался от 3-Nb/(Si–C) тем, что в наносимом на поверхность Nb-фольг многокомпонентном покрытии, кроме уже извес-тных элементов, содержался еще ниобий (табл. 4). Исследовался композит, полученный из пакета с 30-ю Nb-фольгами, имеющих одностороннее покрытие из смеси состава 55,2Nb–22,0Ti–8,9Mo–5,6Si–5,4ZrH₂–1,7Cr–1,2 мас.%Al. Сварка пакета и твердофазное формирование слоистой структуры происходило при 1400 °C под давлением 8,4 *МПа* в течение 5 *ч*.

Слоистая структура пакета вдоль прокатки Nb-фольг (рис. 33*a*) представляла собой чередование относительно тонких светлых слоев и слоев с изменяющимся контрастом, бывших соответственно Nb-фольгами и покрытиями. В них надежно идентифицированы три упрочняющие фазы, отличающиеся по составу и цветовому контрасту (рис. 33*6*, 1–3).

1. Структурные образования темного цвета размером до нескольких десятков микрон, идентифицированы как карбид титана TiC. Кроме титана и углерода в них растворено небольшое количество ниобия и циркония: (Ti_{0,96}Me_{0,02})_{0,98}C_{1,02}, где Me – Nb и Zr. (табл. 6).



Рисунок 33 - Макро- (а) и микроструктура композита 4-Nb/(Si–C) после ДС при 1400 °С в течение 5 ч (б): 1, 2 и 3 – упрочняющие фазы; 4 – поры

2. Объекты структуры серого и темно-серого цвета расположены в середине слоев, наследовавших покрытия. Они содержат почти равные количества углерода и кремния. По результатам ЛРС-анализа их можно характеризовать титановым карбидо-

силицидом (Ti,Me)_{0.97}(C,Si)_{1,03}, где Me – Nb, Zr, Al, Mo и Cr, или титан-кремниевым интерметаллидом (Ti,Me)_{0.94}(Si,C,Al)_{1.06}, где Me – Nb, Zr, Mo и Cr.

3. Структурные образования светло-серого цвета, располагающиеся между слоями бывшего ниобия и бывшего покрытия, характеризуются от-сутствием циркония и малыми (на уровне десятых долей процента) кон-центрациями титана и хрома, ат.%: (Nb_{53.7}Ti_{0.45}Cr_{0.2})(Si_{30.6}C_{15.0}). По анало-гии с двойными диаграммами состояний Nb–Si и Nb–C мы относим их к эвтектической области тройной диаграммы Nb–Si–C, содержащей фазы на основе интерметаллического соединения Nb₅(Si,C)₃ и карбида Nb₂(C,Si).

Под номером 4 значатся поры, образовавшиеся в процессе шлифова-ния образца, в местах залегания хрупкой фазы.

Оставшийся объем – это вязко-пластичная матрица с минимум тремя областями, отличающимися составом и концентрациями элементов:

– от Nb-твердого раствора с ~97,5 мас.%Nb до ниобий-титанового сплава с 67–76 %Nb, 20–15 *мас.*%Ti, значимыми значениями концентра-ций Mo (1,1–5,6%), Cr (1,7–2,0%), AI (0,8–1,1 мас.%) и Si до 0,3 мас.%, для которых характерной особенностью было отсутствие углерода;

– от сплава ниобия с ~13,5 ат.%С до (Nb–Ti)-сплава с содержанием титана в интервале 9–28 ат.%, суммарным содержанием других элементов до 2 ат.%, для которых характерной особенностью было присутствие углерода до ~35 ат.% и

– сплава ниобия с Si до 12 ат.% и углеродом до 4,5 ат.%.

Таблица 6 - Результаты ЛРСА композитов 4-Nb/(Si–C) и 5-Nb/(Si–C) после ДС

Композит 4-Nb/(Si–C) (см. рис. 28б)

1. TiC: (Ti_{47,3}Nb_{0,72}Zr_{0,54})_{48,56}C_{51,20} (в ат.%) или (Ti_{0,96}Me_{0,02})_{0,98}C_{1,02} (Me – Nb и Zr).

2. (Ti,Me)(C,Si): $(Ti_{0,58}Me_{0,39})_{0,97}(C_{0,52}Si_{0,51})_{1,03}$.

3. 2-фазная область: (Nb,Me)₅(Si,C)₃ + (Nb,Me)₂(C,Si), где Me – Ті и Cr.

4. Оставшийся объем – матрица с эвтектической структурой изменяющегося соста-ва, и включениями карбида (Nb_{2-x}Me_x)₂C, где Me – Ti, Cr и Mo.

Композит 5-Nb/(Si–C) (см. рис. 29б и 30)

1. Спектр 8. Слои светлого контраста. Сплав: 67 %Nb, 24 ат.%Ti, остальное – Mo, Cr, Al, Si и C.

2. Структурные образования светлого контраста. *Спектры 1 и 3*. Сплав (71,5– 86,0) %Nb–(11,5–22,0) ат.%С, остальное – Ті, Сг, АІ и Si. *Спектры 2 и 4*. Сплав 51,5 %Nb–22,5 ат.%С, остальное – от 12 до 18 %Ti, от 5 до 10 %Mo, ~2 %Cr, ~1.5 %AI и ~1 ат.%Si. Заэвтектическая структура (Nb) + Nb₂C и вторичные выделения Nb₂C.

3. Структурные образования темного цвета – карбид MeC: (Ti_{48,6}Zr_{1,2}Nb_{0,6})_{50,4}C_{49,6} (в *ат.%*); (Ti,Me)_{1,01}C_{0,99} ≡ (Ti_{0,97}Me_{0,04})_{1,01}C_{0,99}, где Me – Zr и Nb. Спектры 11 и 12.

4. Структурные образования серого цвета с изменяющимся составом (в ат.%):

 $-(\mathsf{Ti}_{23,6}\mathsf{Nb}_{23,5}\mathsf{Zr}_{8,30}\mathsf{Cr}_{0,2}\mathsf{Mo}_{0,0})(\mathsf{Si}_{29,9}\mathsf{AI}_{1,7}\mathsf{C}_{12,8}) \equiv (\mathsf{Ti}_{0,47}\mathsf{Me}_{0,64})_{1,11}(\mathsf{Si}_{0,60}\mathsf{AI}_{0,03}\mathsf{C}_{0,26})_{0,89},$

 $-(\mathsf{T}i_{34,6}\mathsf{Nb}_{13,8}\mathsf{Z}r_{4,70}\mathsf{C}r_{0,4}\mathsf{Mo}_{2,2})(\mathsf{S}i_{30,1}\mathsf{AI}_{1,1}\mathsf{C}_{13,1}) \equiv (\mathsf{T}i_{0,69}\mathsf{Me}_{0,42})_{1,11}(\mathsf{S}i_{0,60}\mathsf{AI}_{0,02}\mathsf{C}_{0,27})_{0,89},$

 $- (\mathsf{Ti}_{42,6}\mathsf{Nb}_{3,60}\mathsf{Zr}_{11,2}\mathsf{Cr}_{0,1}\mathsf{Mo}_{0,8})(\mathsf{Si}_{30,6}\mathsf{AI}_{2,4}\mathsf{C}_{8,70}) \equiv (\mathsf{Ti}_{0,85}\mathsf{Me}_{0,31})_{1,16}(\mathsf{Si}_{0,61}\mathsf{AI}_{0,05}\mathsf{C}_{0,17})_{0,84}$

соответственно спектры 5 и 9, 6 и 7, 10.

В матричных областях с углеродом, наблюдалось дискретное при-сутствие, характерных для эвтектической структуры диаграммы состояний Nb–C, включений карбида (Nb,Me)₂C ≡ (Nb_{2-x}Me_x)₂C, где Me – Ti (до 8,85%), Cr (до 1,15%) и Mo (до 0,9 *ат.*%), с небольшим количеством растворенного кремния. В матрице не определялся цирконий, не смотря на его присутствие. Такое объясняется близостью спектральных линий Zr, Mo и Nb тем более, если концентрации циркония невелики.

Композит 5-Nb/(Si–C). В отличие от двух предыдущих композитов этого вида композит 5-Nb/(Si–C) отличался более продолжительной (в течение 10 ч) диффузионной сваркой исходного пакета. Его микрострук-тура, представленная на рис. 29*a*, внешне мало отличается от микро-структуры композита 3-Nb/(Si–C) после 2-



го этапа ДС в течение 3 ч при той же температуре 1400 °С, зато существенно отличается фазовый состав выявленных структурных составляющих.

Рисунок 34 - Микроструктура композита 5-Nb/(Si–C) после ДФ при 1400 °C в течение 10 и под давлением 15,3 *МПа*: 1–12 – номера спектров

1. Слои толщиной ~35 *мкм*, обозначенные на рис. 34*б*, как (Nb) и спектром 8, представляют собой (Nb–Ti)-сплав, в котором растворены Mo, Cr и AI в количествах от 2 до 3,5 ат.%, 1–1,5 ат.%Si и ~0,1 ат.%C (табл. 6).

2. Тоже светлые, но крупные структурные образования, находящиеся в расположении бывшего покрытия (рис. 35a). оказываются различными ПО концентрации элементов. Часть объема каждого из них вблизи к (Nb)-слоям (спектры 1 и 3) - это сплав Nb-C с заэвтектической структурой, содержащий от 71,5 до 86,0 ат.%Nb, от 11,5 до 22,0 ат.%С и Ті, Сг, АІ и Si на уровне десятых долей процентов. Объемы каждого из тех же образо-ваний, близкие к середине слоя бывшего покрытия, – это сплав Nb–C с той же структурой, но концентрациями Nb и C – (51,3 ± 0,9) и (22,4 ± 0,3) ат.% соответственно. Титан в сплаве содержится уже в интервале от 12 до18%, Мо - 5-10%, Cr и AI - по 1-2%, Si - до 0,7 ат.%. Фазовая структура эвтек-тики - (Nb) + Nb₂C. Карбид может быть и в виде вторичных выделений Nb₂C ≡ Me₂C, где Me – Nb, Ti, Мо, Сг и АІ, о чем может свидетельствовать двухфазность нижней по-ловины рассматриваемых структурных объектов (см. табл. 4 и рис. 35а).



Рисунок 35 - Фрагменты микроструктуры на рис. 7: 1–5 и 8–11 – номера спектров

 Структурные образования темного цвета (рис. 34 и 35, спектры 11 и 12) – это

карбид MeC ≡ = (Ti,Me)_{1.01}C_{0.99}, где Me – Zr и Nb.

4. Структурные области серого цвета с различной конфигурацией (рис. 346 и 35) и находящиеся в их границах включения темно-серого цве-та идентифицированы как эквиатомные интерметаллические соединения на основе титана и кремния (Ti,Me)(Si,AI,C), но с различающимися кон-центрациями элементов (см. табл. 6). В представленном ряду химических соединений содержание Тi повышалось с ~23,5 до

~42,5 ат.%, концен-трации Nb и C понижались от 23,5 до 3,6 и с 12,8 до 8,7 ат.% соответ-ственно, кремний оставался на уровне 30 ат.%.

Обсуждение результатов микроструктурных исследований и выводы. Рассмотрение общей структуры композита после диффузионной сварки складывалось из структуры слоев, наследовавших Nb-фольги и слоев, наследовавших металлические покрытия на Nb-фольгах. Первые представляли собой структурные составляющие, ответственные за трещи-ностойкость композита, вторые – за его жаропрочность.

Композит 3-Nb/(Si–C) после 1-го этапа диффузионной сварки при 1400 °C в течение 30 мин имел наиболее многофазную и многообразную структуру. По результатам микроструктурных исследований в нем было выделено, по крайней мере, пять структурных объектов, отличавшихся концентрацией элементов, типом и составом фаз (см. табл. 5). После 2-го этапа ДС в течение 3 ч число обособленных структурных объектов в ком-позите сократилось до трех. Структура композита претерпела и сущест-венные качественные изменения. Во-первых, если после 1-го этапа ДС слои бывших Nb-фольг имели явно выраженную 3-фазную структуру из матричного сплава на основе ниобия заэвтектического состава и вторич-ных выделений ниобиевого карбида (Nb,Me)_{2,00}(C,Si)_{1,00} и карбида титана TiC, то после 2-го этапа сварки вторичные выделения визуально не обна-руживались (см. табл. 5). Вовторых, карбид титана по содержанию эле-ментов стал ближе к стехиометрическому составу: сравним (Ti,Me)_{1,12}C_{0,88}, где Me – Zr и Nb (1) и (Ti,Me)_{1,05}C_{0,95} (2). И, *в-третьих*, соединение (Ti,Me)_{1,15}(Si,C)_{0,85} эволюционировало в соединение, более близкое к стехиометрической формуле AB – (Ti,Me)_{1,05}(Si,C)_{0,95}.

Композит 4-Nb/(Si–C) отличался от 3-Nb/(Si–C) тем, что в состав покрытия был добавлен ниобий. После сварки при 1400 °C в течение 5 ч в структуре композита 4-Nb/(Si–C) появились новые упрочняющие фазы. Кроме карбида титана TiC = (Ti,Me)_{0.98}C_{1.02} были выявлены (см. табл. 6):

(1) карбидо-силицид (Ti,Me)_{0,97}(C,Si)_{1,03} на основе титана и

(2) структурное образование состава $(Nb_{53.7}Ti_{0.45}Cr_{0,2})(Si_{30.6}C_{15.0})$, кото-рое можно представить механической смесью $(Nb,Me)_2(C,Si)$ и соединения $A_5B_3 = (Nb,Me)_5(Si,C)_3$.

Композит 5-Nb/(Si–C) был повторением 4-Nb/(Si–C), но время и давление сварки были увеличены в 2 раза – с 5 до 10 ч и от 8,4 до 15,3 *МПа*. На структуре композита это отразилось тем, что карбид титана ТiC стал ближе к стехиометрическому составу – (Ti,Me)_{1,01}C_{0,99}, а вместо карби-до-силицида титана и структурного образования на основе ниобия опреде-лялось только соединение AB = (Ti,Me)(Si,Al,C) на основе титана.

Трещиностойкая составляющая занимала в композитах 66% объема, на карбидную фазу приходилось15%, на интерметаллическую фазу – 16% общего объема композита. Это находит отражение в зависимости кратко-временной прочности на изгиб от температуры испытания (рис. 36). Нагрузка прикладывалась перпендикулярно плоскости слоям. При 1300 °C предел прочности σ_B равнялся 200–260, при 1100 °C – 260–420 *МПа*. Если при комнатной температуре разрушение образца имело «больше хрупкий» характер, то при температурных испытаниях отклонение эксперименталь-ных

кривых нагрузка-пере-мещение от прямолинейной зависимости наблюдалось заметно раньше, чем раз-рушение образца. Рассчи-танный предел пропорцио-нальности о_{пц} равнялся 200–370 *МПа*.





Полученный уровень значений прочности при температурах 1100–1300 °С наблюдался при относительно небольших ее значениях для этих же композитных образцов при комнатной температуре – 320–550 *МПа*. Поэтому для композитов этого вида можно ожидать зна-чительного повышения высокотемпературной прочности при увеличении объемной доли упрочняющих фаз.

В заключении отметим, что достигнутые в работе результаты оправ-дали ожидания. Новое, что было показано в отличие от наших более ранних работ [13], да и в отличие от композитов, которым посвящена первая половина настоящей главы, – это демонстрация того, что твердофазным способом в слоистых композитах можно получать многослойную структуру из многокомпонентных жаропрочных сплавов наряду с формированием слоев из многокомпонентных упрочняющих фаз.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-00687 А).

Список литературы:

1. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений. / Ред. Косолапова Т.Я. – М.: Металлургия, 1986. – 928 с.

2. Schneibëel J.H. High temperature strength of Mo–Mo₃Si–Mo₅SiB₂ mo-lybdenum silicides // Intermetallics. 2003. № 11. P. 625–632.

3. Sharif A.A., Misra A., Mitchell T.E. Strength of MoSi₂-based crystals at ultra-high temperature // Scripta Materialia. 2005. №52. P. 399–402.

4. Jain P., Kumaru K.S. Tensile Creep of Mo-Si-B Alloys // Acta Ma-terialia. 2010. V. 58. № 6. P. 2124–2142.

5. *Гороновский, И.Т.* Краткий справочник по химии / И.Т. Гороновский, Ю.П. Назаренко, Е.Ф. Некряч – Киев: Наукова думка, 1987. – 929 с.

6. Cook J., Gordon J.E. // Proceedings of the Royal Society. 1964. V. 282. № 8. P. 508.

7. Анищенков В.М., Милейко С.Т. Усталостное разрушение слоистого композита // ДАН СССР. 1978. Т. 241. №5. С. 1068–1069.

8. *Kolchin A.A., Kiiko V.M., Sarkissyan N.S., Mileiko S.T.* Oxide/oxi-de composites with fibres produced by using internal crystallization method // Composite Science and Technology. 2001. V. 61. No 7. P. 1079–1082.

9. Pouchou J.L., Pichoir F. A new model for quantitative X-ray microanalysis. I. Application to the analysis of homogeneous samples // Re-cherche Aerospatial. 1984. V. 3. P. 13–38.

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

11. Броек Д. Основы механики разрушения / Д. Броек – М.: Высшая школа, 1980. – 368 с.

12. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов / В.И. Феодосьев – М.: Наука, 1979. – 560 с.

13. Коржов, В.П. Структура и жаропрочность слоистых композитов тугоплавких металлов твердофазного способа приготовления / Перспективные материалы и технологии. Монография в 2-х томах. Том 1. Глава 22 // В.П. Коржов, В.М. Кийко, Д.В. Прохоров – Беларусь, Витебск: с. 358–381.

Глава 20 РАСЧЕТ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лесота А.В.¹, Рубаник В.В. мл.^{1,2}, Рубаник В.В.^{1,2}

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Республика Беларусь, ita @vitebsk.by ²VO «Витебриий араударатерии в технорогий инисородитет», р. Витебри

²УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Республика Беларусь

Ведение

К классическим термоэлектрическим явлениям относят такие эффекты как Пельтье, Зеебека, Томсона. Данные эффекты основаны на возникновении термо-ЭДС в области перехода между твердыми телами с различными электрическими свойствами при наличии градиента температуры. К термоэлектрическим явлениям в материалах можно отнести эффект Бенедикса однородных И эффект термокинетической ЭДС. Термокинетическая ЭДС возникает при перемещении локальной зоны температурного воздействия вдоль проволочного железного образца или вольфрамовой пленки [1], при этом обязательным условием возникновения такого рода термо-ЭДС является реализация фазового превращения в локальной зоне температурного воздействия. Например, в результате инициирования аллотропных фазовых превращений в железе при температуре 700-800 С. В ряде материалов фазовые превращения могут протекать при значительно более низких температурах, например, в сплавах, обладающих эффектом памяти формы. При реализации термоупругих фазовых превращений инициирование ЭДС в этом случае возможно как при перемещении участка нагрева по проводнику [2], так и при перемещении локального участка охлаждения [3]. При этом нагрев в локальной зоне проводника инициирует обратный фазовый переход (T ≥ A_к), а охлаждение - прямой (T ≤ M_к). Известно также, что величина наводимой ЭДС возрастает при перемещении зоны охлаждения через локально деформированный участок, причем увеличение ЭДС зависит от величины деформации TiNi образца [4]. Необходимо отметить, что физическая природа данного явления до конца не изучена.

Таким образом, целью данной работы является обоснование физической природы наведения термокинетической ЭДС в образцах сплава TiNi и построение физической модели, позволяющей получить выражения для численного расчета, а также исследование влияния пластической деформации никелида титана на величину термокинетической ЭДС.

Расчет распределения температуры вдоль проволочного TiNi образца при движении участка охлаждения с постоянной скоростью

Для теоретического расчета величины термокинетической ЭДС необходимо рассчитать распределение температуры вдоль образца при движении зоны охлаждения, при моделировании данного процесса учитывали следующее:

- движение источника охлаждения вдоль проволочного образца происходит с постоянной скоростью;

- перенос тепловой энергии по длине образца осуществляется вследствие теплопроводности;

- осуществляется конвекционный теплообмен с окружающей средой.

С учетом изложенной выше модели распределение температуры по длине образца будет описываться следующим неоднородным дифференциальным уравнением второго порядка в частных производных:

$$\rho' \boldsymbol{c}_{\partial t}^{\partial T} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) - Q(x + v_0 t) - b(T - T^w); \tag{1}$$

с начальными и краевыми условиями:

$$T(x, 0) = T_0, 0 \le x \le x_f; T(0, t) = T(x_f, T) = T_0, t > 0.$$

Здесь *T* – температура проволочного образца в заданной точке, *x* – текущая координата образца, *x_t* – координата конца проволочного образца, *t* – время, *c*, ρ' – удельная теплоемкость и плотность материала образца соответственно, λ – теплопроводность, *b* = *pa/S*, *p*, *S* – периметр и площадь поперечного сечения проволоки, *a* – коэффициент теплообмена с окружающей средой, *T^W* – температура окружающей среды, *V*₀ – скорость движения участка охлаждения, *Q* – мощность внутреннего источника теплопоглощения.

Для численного расчета уравнения 1 использовали метод конечных разностей. Аппроксимируя частные производные дифференциального уравнения 1 методом конечных разностей, получили систему линейных алгебраических уравнений для определения температуры, как локальной характеристики в каждом узле сетки:

$$\rho' \mathbf{c} \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\tau} = \lambda \cdot \left(\frac{T_{i+1}^{n+1} - 2T_i^{n+1} + T_{i-1}^{n+1}}{h^2} \right) - Q(x + v_0 t) - b(T - T^w).$$
⁽²⁾

Полученную систему можно свести к общему виду:

$$A_i \cdot T_{i+1}^{n+1} - B_i \cdot T_i^{n+1} + C_i \cdot T_{i-1}^{n+1} = F_i,$$

где $A_i = C_i = \frac{\lambda}{h^2}, B_i = \frac{2 \cdot \lambda}{h^2} + \frac{\rho' c}{\tau}, F_i = -\frac{\rho' c}{\tau} \cdot T_i^n - Q(x + v_0 t) - b(T - T^w)$

Таким образом, мы имеем трехточечное разностное уравнение второго порядка. При решении уравнения также учитывается, что процесс охлаждения проводника сопровождается появлением кристаллов новой фазы, что приводит к изменению физических свойств TiNi сплава. В частности, входящее в уравнение 1 удельная теплоемкость будет являться функцией температуры. Для определения ее изменения использовали следующую зависимость [5]:

$$C(T) = C_0 + C_1 \left[sin \left(2\pi \frac{T - A_s}{A_f - A_s} - \frac{\pi}{2} \right) + 1 \right],$$
(3)

где *C*₀ – составляющая теплоемкости сплава, принимающая постоянное значение; *C*'₁ – температурно независимый параметр, функции составляющей теплоемкости, обусловленной фазовым переходом.

На рис.2 представлен результат расчета распределения градиента температур вдоль проволочного образца при движении зоны охлаждения с постоянной скоростью, для расчета задавались следующие параметры: характеристические температуры мартенситных превращений ($M_{H} = -27$ °C, $M_{K} = -37$ °C, $A_{H} = -15$ °C, $A_{K} = -4$ °C), скорость движения зоны охлаждения 0,4 см/с, температура участка охлаждения -196°C, длина участка охлаждения 1 см).



Рисунок 1 - Распределение температуры вблизи зоны охлаждения проволочного образца TiNi

Видно (рис.1), что распределение температуры вблизи зоны охлаждения при ее движении устанавливается к 5 секунде, после чего распределение температуры остается постоянным во времени, изменяется только ее местоположение относительно проволочного образца.

Расчет величины термокинетической ЭДС при прямом фазовом переходе

В процессе перемещения зоны охлаждения (T<M_к) с постоянной скоростью вдоль протяженного TiNi образца (изначально находящегося в аустенитном фазовом состоянии) по обе стороны от зоны охлаждения будут протекать фазовые превращения. На переднем фронте в результате охлаждения – прямое фазовое превращение, на заднем фронте в результате нагрева охлажденного участка, посредством теплообмена с окружающей средой, – обратное фазовое превращение (рис.2).



Рисунок 2– Схема расположения областей фазового состояния по образцу TiNi при перемещении участка охлаждения вдоль образца:1- аустенитное состояние образца; 2- двухфазное состояние (прямой фазовый переход); 3-мартенситное состояние (зона охлаждения); 4-двухфазное состояние (обратный фазовый переход); 5- аустенитное состояние ТiNi образца

Предположено, что на участках с фазовыми превращениями возникает контактная разность потенциалов, обусловленная взаимодействием аустенитной и мартенситной фаз с различным значением плотности электронных состояний на уровне Ферми [6]. Таким образом, при движении зоны охлаждения вдоль проволочного TiNi образца, на участках с прямым и обратным фазовыми превращениями, за счет возникновения контактной разницы потенциалов между аустенитом и мартенситом, будет возникать термо-ЭДС. Величина возникающей термо-ЭДС на участках с прямым и обратным фазовыми значениями з счет возникать термо-ЭДС. Величина возникающей термо-ЭДС на участках с прямым и обратным фазовым превращением будет различна, в связи с разными значениями температур мартенситных переходов этих превращений. Таким образом, величина термокинетической ЭДС, возникающая в результате движения зоны охлаждения (T<M_k) вдоль TiNi образца, равна разнице значений термо-ЭДС возникающих на участках с прямым и обратным фазовым переходами.

Для расчета величины термокинетической ЭДС (E) предложена следующая формула:

$$E(t, T_{min}) = \int_{x=0}^{x=x_0+vt} \left[\left(\frac{\partial S_{np.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{odp.}(T(x,t))}{\partial x} \right] dx \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S$$

где x_0 – координата источника охлаждения в начальный момент времени; t – время; T(x,t) – температура проволочного образца в точке с координатой x в момент времени t; v – скорость движения участка охлаждения; T^0 – температура проволочного TiNi образца в невозмущенном состоянии; $S_{np,r}, S_{oбp}$ – коэффициент термо-ЭДС при прямом и обратном переходе; $\gamma_{oбp}$ – доля мартенсита при обратном фазовом превращении.

В формуле 4 левый интеграл соответствует величине термо-ЭДС возникающей на участке с прямым фазовым превращением, в заданный момент времени, правый с

обратным превращением. При нахождении термо-ЭДС на двухфазных участках учитывается доля TiNi образца претерпевающая прямой и обратный фазовый переход, так на участке с обратным переходом фазовое превращение будет претерпевать только та доля TiNi образца, которая совершила прямой фазовый переход при охлаждении.

Так как ЭДС возникает при контакте двух разнородных веществ и изменении температуры, то при движении зоны охлаждения с температурой выше температуры начала прямого фазового перехода (Т≥М_н), термо-ЭДС в проволочном образце возникать не будет (образец находится в аустенитном состоянии). При движении зоны охлаждения вдоль проволочного образца TiNi с температурой ниже температуры конца прямого фазового перехода (T≤M_к), участок охлаждения будет находиться в мартенситном состоянии. При этом, чем ниже температура охлаждения, тем больше градиент температуры на участке 4 (рис.2). В данном случае, уменьшение температуры охлаждения влияет только на длину градиента температур этого участка проволоки. При увеличении длины градиента температур будет увеличиваться ЭДС, в озникающая в результате эффекта Бенедикса [7,8]. Так как величина данной ЭДС в сплавах TiNi при температуре ±100°С незначительна<150 мкВ [9], ее значением можно пренебречь.

При мартенситном превращении доля мартенситной фазы оказывается однозначной функцией температуры и не зависит от скорости охлаждения в широком интервале значений этих скоростей [10]. То есть величина термокинетической ЭДС не зависит от скорости движения зоны охлаждения.

Для описания зависимостей доли мартенсита от температуры *T* при прямом (А– М) и обратном (М–А) мартенситных превращениях используем косинусные модельные функции Лианга-Роджерса [11]:

$$\gamma_{np.}(T) = \frac{1}{2} \Big[\cos \Big(a_M \big(T - M_f \big) \Big) + 1 \Big], \qquad M_f < T < M_s, \tag{5}$$

$$\gamma_{odp.}(T) = \frac{1}{2} [cos(a_A(T - A_s)) + 1], \qquad A_s < T < A_f,$$
(6)

где величины *a_A* и *a_M* обозначают выражения, связанные с температурными константами:

$$a_M = \pi/(M_s - M_f)$$
, $a_A = \pi/(A_f - A_s)$.

Для нахождения величины коэффициента термо-ЭДС в гетерофазных системах применима формула [12]:

$$S(T) = \frac{(\rho(T)\sigma(T) - \rho_2 \sigma_2)(S_1 - S_2) + S_2 \cdot (\rho_1 \sigma_1 - \rho_2 \sigma_2)}{\rho_1 \sigma_1 - \rho_2 \sigma_2};$$
(7)

где температура определена на участках: $M_k \le T \le M_H$ - для прямого фазового перехода; $A_H \le T \le A_k$ - для обратного фазового перехода.

В данной модели обобщенное удельное электрическое сопротивление *ρ* и теплопроводность *σ* рассматриваются как нормализованная сумма фазовых вкладов в двух эквивалентных подходах «последовательного» и «параллельного» электрического соединения фаз:

$$\rho = \sum \gamma_i \rho_i g_i(\rho) / (\sum \gamma_i g_i(\rho)), \qquad \sigma = \sum \gamma_i \sigma_i g_i(\sigma) / (\sum \gamma_i g_i(\sigma)).$$
(8)

Где сумма концентраций фаз γ_i равна 1 и конфигурационные $g_i(\rho)$ и $g_i(\sigma)$ вдоль электрических (тепловых) токов имеют вид:

$$g_i(\sigma) = \frac{3\sigma}{A\sigma + (3-A)\cdot\sigma_i}, \qquad g_i(\rho) = \frac{3\rho}{A\rho + (3-A)\cdot\rho_i}, \tag{9}$$

для двухфазных гетеросистем можно представить данные зависимости в виде полинома второго порядка:

$$A \cdot \rho^2 + \rho[\rho_2 \cdot (3\gamma_1 - A) + \rho_1(3\gamma_2 - A)] - \rho_1 \cdot \rho_2 \cdot (3 - A) = 0.$$
⁽¹⁰⁾

Параметр А равен 0, 3 или 1, уравнения 9 согласуются со случаями параллельного и последовательного электрического соединения или со случаем сферических включений, соответственно [13]. Промежуточные значения A (0 <A< 3) соответствуют интерполированной конфигурации включений по определенным направлениям (например, растянутые или сплюснутые эллипсоиды) (рис.3).



Рисунок 3 - Примеры материалов с граничными конфигурациями включений фаз (плоскости и сферы)

Черные стрелки указывают направление электрического тока J (температурного градиента ΔT), магнитного поля B и результирующего напряжения V_h поперечного эффекта Нернста-Этингсгаузена и эффекта Холла. Параметр A вдоль различных осей указан для фиксированных предельных случаев. Промежуточные значения A<1 соответствуют растянутым эллипсоидам, тогда как значения A>1-сплюснутым.

В результате теоретических исследований установлено, что если в локальной области образца температура охлаждения находится в диапазоне M_H>T>M_K, то есть область охлаждения находится в двухфазном состоянии, то на участке прямого фазового перехода величина контактной разности потенциалов зависит от температуры охлаждения, а контактная разность потенциалов, возникающая на участке обратного фазового перехода (M→A), - от доли мартенсита, образованного при прямом переходе. Зависимость термокинетической ЭДС от температуры охлаждения, рассчитанная по формулам 1-10, представлена на рис.4.



Рисунок 4 - Рассчитанная зависимость термокинетической ЭДС от температуры охлаждения для проволочного образца TiNi

Полученные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными [14].

Расчет величины термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе

Для теоретического расчета величины термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе, необходимо рассчитать распределение температуры вдоль образца при движении зоны нагрева по формулам 1-9, при расчете задавали следующие дополнительные параметры: скорость движения зоны нагрева 0,4 см/с; характеристические температуры мартенситных переходов: $M_{\mu} = 45^{\circ}$ C, $M_{\kappa} = 33^{\circ}$ C, $A_{\mu} = 59^{\circ}$ C, $A_{\kappa} = 76^{\circ}$ C; длина участка нагрева 1 см.

При проведении расчетов учитывали, что процесс нагрева проводника сопровождается фазовым переходом, что приводит к изменению физических свойств TiNi сплава. В частности, входящие в уравнение (1) удельная теплоемкость и электросопротивление будут являться функциями температуры. Изменение электросопротивления не значительно, поэтому в данной модели им можно пренебречь, для определения влияния изменения удельной теплоемкости при фазовых переходах использовали формулу 3.



Рисунок 5 – Распределение температуры вблизи зоны нагрева проволочного образца TiNi: a) - за первые десять секунд; б) - за десятую секунду

В результате расчетов видно (рис.5 а), что распределение температуры вблизи зоны нагрева при ее движении устанавливается к 5 секунде, после чего распределение температуры остается постоянным во времени, изменяется только ее местоположение относительно проволочного образца. На участках прямого и обратного фазовых превращений, вследствие изменения теплоемкости, изменяется характер кривых (рис.5 б) для переднего и заднего фронта зоны нагрева.

Как и при возникновении термокинетической ЭДС при прямом фазовом переходе, при обратном термокинетическая ЭДС инициируется в результате разности величин термо-ЭДС на участках с прямым и обратным фазовым превращением. Неравенство термо-ЭДС на участках фазовых переходов связано с разными значениями температур мартенситных переходов этих превращений. Для расчета величины термокинетической ЭДС (E) возникающей при обратном фазовом переходе предложена следующая формула:

$$E(t, T_{max}) = \int_{x=0}^{x=x_0+vt} \left[\left(\frac{\partial S_{np.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot (T(x,t) - T^0) \cdot (1 - \gamma_{ofp.}(T_{max})) \right] dx - \int_{x=x_0+vt}^{x} \left[\left(\frac{\partial S_{ofp.}(T(x,t))}{\partial x} \right) \cdot T(x,t) - TO dx, \right] dx$$
(11)

В формуле 11 учитывается, что если температура нагрева будет находится в интервале A_к>T>A_н, то на температурном интервале прямого фазового перехода мартенситное превращение будет происходить не во всем объеме образца. Данный объем зависит от количества аустенита образованного при обратном фазовом переходе.

Таким образом, если в локальной области образца температура нагрева не достигает A_к, но превышает A_н, то есть область нагрева находится в двухфазном состоянии, то на участке обратного фазового перехода величина контактной разности потенциалов зависит от температуры нагрева, а контактная разность потенциалов, возникающая на участке прямого фазового перехода (A→M), - от доли аустенита, образованного при обратном переходе и температуры до которой охладится образец в результате теплообмена с окружающей средой. Так как ЭДС возникает при контакте двух разнородных веществ и изменении температуры, то при движении зоны нагрева с температурой ниже температуры начала обратного фазового перехода (T<A_H), термо-ЭДС в проволочном образце возникать не будет (образец находится в мартенситном состоянии). При движении зоны нагрева вдоль проволочного образца TiNi с температурой выше температуры конца обратного фазового перехода (T>A_k), участок зоны нагрева будет находиться в аустенитном состоянии. При этом, чем выше температура нагрева, тем больше градиент температуры около участка нагрева.

Из рассчитанной по формулам (1-11) зависимости величины термокинетической ЭДС от температуры в зоне нагрева следует, что при движении зоны нагрева с температурой ниже температуры начала обратного фазового перехода (T<A_H), термо-ЭДС в проволочном образце возникать не будет. Если температура в зоне нагрева выше температуры конца обратного фазового перехода (T>A_K), то возникает термокинетическая ЭДС в нашем случае не превышающая 0,23 мВ.

При промежуточных значениях температуры зоны нагрева (А_н ≤T≤A_к) также будет возникать термокинетическая ЭДС, при этом, чем выше температура в указанном диапазоне тем, больше величина наводимой ЭДС (рис.6).



(теория)

Полученные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными [15].

Влияние деформированных участков проволочного TiNi образца на значение термокинетической ЭДС

Анализируя выражения 1-11 полученные при расчете величины термокинетической ЭДС возникающей при прямом фазовом переходе, было выдвинуто предположение, что на деформированных участках проволочного TiNi образца, значение термокинетической ЭДС будет изменяться. Данное изменение вызвано тем, что на участке деформации появляются различного рода дефекты (дислокации, мартенсит деформации, мартенситный наклеп и др.), которые существенно влияют на значение коэффициента термо-ЭДС.

Для расчета изменения величины термокинетической ЭДС при прохождении участка деформации была предложена модель, согласно которой при прохождении зоной охлаждения через деформированный участок, на правой и левой границе участка деформации возникает разность потенциалов, которая обусловлена разностью коэффициентов термо-ЭДС и градиентом температур по обе стороны от участка деформирования (рис.7).



Рисунок 7 - Распределение температуры вдоль проволочного TiNi образца содержащего зону деформации

Согласно предложенной модели изменение величины термокинетической ЭДС при прохождении участка деформирования можно рассчитать следующим образом:

$$E' = \int_{t_0}^{t} \left[\left(S_1\left(T\left(x_L, t\right)\right) - S_2\right) \left(T\left(x_L, t\right)\right) - \left(S_1\left(T\left(x_R, t\right)\right) - S_2\right) \left(T\left(x_R, t\right)\right) \right] dt,$$
(12)

где x_l – координата левой границы зоны деформации, x_r – координата правой границы зоны деформации, $S_1(T(x_L, t))$ – коэффициент термо-ЭДС проволочного TiNi образца, S₂ – коэффициент термо-ЭДС деформированного участка проволочного образца.

Необходимо отметить, что $S_1(T(x_L, t))$ является функцией температуры и существенно изменяется на участках фазовых переходов, S_2 - на участках фазовых переходов принимаем постоянным.

Распределение температуры вдоль проволочного образца при движении зоны охлаждения, а также изменение коэффициента термо-ЭДС, удельного сопротивление и теплопроводности в процессе прямого и обратного фазового перехода рассчитывается по формулам 1-10. На рассчитанной по формуле 12 кривой (рис.8) видно, что в процессе движения зоны охлаждения со скоростью 0,4 см/с вдоль локально деформированного участка наблюдается два последовательных всплеска термо-ЭДС противоположного знака.



Рисунок 8 - Изменение величины термокинетической ЭДС при прохождении деформированного участка длиной 0,18 см (теория и эксперимент)

Данные всплески объясняются последовательным прохождением границ участка деформации через зону охлаждения, при этом второй пик по значению меньше, так как в его величину вносят вклад две границы участка деформации, таким образом, снижая значение ЭДС.

Предположено, что на значение термокинетической ЭДС должна влиять длина участка деформации, так как при ее увеличении возрастает градиент температур между границами деформированного участка. По формуле 12 рассчитано изменение коэффициента термо-ЭДС при прохождении деформированного участка проволочного TiNi образца при разной протяженности участка деформации рис.9.



Рисунок 9 – Зависимость изменения величины термокинетической ЭДС от длины участка деформирования (теория)

Действительно, согласно полученным расчетным результатам (рис.9), изменение величины термокинетической ЭДС растет с увеличением длины участка деформации до 1,3 см, при дальнейшем увеличении длины изменение ЭДС остается постоянным и появляется два одинаковых по значению и противоположные по знаку всплеска ЭДС соответствующих правой и левой границе зоны деформации соответственно (рис.10).



Рисунок 10 – Зависимость изменения величины термокинетической ЭДС при прохождении деформированного участка длиной 6 см (теория)

В данной работе рассмотрен случай, когда скорость движения зоны охлаждения вдоль проводника постоянна и как следствие длина зоны охлаждения не изменяется, в результате величина термокинетической ЭДС зависит только от изменения протяженности участка деформации. Такое же изменение термокинетической ЭДС может происходить при изменении длины зоны охлаждения вследствие изменения скорости движения, при постоянной протяженности участка деформации. Таким образом, изменение величины термокинетической ЭДС при прохождении зоной охлаждения через деформированный участок зависит от соотношения длин зоны охлаждения и участка деформации.

Основываясь на том, что максимальное изменение термокинетической ЭДС (ΔE) достигается при прохождении области с минимальной температурой (в зоне охлаждения) через границы участка деформации (так как ЭДС возникающая между двумя материалами зависит от коэффициентов термо-ЭДС данных материалов и температуры места их соединения), можно предположить, что величина ΔE будет зависеть от величины минимальной температуры достигаемой в зоне охлаждения (с увеличением | T_{oxn} | соответственно увеличивается ΔE).

Таким образом, в соответствии с предложенной физической моделью изменение величины термокинетической ЭДС при прохождении участка деформации зависит от соотношения длин зоны охлаждения и участка деформации, а также от величины минимальной температуры достигаемой в зоне охлаждения.

Влияние величины деформации на значение термокинетической ЭДС

На деформированном участке проволочного TiNi образца появляются дислокации, мартенсит деформации, мартенситный наклеп и др. дефекты, в результате значение коэффициента термо-ЭДС на деформированном участке будет отличаться от значения в отожженном TiNi образце. Логично предположить, что задавая разную по величине пластическую деформацию можно влиять на коэффициент термо-ЭДС и как следствие на величину термокинетической ЭДС при прохождении участка деформации.

Ha рис.11 представлены расчетные И экспериментальные зависимости термокинетической изменения величины ЭДС ОТ величины деформации деформация (относительная при волочении) в зоне перехода между деформированным и отожженным участком проволочного TiNi образца.



Рисунок 11 – Зависимость изменения термокинетической ЭДС от величины пластической деформации волочением (теория, эксперимент)

Видно, что с увеличением величины относительной деформации деформированного участка (длина деформированного участка 6 см) увеличивается изменение термокинетической ЭДС. Теоретические исследования хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Выводы по главе

Получены выражения позволяющие рассчитать значение термокинетической ЭДС при прямом и обратном фазовом переходе, а также зависимость данной ЭДС от величины температурного воздействия.

Установлено, что при прямом фазовом переходе термокинетическая ЭДС возникает при температуре охлаждения меньше М_н и увеличивается до М_к, дальнейшее уменьшение температуры на величину ЭДС не влияет; при обратном фазовом переходе термокинетическая ЭДС возникает при температуре нагрева выше А_н и растет до А_к, дальнейшее увеличение температуры на ЭДС не влияет.

Получены выражения позволяющие рассчитать изменение величины термокинетической ЭДС при прохождении деформированного участка в сплаве TiNi. Установлено, что при прохождении деформированного участка (L_{деф.}<1,4 см, L_{охп.}= 2 см) величина ЭДС резко возрастает, после чего наблюдается спад, далее величина ЭДС принимает начальное значение и стабилизируется. Данные всплески ЭДС объясняются последовательным прохождением границ участка деформации через зону охлаждения, при этом второй пик (спад ЭДС) по значению меньше, так как в его величину вносят вклад две границы участка деформации, таким образом, снижая значение ЭДС.

Установлено, что изменение термокинетической ЭДС при прохождении деформированного участка зависит от длины деформированного участка и от величины пластической деформации на деформированном участке. Так, значение термокинетической ЭДС растет с увеличением длины участка деформации до 1,3 см (L_{охп.} = 2 см), при дальнейшем увеличении длины изменение ЭДС остается постоянным и появляется два одинаковых по значению и противоположные по знаку всплеска ЭДС соответствующие правой и левой границе участка деформации соответственно. При увеличении величины пластической деформации, увеличивается изменение ЭДС при прохождении деформированного участка, вследствие увеличения количества дефектов (дислокации, вакансии и т.д.), которые влияют на изменение коэффициента термо-ЭДС.

Результаты теоретических исследований по инициированию термокинетической ЭДС при прямом и обратном фазовых переходах, а также влияния деформированных

ЭДС термокинетической хорошо участков на величину согласуются С экспериментальными данными, что позволит прогнозировать поведение термоэлектрической ЭДС в сплавах никелида титана при фазовых превращениях. Полученные результаты также могут быть использованы при создании способов и устройств контроля качества протяженных TiNi изделий.

Список литературы:

1. Фурмаков, Е.Ф. Электрический ток, вызванный движением поверхности раздела фаз в металле // Фундаментальные проблемы естествознания. С. – Пб. 1999. – Т.1, вып.21. – С.377–378.

2. Rubanik, V.V. Peculiarities of thermoelectric forse behavior in nikelidetitane under usteady heating / V.V. Rubanik, V.V. Rubanik Jr, O.A. Petrova-Burkina // 9th European Symposium on Martensitic Transformations ESOMAT, 2012 r. – S.-Pb., 2012. – C.40.

3. Рубаник, В.В. Термоэлектрические явления при прямом фазовом превращении в TiNi сплаве / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., А.В. Лесота// Сборник тезисов международной научной конференции «Сплавы с ЭПФ: свойства, технологии, перспективы, Витебск, 2014. – С.33–35.

4. Рубаник, В.В. Контроль деформационного состояния протяженных TiNi изделий с помощью термокинетической ЭДС. / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., А.В. Лесота // Физическое материаловедение: VII Межд. школа элементами научн. школы для молодежи : сб. конкурсных докладов / отв. ред. А.Ю. Виноградов, Д.Л. Мерсон. – Тольятти: изд-во ТГУ, 2016. – С. 273–242.

5. Вьюненко, Ю. Н. Эффект памяти формы, инициируемый механизмом остаточных напряжений / Ю.Н. Вьюненко // Перспективные технологии и методы контроля. – Витебск: УО «ВГТУ», 2009. – Гл.14. – С. 384–399.

6. Кулькова, С.Е. Изменения электронной структуры при В2-В19' мартенситном превращении в никелиде титана / С.Е. Кулькова, Д.В. Валуйский, И.Ю. Смолин // Физика твердого тела, 2001. – Т.43, Вып.4. – С.706–713.

7. Anatychuk, L.I. Thermoelectric Phenomena under Large Temperature Gradients / L.I. Anatychuk, L.P. Bulat // Thermoelectrics Handbook: Macro to Nano-Structured Materials, CRC Press: New York, London, Tokyo, Chapter 3, 2005.

8. Golestaneh, A.A. Martensitic phase transformation in shape-memory alloys, International Conference Martensitic on Transformation, Massachusetts, 1979.

9. Рубаник, В.В. Проявление термоэлектрических явлений в NiTi / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., О.А. Петрова-Буркина // Влияние электромагнитных полей на пластичность и прочность материалов, 2011. – С.60–65.

10. В.Э. Гюнтер, В.Н. Ходоренко. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: Изд.-во МИЦ, 2006. – С.55.

11. Liang, C. One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials / C. Liang , C.A. Rogers // Journal of Intelligent Material Systems and Structures, 1990. – T.1, №2. – PP.207–234.

12. Shchennikov, V.V. Investigations of multiphase states in vicinity of pressure-induced phase transitions / V.V. Shchennikov, S.V. Ovsyannikov, G.V. Vorontsov, V.V. Shchennikov Jr. // Phys. stat. sol, 2004. – №14. – P.241.

13. Ovsyannikov, S. V. Electrical and mechanical properties of multi-phase systems under external impacts / S.V. Ovsyannikov, V.V. Shchennikov, I.A. Komarovskii, G.V. Vorontsov, I.V. Korobeynikov, V.V. Shchennikov Jr.// Proceedings of the SPIE, 2011.

14. Рубаник, В.В. Термоэлектрические явления при прямом фазовом превращении в TiNi сплаве / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., А.В. Лесота //Приборостроение - 2015: материалы конференции 8-ой международной научно-технической конференции, Минск, 25-27 ноября 2015 г. – Минск: УО «БНТУ». – Т.1. – С.24–26.

15. Рубаник, В.В. Наведение термо-ЭДС в никелиде титана при нестационарном нагреве / В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., О.А. Петрова-Буркина // Физическое материаловедение: V Международная школа «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений», 2011. – С. 59–61.

Глава 21 РЕШЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ТЕРМОУПРУГИХ ЗАДАЧ ДЛЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ТЕЛ С УЧЕТОМ РАДИАЦИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Хвисевич В.М., Веремейчик А.И.

УО «Брестский государственный технический университет», г. Брест, Республика Беларусь, vai_mrtm@bstu.by

Введение

Научно-технические достижения последнего времени характеризуются интенсивным развитием машиностроения, ядерной энергетики, высокопроизводительных плазменных и лазерных технологий, медицины и других отраслей народного хозяйства. Поэтому решение задач механики деформируемого твердого тела по исследованию напряженно-деформированного состояния (НДС) термоупругих сред представляет собой важнейшую научно-техническую задачу, от решения которой во многом зависят успехи в различных сферах деятельности человека. Воздействие температурного поля при одновременном интенсивном облучении высокоэнергетическими частицами приводит к появлению деформаций термического расширения и окружных деформаций радиационного распухания, которые в совокупности с механическими нагрузками могут вызвать появление значительных напряжений, приводящих к разрушению нагруженного тела. Во многих конструктивные элементы машин и механизмов имеют случаях сложные геометрические формы и нелинейное нагружение. Кроме того, часто в таких задачах возникает необходимость одновременного учета комплексного воздействия: силового, температурного, радиационного, электромагнитного и т.д.

Вопросам исследования НДС и моделирования процессов деформирования тел цилиндрической геометрии при комплексном нагружении посвящено значительное число публикаций, например, [1–11], однако в этих работах не в полной мере учитывались особенности поведения материалов при воздействиях потоком радиационных частиц с большой энергией.

Активная зона ядерного реактора ВВЭР-1200 электрической мощностью 1200 МВт, который будет использоваться и на строящейся в Гродненской области первой Белорусской АЭС, состоит из 163 топливных кассет, в каждую из которых входят по 312 тепловыделяющих элементов (твэлов). Тепловыделяющий элемент – объём топливной композиции определённой формы, заключенной в тонкостенную герметичную оболочку из металлического материала. В современных ядерных реакторах сердечник твэла представляет собой цилиндрический стержень, работающий в условиях радиационного распухания и подверженный температурной твэлов внешнему давлению. От надежной работы нагрузке И зависит работоспособность всего реактора, поэтому исследование НДС цилиндрических тел при терморадиационном нагружении приобретает особое практическое значение.

Согласно [4], наиболее расспространенные методы для решения термоупругих и терморадиационных задач можно разделить на три группы: аналитические, численные и численно-аналитические (полуаналитические). Аналитические методы расчета цилиндрических тел, основанные на использовании функции напряжений, начали появляться в конце XIX века. Основоположником можно считать британского ученого Дж. К. Максвелла. В дальнейшем наибольшее распространение получили методы интегральных преобразований, а также теории функции комплексного переменного, что связано с именами С.Г. Михлина, Н.И. Мусхелишвили, В.Д. Купрадзе, Д.И. Шермана и др. ученых. В работах В. З. Партона и П. И. Перлина [12], М.Д. Мартыненко и М.А. Журавкова [13] для исследования НДС цилиндрических тел используются метод конформных отображений, интегральных уравнений и квазифункций Грина. Однако в основном разработанные методы реализованы на задачи механического нагружения при отсутствии температурных градиентов. В работе [14] Б.Е. Гейтвуд развил теорию функций комплексного переменного на определение температурных напряжений

применительно к самолетам, снарядам, турбинам и ядерным реакторам. Некоторые решения термоупругих задач для цилиндрических тел рассмотрены в работах А.Д. Коваленко [15] и В. Новацкого [16].

Несмотря на эффективность всех существующих методов, главным недостатком является сложность интегрирования дифференциальных уравнений (ДУ) и их систем. Согласно [3], получить аналитические решения термоупругих задач с учетом радиационного распухания не представляется возможным. Поэтому необходимо развитие численных методов на решение краевых задач для цилиндрических тел. Большинство существующих численных методов базируются на конечно-разностной аппроксимации дифференциальных уравнений, сведении краевой задачи к интегральным уравнениям, или использовании функционала энергии деформации. К примеру, в монографии Л. Галлагера [17] подробно описана процедура применения метода конечных элементов (МКЭ) для исследования НДС цилиндрических тел.

В недавно изданной монографии П.И. Ширвеля, А.В. Чигарева, И.С. Куликова [4] дан анализ существующих методов исследования НДС неравномерно нагретых цилиндрических тел в условиях ползучести и радиационного облучения, построены механико-математические модели неосесимметричного НДС в условиях терморадиационного облучения (перемещения квазистатического являются функциями r, θ и решены задачи по определению неосесимметричного НДС неравномерно нагретого цилиндра при наличии и отсутствии внутренних источников тепла. Однако в научной литературе недостаточное внимание уделено работам, посвященным исследованию НДС цилиндрических тел при комплексном термосиловом нагружении и радиационном облучении в случаях зависимости перемещений от радиальной и осевой координат (r, z).

1. Напряженно-деформированное состояние длинного сплошного цилиндра при термосиловом нагружении с учетом радиационного распухания

Рассмотрим бесконечно длинный однородный круговой цилиндр с равномерным тепловыделением по сечению, который подвергается воздействию равномерного давления со стороны внешней поверхности и находится в условиях радиационного распухания суммарным флюенсом быстрых нейтронов Ф. Температура на внешней поверхности считается известной на основании решения задачи теплообмена с окружающей средой. Расчетная схема приведена на рисунке 1. Требуется исследовать НДС цилиндра при комплексном нагружении в зависимости от граничных условий, свойств материала и его геометрических размеров.

Дифференциальное уравнение равновесия имеет вид [18]:

$$\sigma_r - \sigma_\theta + r \frac{d\sigma_r}{dr} = 0, \qquad (1)$$

где $\sigma_r, \sigma_{\theta}$ – радиальные и тангенциальные напряжения; г – текущий радиус.

Граничные условия задачи следующие:

при *r=0*: $u_r = 0$;

при *r=R*: $\sigma_r = -P$;

где *Р* – боковое давление; *R* – наружный радиус цилиндра.

В соответствии с принципом Сен-Венана, на торцах длинного цилиндра граничные условия не рассматриваются, т.к. производится анализ сечений, достаточно удаленных от торцов.



Рисунок 1- Схема нагружения длинного цилиндра

Считаем, что поток быстрых нейтронов происходит по нормали к поверхности цилиндра.

Известно [4], что распухание конструкционных материалов зависит в основном от двух параметров: интегрального потока (флюенса) быстрых нейтронов $\Phi = \varphi t$ ($\overline{E} > 0, 1 M \ni B$) и температурой облучения, что подтверждено теоретическими и экспериментальными результатами. В [4–9] приведены различные зависимости распухания сталей от температуры и флюенса нейтронов. В данном случае применим зависимость $S = S(\Phi, T)$ Ю.И. Лихачева [6] в следующем виде:

$$S = \frac{\Delta V}{V} = A_{0S} \cdot \Phi^{\lambda_S(T)} \cdot A_S(T), \qquad (2)$$

где $A_{0S} = 4,9 \cdot 10^{-51}$, $A_S(T) = 10^{\frac{15490}{T}} \frac{5,9810^6}{T^2}$, $\lambda_S(T) = 1,71$ при T < 950 K, φ – плотность потока быстрых нейтронов; t – время; T – стационарное неоднородное температурное поле, являющееся функцией координаты, представляющее собой решение ДУ теплопроводности Лапласа для сплошного цилиндра [3, 4]:

$$T = T_{S} + \frac{q_{\nu}}{4\lambda} \left(R^{2} - r^{2}\right), \qquad (3)$$

где T_s – температура на внешней поверхности цилиндра; q_v – интенсивность объемного тепловыделения равномерно распределенных внутренних источников тепла; λ – коэффициент теплопроводности материала.

Физические уравнения при силовом и температурном нагружении с учетом радиационного распухания имеют вид:

$$\varepsilon_{r} = \frac{1}{E} \Big(\sigma_{r} - \nu \big(\sigma_{\theta} + \sigma_{z} \big) \Big) + \alpha \cdot T(r) + \frac{S(T(r), t)}{3},$$

$$\varepsilon_{\theta} = \frac{1}{E} \Big(\sigma_{\theta} - \nu \big(\sigma_{r} + \sigma_{z} \big) \Big) + \alpha \cdot T(r) + \frac{S(T(r), t)}{3},$$

$$\varepsilon_{z} = \frac{1}{E} \Big(\sigma_{z} - \nu \big(\sigma_{\theta} + \sigma_{r} \big) \Big) + \alpha \cdot T(r) + \frac{S(T(r), t)}{3},$$
(4)

где α – коэффициент линейного расширения, \mathcal{E}_r – радиальные деформации, \mathcal{E}_{θ} – тангенциальные деформации, \mathcal{E}_z – осевые деформации, v – коэффициент Пуассона,

Е – модуль Юнга.

Геометрические соотношения Коши, связывающие перемещения и деформации, имеют вид [19]:

$$\varepsilon_r = \frac{du_r}{dr}, \quad \varepsilon_\theta = \frac{u_r}{r}, \quad \varepsilon_z = 0.$$
 (5)

Принимая S = S(r) для фиксированного момента времени и решая совместно (4) и (5), выразим компоненты напряжений через перемещения [18]:

$$\sigma_{r} = \frac{E}{(1-2\nu)(1+\nu)} \cdot \left((1-\nu) \cdot \frac{du_{r}}{dr} + \nu \cdot \frac{u_{r}}{r} - (1+\nu) \cdot \left(\alpha \cdot T + \frac{S}{3} \right) \right),$$

$$\sigma_{\theta} = \frac{E}{(1-2\nu)(1+\nu)} \cdot \left((1-\nu) \cdot \frac{u_{r}}{r} + \nu \cdot \frac{du_{r}}{dr} - (1+\nu) \cdot \left(\alpha \cdot T + \frac{S}{3} \right) \right),$$

$$\sigma_{z} = \frac{E}{(1-2\nu)} \cdot \left(\frac{\nu}{1+\nu} \cdot \left(\frac{du_{r}}{dr} + \frac{u_{r}}{r} \right) - \left(\alpha \cdot T + \frac{S}{3} \right) \right).$$
(6)

В результате подстановки (6) в (1), получено дифференциальное уравнение равновесия второго порядка в перемещениях [18]:

$$\frac{d^{2}u_{r}}{dr^{2}} + \frac{1}{r}\frac{du_{r}}{dr} - \frac{u_{r}}{r^{2}} = \frac{1+\nu}{1-\nu}\left(\alpha \cdot \frac{dT}{dr} + \frac{1}{3}\frac{dS}{dr}\right).$$
(7)

Найти аналитическое решение такого неоднородного дифференциального уравнения второго порядка не представляется возможным ввиду сложных зависимостей температуры (2) и радиационного распухания (3) от координаты *r*. Для определения $u_r(r)$ предлагается использовать приближенный метод. Решение неоднородного уравнения (7) разыскивается в виде суммы \overline{u}_r общего решения однородного уравнения $\frac{d^2u_r}{dr^2} + \frac{1}{r}\frac{du_r}{dr} - \frac{u_r}{r^2} = 0$ и частного решения u_r^* неоднородного уравнения (7):

$$u_r = \overline{u}_r + u_r^*. \tag{8}$$

Общее решение дифференциального уравнения (7) имеет вид:

$$\overline{u}_r = C_1 \cdot r + \frac{C_2}{r},\tag{9}$$

где C_1, C_2 – неизвестные постоянные интегрирования.

Для определения частного решения (6) применен принцип суперпозиции решений: $u_r^* = u_{r1}^* + u_{r2}^*$, где u_{r1}^*, u_{r2}^* – частные решения ДУ

$$\frac{d^{2}u_{r}}{dr^{2}} + \frac{1}{r}\frac{du_{r}}{dr} - \frac{u_{r}}{r^{2}} = \alpha \cdot \frac{1+\nu}{1-\nu}\frac{dT}{dr},$$
(10)

$$\frac{d^{2}u_{r}}{dr^{2}} + \frac{1}{r}\frac{du_{r}}{dr} - \frac{u_{r}}{r^{2}} = \frac{1}{3} \cdot \frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot \frac{dS}{dr}$$
(11)

соответственно.

Ρ

ешение
$$u_{r1}^*$$
 с учетом того, что $\frac{dT}{dr} = -2r \cdot \frac{q_v}{4\lambda}$ и
 $\frac{d^2 u_r}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{du_r}{dr} - \frac{u_r}{r^2} = -2\alpha \cdot \frac{q_v}{4\lambda} \cdot \frac{1+v}{1-v} \cdot r$, (12)

разыскиваем в виде полинома третьей степени: $u_{r1}^* = ar^3 + br^2 + cr + d$, где a, b, c, d - неизвестные постоянные коэффициенты многочлена. Подставляя производные от *u*^{*}_{*r*1} в (10) получим:

$$a = -\frac{1}{4} \cdot \frac{\alpha q_v}{4\lambda} \cdot \frac{1+v}{1-v}$$
, b=0, c=0, d=0.

Окончательно для (10) определено частное решение (7) в следующем виде [18]:

$$u_{r1}^* = -\frac{1}{16} \cdot \frac{\alpha q_{\nu}}{\lambda} \cdot \frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot r^3.$$
(13)

Так как производная по радиусу от эмпирической функции радиационного распухания, находящаяся в правой части (11), имеет сложную структуру:

$$\frac{dS}{dr} = -11,283 \cdot 10^{-51} \cdot (\Phi \cdot t)^{1,71} \cdot 10^{\frac{15490}{T_s + 273 + \frac{q_v}{4\lambda} (R^2 - r^2)} (T_s + 273 + \frac{q_v}{4\lambda} (R^2 - r^2))^2}} \cdot \frac{q_v}{4\lambda} r \times \frac{15490 \cdot \left[\left(T_s + 273 + \frac{q_v}{4\lambda} \cdot (R^2 - r^2) \right) - 2 \cdot \left(T_s + 273 + \frac{q_v}{4\lambda} \cdot (R^2 - r^2) - 5,98 \cdot 10^6 \right) \right]}{\left(T_s + 273 + \frac{q_v}{4\lambda} \cdot (R^2 - r^2) \right)^3},$$
(14)

найти частное решение (11) для правой части такого вида не удалось. Проведена аппроксимация функции S полиномом третьей степени:

$$y = A + Br + Cr^2 + Dr^3.$$

Определение постоянных A, B, C, D ввиду сложности преобразований в общем виде проводилось с учетом упругих и теплофизических характеристик для аустенитной нержавеющей стали OX16H15M3Б (316, 316L по классификации AISI), применяющейся на практике для изготовления тепловыделяющих элементов ядерных реакторов, где

принято
$$\varphi = 2,81 \cdot 10^{19} \frac{\mu e \tilde{u} m p}{c M^2 \cdot q}; \quad \alpha = 16 \cdot 10^{-6}$$
 град⁻¹; $\nu = 0,3; \quad E = 1,5 \cdot 10^{11}$ Па;

 $T_{s} = 973 \ K; \ \lambda = 12 \ \frac{Bm}{M^{2} \cdot {}^{0} C};$ мощность внутренних источников теплоты $q_{\nu} = 2,234 \cdot 10^{8} \ \frac{Bm}{M^{3}}$ [3]. На рисунке 2 показано типичное распределение

радиационного распухания длинного сплошного цилиндра и зависимость радиационного распухания от температуры для стали ОХ16Н15М3Б облучением быстрых нейтронов с энергией $\overline{E} > 0,1 M \ni B$ с флюенсом нейтронов $\Phi = \varphi t$ (

$$\Phi \leq 7 \cdot 10^{22} \, \frac{\text{heamp}}{cm^2}).$$



а) поверхность распределения радиационного распухания цилиндра из стали ОХ16Н15М3Б облучением быстрых нейтронов ($\overline{E} > 0, 1 M \ni B$) плотностью $\varphi = 2,81 \cdot 10^{19} \frac{\text{нейтр}}{cM^2 \cdot q}$; б) зависимость радиационного распухания от температуры за 1000 ч облучения

Рисунок 2 – Распределение радиационного распухания длинного сплошного цилиндра

Окончательно для различных моментов времени получены зависимости аппроксимирующей функции от радиуса. Для момента времени t=1000 ч: $y(r) = 0,003655 + 0,012r + 116,358r^2 + 12730r^3$ [20]. На рисунке 3 показаны зависимости S(r) и y(r). Анализ проведенной аппроксимации подтвердил ее высокую точность.



и ее аппроксимирующей функции у от радиуса r при t=1000 ч

Дифференциальное уравнение (11) с учетом проведенной аппроксимации принимает вид [20]:

$$\frac{d^2 u_r}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{du_r}{dr} - \frac{u_r}{r^2} = 0,0068095 + 146,119r + 23641,43r^2.$$
(15)

Частное решение (15) за время 1000 часов облучения ищем в виде: $u_{r2}^* = A_1 + B_1 r + C_1 r^2 + D_1 r^3 + E_1 r^4$. При данных условиях коэффициенты принимают следующие значения:

$$A_1 = 0, B_1 = 0, C_1 = 0,00227, D_1 = 48,706, E_1 = 7880.$$

С учетом того, что согласно (13): $u_{r1}^* = -34,574r^3$, окончательное решение (7) имеет вид:

$$u_r = u_{r1}^* + u_{r2}^* = C_1 \cdot r + \frac{C_2}{r} + 0,00227r^2 + 14,132r^3 + 7880r^4.$$
 (16)

С учетом граничных условий:

при r = 0: $u_r = 0$,

при *r=R:* $\sigma_r = -P = -10$ МПа,

постоянные интегрирования принимают значения:

Окончательно:

$$u_r(r) = 0,02154325r + 0,00227r^2 + 14,132r^3 + 7880r^4.$$
 (17)

Для различных интервалов времени нейтронного облучения с флюенсом нейтронов $\Phi = \varphi t$ ($\Phi \le 7 \cdot 10^{22} \frac{He \tilde{u} mp}{cM^2}$) получены зависимости напряжений и деформаций от координаты. Типичные зависимости радиальных σ_r , тангенциальных σ_{θ} и осевых σ_z напряжений для момента времени t=1000 часов приведены на рисунке 4.



Рисунок 4 – Зависимость нормальных напряжений от радиуса для стали ОХ16Н15М3Б, соответствующая 1000 ч облучения

Результаты расчетов показывают, что наибольшие осевые напряжения в точке на оси длинного цилиндра почти в 10 раз превышают радиальные напряжения, на наружной поверхности при данных свойствах материала превышение осевых напряжений над радиальными составляет почти 260 раз [18].

Исследована зависимость перемещений от радиуса в зависимости от времени облучения. Результаты моделирования показывают, что при сроках до 1000 часов наибольшие перемещения на боковой поверхности цилиндра не превышают значения 6·10⁻⁵ м. Увеличение времени в 10 раз приводит к росту перемещений на наружной поверхности в 4 раза. Типичные зависимости приведены на рисунках 5, 6.



Рисунок 5 – Зависимость деформаций ε_r (1) и ε_{θ} (2) от радиуса при 1000 ч облучения (сталь ОХ16Н15М3Б)



1 – t=1 ч, 2 – t=1000 ч, 3 – t=5000 ч, 4 – t=10000 ч Рисунок 6 – Зависимость перемещений от радиуса для различных моментов времени (сталь ОХ16Н15М3Б)

Получены значения компонент радиальных, тангенциальных и осевых напряжений $\sigma_r, \sigma_{\theta}, \sigma_z$ и деформаций $\mathcal{E}_r, \mathcal{E}_{\theta}$ в зависимости от координаты. Исследована их зависимость от времени облучения и свойств материала. Типичная зависимость σ_r для различных сроков эксплуатации цилиндра приведена на рисунке 7.



Анализ полученных зависимостей показывает, что с течением времени влияние радиационного распухания на радиальные напряжения значительно возрастает. Результаты расчетов показали, что наибольшие радиальные сжимающие напряжения на оси при 10000 часов эксплуатации достигают значений, значительно превышающих предел текучести материала, что делает невозможным их использование столь длительное время, при этом при времени эксплуатации 5000 ч радиальные ссжимающие напряжения не превышают 405 МПа, при 1000 часов – 284 МПа [20].

Кроме того, проведено исследование влияния температуры и радиационного распухания на возникающие напряжения. Типичная зависимость радиальных напряжений от температуры и радиации в момент времени t=5000 часов при рассмотренных ранее граничных условиях приведена на рисунке 8.



Рисунок 8 – Типичная зависимость радиальных напряжений от радиуса при действии температуры (1) и радиационного распухания (2) при t=1000 ч

Анализ проведенных расчетов показывает, что если температурное воздействие в отдельности привело бы к увеличению напряжений до 38 МПа, то радиационное облучение вызывает сжимающие напряжения до 4000 МПа [18].

Исследовано влияние времени на радиальные перемещения. Типичная зависимость радиальных перемещений от времени в точках с координатой r=R (на наружной поверхности) и r=0,2R приведена на рисунке 9.



Рисунок 9 – Типичная зависимость перемещений от времени в точках с координатой r=R (на наружной поверхности) (1) и r=0,2R (2)

Получена зависимость радиальных напряжений от времени для точек, находящихся на разном расстоянии от оси. Типичные зависимости приведены на рисунке 10.



1 – r=0, 2 – r=0,25R, 3 – r=0,5R, 4 – r=0,75R Рисунок 10 – Зависимость радиальных напряжений от времени для точек, находящихся на различном расстоянии от оси

Ввиду отсутствия аналитических решений данной терморадиационной задачи, сравнение проводилось с результатами решения термоупругой задачи при отсутствии радиационного воздействия С.П. Тимошенко, Дж. Гудьера [19], согласно которым перемещения и напряжения при температурном нагружении длинного цилиндра определяются по формулам:

$$u_{r}(r) = \frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot \alpha \cdot \frac{1}{r} \int_{0}^{r} T(r) r dr + C_{1}r + \frac{C_{2}}{r},$$

$$\sigma_{r}(r) = \frac{\alpha E}{1-\nu} \cdot \frac{1}{r^{2}} \int_{0}^{r} T(r) r dr + \frac{E}{1+\nu} \cdot \left(\frac{C_{1}}{1-2\nu} - \frac{C_{2}}{r^{2}}\right),$$
(18)

$$\sigma_{\theta}(r) = \frac{\sigma_{-}}{1 - v} \cdot \frac{1}{r^{2}} \int_{0}^{r} T(r) r dr + \frac{\sigma_{-}}{1 - v} + \frac{1}{1 + v} \cdot \left(\frac{\sigma_{1}}{1 - 2v} + \frac{\sigma_{2}}{r^{2}}\right).$$
Перемешение и должно обращаться в нуль при $r = 0$ поэтому в

Перемещение u_r должно обращаться в нуль при r=0, поэтому в (18) отбрасывается член, содержащий С₂. При r=R: $\sigma_r=0$, поэтому

$$C_{1} = \frac{\alpha \cdot (1+\nu) \cdot (1-2\nu)}{1-\nu} \cdot \frac{1}{R^{2}} \int_{0}^{R} T(r) r dr.$$
В этом случае :
$$u_{r}(r) = \frac{1+\nu}{1-\nu} \cdot \alpha \cdot \left[(1-2\nu) \cdot \frac{r}{R^{2}} \int_{0}^{R} T(r) r dr + \frac{1}{r} \int_{0}^{r} T(r) r dr \right].$$

В соответствии с принятыми ранее характеристиками материала и зависимостью температурного поля от радиуса (3): $T(r) = 1006,93 - 4,6546 \cdot 10^6 r^2$, получим следующую зависимость перемещений от радиуса:

$$u_r(r) = 0,020843r - 34,57406r^3$$
.

Учитывая отсутствие радиационного распухания (S=0) в (7), получим следующее решение [20]:

$$u_r(r) = 0,0208086r - 34,574r^3$$
.

Погрешность численного расчета не превышает 0,2 %, что подтверждает

правильность построенной механико-математической модели и достоверность разработанного алгоритма.

2. Исследование напряженно-деформированного состояния цилиндрических тел конечной длины при нагреве и нейтронном облучении

Объектом рассмотрения является деформированный круговой цилиндр конечной длины, изготовленный из изотропного материала. При построении математической модели задачи предполагается, что круговой цилиндр радиуса R и длины H, ось которого совпадает с осью Oz, подвергается воздействию температурной нагрузки, внешнего радиального и осевого давления и интенсивному облучению потоком быстрых нейтронов с кинетическими энергиями $\overline{E} > 0,1$ МэВ (рисунок 11). Будем использовать цилиндрическую систему координат z, r, θ с началом в середине цилиндра и считать, что ось Oz направлена вниз. В этом случае касательные напряжения $\tau_{z\theta} = 0$, $\tau_{r\theta} = 0$, а остальные компоненты тензора напряжений и вектора перемещений не зависят от угла θ .



Рисунок 11 – Схема нагружения короткого цилиндра

В связи со спецификой заданных нагрузок и с учетом физической и геометрической симметрии напряженно-деформированное состояние короткого цилиндра можно оценить, реализовав осесимметричную задачу теории упругости с учетом термического воздействия и радиационного облучения [21]. Задача рассматривается в несвязанной постановке.

Дифференциальные уравнения равновесия имеют вид:

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\sigma_r - \sigma_{\theta}}{r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial z} = 0, \\ \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{rz}}{r} + \frac{\partial \tau_{rz}}{\partial r} = 0, \end{cases}$$
(19)

где σ_{z} – осевые напряжения, τ_{rz} – касательные напряжения.

Считаем равными нулю касательные напряжения на торцах цилиндра и нормальные напряжения на его боковой поверхности. Кроме этого, будем считать, что точки, находящиеся на окружности, ограничивающей среднее поперечное сечение цилиндра (при $z = \frac{h}{2}$), не перемещаются в вертикальном направлении.

Запишем граничные условия в математической форме:

при r = 0:
$$u_r = 0$$
, $\frac{\partial u_z}{\partial r} = 0$;
при r = R: $\sigma_r = -P_1$, $\tau_{rz} = 0$;
при z = 0: $u_z = 0$, $\tau_{rz} = 0$;
при z = $\frac{H}{2}$: $\sigma_z = -P_2$, $\tau_{rz} = 0$;

где $\mathcal{U}_r, \mathcal{U}_z$ – радиальное и осевое перемещение, P_1, P_2 – внешнее давление на боковой и торцевой поверхности соответственно.

Эмпирическая функция радиационного распухания с флюенсом нейтронов $\Phi = \varphi t$ ($\Phi \le 7 \cdot 10^{22} \frac{\mu e \tilde{u} m p}{c M^2}$) для стали ОХ16Н15М3Б, являющаяся функцией

времени и температуры, принимается согласно [6]:

$$S(T(r),t) = 4,9 \cdot 10^{-51} \cdot (\varphi t)^{1,71} \cdot 10^{\frac{15490}{T} - \frac{5,9810^6}{T^2}},$$
(20)

где Т – стационарное температурное поле как функция координат, для сплошного цилиндра с внутренними источниками тепловыделения с учетом температурного воздействия с внешней поверхности имеет вид:

$$T(r,z) = T_s + \frac{q_v}{4\lambda} \left(R^2 - r^2\right), \tag{21}$$

где $q_v = \overline{q}_v \cdot K_z \cdot \cos\left(\frac{\pi H}{H + 2H_0} \cdot \frac{z}{H}\right), \ \overline{q}_v = 2,234 \cdot 10^8 \ \frac{Bm}{M^3}$ – мощность внутренних

источников теплоты; $T_s = 700 \ ^{\circ}C$. С учетом характеристик для стали ОХ16Н15М3Б [3] принято: $K_z = 1,2$; плотность потока быстрых нейтронов $\varphi = 2,81 \cdot 10^{19} \frac{He \tilde{u}mp}{cM^2 \cdot q}$;

 $\alpha = 16 \cdot 10^{-6} \, \frac{1}{{}^{0}C}; \ \nu = 0,3; \ E = 1,5 \cdot 10^{11}$ Па; $\lambda = 12 \, \frac{Bm}{{}_{\mathcal{M}^{2}} \cdot {}^{0}C}$. Размеры цилиндра:

H=40 мм; R= 5 мм. Поверхности температурного поля и радиационного распухания для момента времени 1000 ч приведены на рисунке 12.



Рисунок 12 – Поверхности температуры (а) и радиационного распухания (б) для 1000 часов облучения, сталь ОХ16Н15М3Б, плотность потока быстрых нейтронов

Т
$$\varphi = 2,81 \cdot 10^{19} \frac{\text{heimp}}{cM^2 \cdot 4}$$

Формулы обобщенного закона Гука при механическом, температурном нагружении и радиационном облучении имеют вид [21]:

$$\varepsilon_{r} = \frac{1}{E} \left(\sigma_{r} - \nu \left(\sigma_{\theta} + \sigma_{z} \right) \right) + \alpha \cdot T(r, z) + \frac{S(r, z)}{3},$$

$$\varepsilon_{\theta} = \frac{1}{E} \left(\sigma_{\theta} - \nu \left(\sigma_{r} + \sigma_{z} \right) \right) + \alpha \cdot T(r, z) + \frac{S(r, z)}{3},$$

$$\varepsilon_{z} = \frac{1}{E} \left(\sigma_{z} - \nu \left(\sigma_{\theta} + \sigma_{r} \right) \right) + \alpha \cdot T(r, z) + \frac{S(r, z)}{3},$$

$$\gamma_{rz} = \frac{\tau_{rz}}{G},$$
(22)

где $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ – модуль сдвига.

Геометрические соотношения Коши следующие [19]:

$$\varepsilon_{r} = \frac{\partial u_{r}}{\partial r}, \quad \varepsilon_{\theta} = \frac{u_{r}}{r}, \quad \varepsilon_{z} = \frac{\partial u_{z}}{\partial z},$$

$$\gamma_{zr} = \frac{\partial u_{r}}{\partial z} + \frac{\partial u_{z}}{\partial r}.$$
(23)

Выразив компоненты напряжений рассматриваемой задачи через перемещения $\mathcal{U}_r, \mathcal{U}_z$, и решая совместно (22) и (23), получены выражения для напряжений [22]:

$$\begin{split} \sigma_{r} &= E \Biggl(\frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{\partial u_{r}}{\partial r} + \frac{\nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} \frac{\partial u_{z}}{\partial z} + \frac{\nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} \frac{u_{r}}{r} - \\ &\quad -\frac{1}{1-2\nu} \alpha \cdot T(r,z) - \frac{1}{1-2\nu} \cdot \frac{S(r,z)}{3} \Biggr), \\ \sigma_{\theta} &= E \Biggl(\frac{\nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} \frac{\partial u_{z}}{\partial z} + \frac{\nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} \frac{\partial u_{r}}{\partial r} + \frac{1-\nu}{(1-2\nu)(1+\nu)} \frac{u_{r}}{r} - \\ &\quad -\frac{1}{1-2\nu} \alpha \cdot T(r,z) - \frac{1}{1-2\nu} \cdot \frac{S(r,z)}{3} \Biggr), \\ \sigma_{z} &= E \Biggl(\frac{(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{\partial u_{z}}{\partial z} + \frac{\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{\partial u_{r}}{\partial r} + \frac{\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \frac{u_{r}}{r} - \\ &\quad -\frac{1}{(1-2\nu)} \alpha \cdot T(r,z) - \frac{1}{(1-2\nu)} \cdot \frac{S(r,z)}{3} \Biggr), \\ \tau_{rz} &= \frac{E}{2(1+\nu)} \Biggl(\frac{\partial u_{r}}{\partial z} + \frac{\partial u_{z}}{\partial r} \Biggr). \end{split}$$
(24)

С учетом этих выражений ДУ равновесия (19) представим в виде системы

дифференциальных уравнений равновесия второго порядка в перемещениях:

$$E\left(\frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}\frac{\partial^{2}u_{r}}{\partial r^{2}} + \frac{\nu}{2(1-2\nu)(1+\nu)}\frac{\partial^{2}u_{z}}{\partial r\partial z} - \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}\frac{1}{r}\frac{\partial u_{r}}{\partial r} - \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}\frac{1}{r}\frac{\partial u_{r}}{\partial r} - \frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}\frac{1}{r}\frac{\partial u_{r}}{\partial r} - \frac{1}{2(1+\nu)}\frac{\partial^{2}u_{r}}{\partial z^{2}} - \frac{1}{1-2\nu}\alpha\cdot\frac{\partial T}{\partial r} - \frac{1}{1-2\nu}\cdot\frac{\partial S}{\partial r}\right) = 0,$$

$$E\left(\frac{(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)}\frac{\partial^{2}u_{z}}{\partial z^{2}} + \frac{\nu}{2(1+\nu)(1-2\nu)}\frac{\partial^{2}u_{r}}{\partial z\partial r} + \frac{\nu}{2(1-2\nu)}\frac{1}{1+\nu}\frac{1}{r}\frac{\partial u_{r}}{\partial z} + \frac{1}{2(1+\nu)}\frac{\partial^{2}u_{z}}{\partial r^{2}} - \frac{1}{(1-2\nu)}\alpha\cdot\frac{\partial T}{\partial z} - \frac{1}{(1-2\nu)}\cdot\frac{1}{3}\frac{\partial S}{\partial z}\right) = 0.$$
(25)

Решение такой системы дифференциальных уравнений второго порядка в частных производных с учетом сложных зависимостей (20) и (21) возможно только численным путем. Для ее решения применяется метод конечных разностей, позволяющий перейти от систем ДУ к их дискретным аналогам – системе алгебраических уравнений с неизвестными значениями перемещений U_r, U_z в контурных и внутриконтурных точках, применив пошаговое разбиение по времени и составив конечно-разностные уравнения для каждого из временных шагов. Расчетная схема и координатная сетка для построения конечно-разностных уравнений приведены на рисунках 13 и 14.







Рисунок 14 – Координатная сетка для построения конечно-разностных уравнений

Тогда система конечно-разностных аналогов дифференциальных уравнений (25) для внутренних точек области примет вид:

$$\frac{1-\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \cdot \frac{u_{r(i+1,j)} - 2u_{r(i,j)} + u_{r(i-1,j)}}{(\Delta r)^{2}} + \frac{1}{2 \cdot (1+\nu) \cdot (1-2\nu)} \cdot \frac{u_{z(i+1,j+1)} - u_{z(i-1,j+1)} - u_{z(i+1,j-1)} + u_{z(i-1,j-1)}}{4 \cdot \Delta z \cdot \Delta r} + \frac{1}{2 \cdot (1+\nu) \cdot (1-2\nu)} \cdot \frac{1}{r_{i}} \cdot \frac{u_{r(i+1,j)} - u_{r(i-1,j)}}{2\Delta r} + \frac{1}{2 \cdot (1+\nu)} \cdot \frac{u_{z(i,j+1)} - 2u_{z(i,j)} + u_{r(i,j-1)}}{(\Delta z)^{2}} - \frac{1}{-\frac{1}{1+\nu}} \frac{u_{r(i,j)}}{r_{i}^{2}} = \alpha \cdot \frac{1}{1-2\nu} \frac{T_{(i+1,j)} - T_{(i-1,j)}}{2 \cdot \Delta r} + \frac{1}{3} \cdot \frac{1}{1-2\nu} \frac{S_{(i+1,j)} - S_{(i-1,j)}}{2 \cdot \Delta r} + \frac{1}{3} \cdot \frac{1}{2 \cdot (1+\nu)} \cdot \frac{S_{(i+1,j)} - S_{(i-1,j)}}{2 \cdot \Delta r} + \frac{1}{2 \cdot (1+\nu) \cdot (1-2\nu)} \cdot \frac{u_{z(i+1,j)} - 2u_{z(i,j)} + u_{z(i-1,j)}}{(\Delta z)^{2}} + \frac{1}{2 \cdot (1+\nu) \cdot (1-2\nu)} \cdot \frac{u_{z(i+1,j)} - 2u_{z(i,j)} + u_{z(i-1,j)}}{4 \cdot \Delta z \cdot \Delta r} + \frac{1}{2 \cdot (1+\nu) \cdot (1-2\nu)} \cdot \frac{u_{z(i+1,j)} - 2u_{z(i,j)} + u_{z(i-1,j)}}{2\Delta z} + \frac{1}{2 \cdot (1+\nu)} \cdot \frac{1}{2 \cdot (1+\nu)} \cdot \frac{u_{z(i+1,j)} - 2u_{z(i,j)} + u_{z(i-1,j)}}{2\Delta r} = \frac{\alpha \cdot \frac{1}{(1-2\nu)} \frac{T_{(i,j+1)} - T_{(i,j-1)}}{2 \cdot \Delta z} + \frac{1}{3} \cdot \frac{1}{(1-2\nu)} \cdot \frac{S_{(i,j+1)} - S_{(i,j-1)}}{2 \cdot \Delta z} - \frac{S_{(i,j+1)} - S_{(i,j-1)}}{2 \cdot \Delta z} = \frac{\alpha \cdot \frac{1}{(1-2\nu)} \frac{T_{(i,j+1)} - T_{(i,j-1)}}{2 \cdot \Delta z} + \frac{1}{3} \cdot \frac{1}{(1-2\nu)} \cdot \frac{S_{(i,j+1)} - S_{(i,j-1)}}{2 \cdot \Delta z} - \frac{S_{(i,j+1)} - S_{(i,j-1)}}{2 \cdot \Delta z$$

На рисунке 15 приведена расчетная схема сечения цилиндра, в соответствии с которой формулируются граничные условия.



Рисунок 15 – Схема для формулировки граничных условий

Запишем условия для контурных точек области в конечных разностях в соответствии со сформулированными выше граничными условиями (рисунок 15): при *r* = 0 (сторона AB).

$$u_{r(1,j)} = 0,$$

$$\frac{u_{z(2,j)} - u_{z(1,j)}}{2 \cdot \Delta r} = 0,$$

при $z = 0$ (сторона AD):

$$u_{z(i,1)} = 0,$$

$$\frac{u_{r(i,2)} - u_{r(i,1)}}{\Delta z} + \frac{u_{z(i+1,1)} - u_{z(i-1,1)}}{2\Delta r} = 0,$$
(27)

при r = R (сторона CD):

 $P_{\rm DM} = \frac{U/2}{2}$

$$\begin{aligned} &\frac{u_{r(n,j+1)} - u_{r(n,j-1)}}{\Delta z} + \frac{u_{z(n,j)} - u_{z(n-1,j)}}{\Delta r} = 0, \\ &E \cdot \frac{1 - \nu}{(1 + \nu) \cdot (1 - 2\nu)} \cdot \frac{u_{r(n,j)} - u_{r(n-1,j)}}{\Delta r} + E \cdot \frac{\nu}{(1 + \nu) \cdot (1 - 2\nu)} \cdot \frac{u_{z(n,j+1)} - u_{z(n,j-1)}}{2\Delta z} + \\ &+ E \cdot \frac{\nu}{(1 + \nu) \cdot (1 - 2\nu)} \cdot \frac{u_{r(n,j)}}{r_n} = -P_1 + E \cdot \frac{1}{1 - 2\nu} \cdot \left(\alpha \cdot T_{(n,j)} + \frac{S_{(n,j)}}{3}\right), \end{aligned}$$

$$\frac{u_{r(i,m)} - u_{r(i,m-1)}}{\Delta z} + \frac{u_{z(i+1,m)} - u_{z(i-1,m)}}{2\Delta r} = 0,$$

$$E \cdot \frac{1 - v}{(1 + v) \cdot (1 - 2v)} \cdot \frac{u_{z(i,m)} - u_{z(i,m-1)}}{\Delta z} + E \cdot \frac{v}{(1 + v)(1 - 2v)} \cdot \frac{u_{r(i+1,m)} - u_{r(i-1,m)}}{2\Delta r} + E \cdot \frac{v}{(1 + v)(1 - 2v)} \cdot \frac{u_{r(i,m)} - u_{r(i-1,m)}}{2\Delta r} + E \cdot \frac{1}{1 - 2v} \cdot \left(\alpha \cdot T_{(i,m)} + \frac{S_{(i,m)}}{3}\right).$$

Расчет перемещений для контурных точек начинается со стороны AD (рисунок 14), для которой составляем n – уравнений для каждой принадлежащей этой стороне точки. Затем составляются (n-2) уравнения для контурных точек, принадлежащих стороне BC. При этом не учитываются точки B и C, для описания которых требуются значения функции в законтурных точках. Далее составляются m уравнений для точек стороны AB. Для стороны CD используются (m-2) систем уравнений, при этом не учитываются точки C и D [21].

Решение системы алгебраических уравнений (26), включающей неизвестные значения перемещений u_r , u_z в контурных и внутриконтурных точках, проводится в системе компьютерной математики MathCAD 15. Для указанных выше граничных условий получены выражения осевых и радиальных перемещений, компонент тензоров напряжений и деформаций для контурных и внутриконтурных точек области в конечных разностях. В соответствии с разработанным алгоритмом, расчет контурных значений неизвестных перемещений для различных моментов времени проводится через их контурные и внутриконтурные точки, что позволило снизить объем вычислительных операций и шаг сетки, повысив точность результатов. На основе созданного алгоритма разработана соответствующая компьютерная программа,

позволяющая получать численное решение системы ДУ (26) с граничными условиями (27). Программа предоставляет возможность пользователю варьировать не только физико-механическими и теплофизическими характеристиками материала, геометрическими размерами цилиндра и внешними воздействиями (эмпирической функцией радиационного распухания, внешней температурой, силовыми нагрузками), но и шагом сетки и граничными условиями, что значительно расширяет ее возможности.

На рисунке 16 для стали ОХ16Н15М3Б приведены типичные изолинии температуры и радиационного распухания для t=1000 часов облучения потоком быстрых нейтронов с кинетическими энергиями $\overline{E} > 0,1$ МэВ.



Рисунок 16 – Изотерма T(r, z) (а) и изолиния радиационного распухания S(r, z) (б) в момент времени t=1000 часов для стали OX16H15M3Б

Из представленных иллюстраций (рисунок 16, б) видно, что деформации тепловыделяющего материала направлены наружу. На начальном этапе нагружения наблюдается некоторое релаксационное падение напряжений в результате ползучести. В дальнейшем с течением времени происходит перераспределение по сечению деформаций и напряжений в результате радиационного распухания материала тела. После 1000 ч имеет место постоянный рост интенсивности напряжений.

Общий анализ поверхностей распределения напряжений по сечению модели показывает, что со временем наблюдается перетекание нагрузки с более нагретой стороны на менее нагретую, а в последующем, при накоплении значительных деформаций ползучести, в зоне менее нагретой стороны процесс перетекания внутренних напряжений возвращается в зону более нагретой стороны. Из полученных расчетов следует, что изменение механических характеристик рассмотренного модельного тела относительно стабильно только в первые 2000 ч деформирования, в дальнейшем зависимость напряжений и деформаций приобретает нестабильный характер. Вместе с тем, численные эксперименты показали, что цилиндрическая конструкция будет теоретически работоспособна практически до 3000 ч.

Из проведенного анализа следует, что начальные термосиловые напряжения, вызванные неравномерным полем температур и равномерной силовой нагрузкой, с течением времени уменьшаются, а появляющиеся остаточные механические деформации в результате ползучести не столь велики. В это время радиационное распухание относительно мало. С ростом распухания происходит увеличение напряжений. И в дальнейшем напряжения и деформации в значительной степени перераспределяются. Таким образом, напряжения в цилиндре растут со временем, кроме того наблюдается постепенное ускорение их роста, что, по-видимому, связано с радиационной составляющей необратимых деформаций. Получены зависимости компонент тензора напряжения $\sigma_r, \sigma_{\theta}, \sigma_z, \tau_{rz}$ и тензора деформаций $\mathcal{E}_r, \mathcal{E}_{\theta}, \mathcal{E}_z, \gamma_{rz}$ в зависимости от координат г и z. Исследована их зависимость от времени облучения и свойств материала (рисунки 17, 18) [21].



Рисунок 17 – Зависимости напряжений σ_r (а), σ_{θ} (б), σ_z (в) от координаты z в различных сечениях (рисунок 15) при t = 1000 ч облучения



Рисунок 18 – Распределение деформаций от координат

Кроме того, исследовано влияние температуры и радиационного распухания на напряжения, деформации и перемещения. Численные эксперименты показали, что дальнейшее повышение порядка аппроксимации не всегда оправдано: увеличивая число интервалов разбиения в схеме, можно лишь незначительно повысить точность вычислений, но при этом сильно усложняется система уравнений и ее решение.

Проведено решение некоторых тестовых задач. Достоверность результатов ввиду отсутствия аналитических решений такого рода задач проверялась при



отдельном механическом и температурном нагружении (рисунок 19).

а) температурное и радиационное нагружение б) температурное нагружение Рисунок 19 – Поля эквивалентных напряжений при 1000 ч облучения (сталь ОХ16Н15М3Б)

Сравнение результатов с аналитическим решением задач теории упругости и теплопроводности [19, 23] подтвердило достоверность конечно-разностных схем. При числе интервалов разбиения сетки k>20 погрешность численного расчета не превышает 0,3 %. Кроме того, проведена проверка согласованности конечно-разностных схем. Устойчивость конечно-разностной задачи проверялась методом фон Неймана. Для оценки сходимости разностных схем применялась теорема Лакса.

Научные результаты проведенных исследований имеют важное значение при создании новых технологических процессов и механизмов и могут быть использованы при разработке и создании новых конструкций на транспорте, в энергетике и атомной промышленности. Они позволяют оптимизировать форму и размеры существующих конструктивных элементов при термических, силовых и радиационных воздействиях.

По свойствам аустенитная нержавеющая сталь ОХ16Н15М3Б – это типичный представитель из семейства нержавеющих сталей, применяемых в тяжелой промышленности. Разброс свойств у других типов нержавеющей стали, как правило, небольшой [5], что позволяет обобщить результаты на данное семейство материалов и использовать это при проектировании и создании новых конструкций. Результаты, полученные по разработанной механико-математической модели с помощью созданных программных средств, достоверны с точностью до вводимых в программу теплофизических, механических и радиационных характеристик материалов.

Следует отметить, что при деформировании цилиндрических тел в условиях совместного сочетания внешнего давления, высокой неравномерной температуры и интенсивного облучения в них развивается ползучесть, протекающая в различных точках сечения с резко отличающейся скоростью, что может привести к значительному перераспределению напряжений с течением времени.

Заключение

В главе рассмотрено решение задачи по исследованию напряженнодеформированного состояния длинных и коротких цилиндрических тел, подверженных механическому нагружению, высокотемпературному нагреву и радиационному

облучению потоком быстрых нейтронов плотностью $\varphi = 2,81 \cdot 10^{19} \frac{\text{нейтр}}{c^{M^2} \cdot y}$ с энергией

 $\overline{E} > 0,1 M
i B$. Созданы механико-математические модели и разработана методика приближенного и численного решения такого рода краевых задач, алгоритм численной реализации и компьютерная программа определения НДС при совместном или раздельном термосиловом и радиационном воздействиях с возможностью оценки устойчивости конечно-разностных схем. Терморадиационные задачи в такой постановке по сути сведены к задачам термоупругости [18]. Для длинных сплошных круговых цилиндрических тел предложена методика аналитического решения задачи термоупругости при воздействии быстрых нейтронов с использованием методов аппроксимации и принципа суперпозиции [24]. Для коротких цилиндрических тел решение осесимметричной краевой задачи термоупругости проводится с использованием метода сеток. Программная реализация выполняется на базе системы компьютерной алгебры MathCAD. Получены зависимости перемещений, компонент тензора напряжений и деформаций от координат с обеспечением визуализации результатов и возможностью варьирования физико-механическими и теплофизическими характеристиками материала, размерами конечно-разностной сетки и параметрами нагружения [21]. Результаты тестовых расчетов показали хорошее согласие с точными аналитическими решениями для термоупругих задач, полученными С.П. Тимошенко, Дж. Гудьером и другими учеными [25].

Результаты численных экспериментов при термомеханическом нагружении и радиационном облучении аустенитной нержавеющей стали ОХ16Н15М3Б с флюенсом

нейтронов $\Phi = \varphi t$ ($\Phi \le 7 \cdot 10^{22} \frac{he \tilde{u} mp}{c M^2}$) дают основания полагать, что разрушение

тел цилиндрической геометрии произойдет при длительном нагружении в области упругих деформаций, увеличивающихся со временем. В случае сплошного цилиндра характерно, что максимальная интенсивность напряжений возникает на внешней поверхности, причем со временем их значения убывают.

Результаты проведенных исследований показали, что нарастание деформаций при термомеханическом нагружении и радиационном воздействии тел из нержавеющей стали ОХ16Н15М3Б может вывести из строя конструктивные элементы, работающие при высоких температурах и интенсивном облучении. Следовательно, допускаемые напряжения в элементах конструкций определялись не пределом текучести и прочности, а допускаемыми деформациями для заданного срока службы, которые зависят от условий нормальной эксплуатации. В этом и заключается особенность расчета конструктивных элементов, работающих при термомеханическом нагружении и радиационном облучении.

Список литературы:

1. Коляно, Ю.М. Температурные напряжения от объемных источников // Ю.М. Коляно, А.Н. Кулик. – Киев: Наукова думка, 1983. – 287 с.

2. Хвисевич, В.М. Интегральные уравнения осесимметричной краевой задачи стационарной термоупругости / В.М. Хвисевич, Ю.Д. Копейкин // Изв. АН СССР. Механика твердого тела. – 1991. – Вып. 6. – С.43–48.

3. Куликов, И.С. Прочность тепловыделяющих элементов быстрых газоохлаждаемых реакторов / И.С. Куликов, Б.Е. Тверковкин. – Минск: Наука и техника, 1984. – 103 с.

4. Ширвель, П.И. Прочность неравномерно нагретых цилиндрических тел в условиях ползучести и радиационного облучения / П.И. Ширвель, А.В. Чигарев, И.С. Куликов. – Минск: БНТУ, 2014. – 252 с.

5. Ширвель, П.И. Неосесимметричное напряженно-деформированное состояние длинных цилиндрических тел при ползучести и облучении : автореферат диссертации ... канд. физ.-мат. наук: 01.02.04 / П.И. Ширвель ; Белорус. нац. техн. ун-т. – Минск, 2013. – 23 с.

6. Лихачев, Ю.И. Прочность тепловыделяющих элементов ядерных реакторов / Ю.И. Лихачев, В.Я. Пупко. – М.: Атомиздат, 1972. – 280 с.

7. Куликов, И.С. Прочность элементов конструкций при облучении / И.С. Куликов, В.Б. Нестеренко, Б.Е. Тверковкин. – Минск: Навука і тэхніка, 1990. – 143 с.

упруговязкопластического 8. Горохов, B.A. Численное моделирование деформирования нержавеющих конструкций ИЗ сталей И графитов при квазистатических терморадиационных нагружениях: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.02.04 / В.А. Горохов. – Н. Новгород, 2007. – 113 с.

9. Ghorbanpour, A.A. Buckling analysis of a cylindrical shell, under neutron radiation

environment / A.A. Ghorbanpour, M. Ahmadi, A. Ahmadi, A. Rastgoo, A.A. Sepyani // Nuclear Engineering and Design. – 2012. V. 242. – P. 1–6.

10. Киселевский, В.Н. Прочность конструкционных материалов ядерных реакторов / В.Н. Киселевский. – Киев: Наукова думка, 1990. – 163 с.

11. Аль-Самави, А.Х. Радиационное распухание металлов: дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / А.Х. Аль-Самави. – Барнаул, 2004. – 121 с.

12. Партон В.З. Методы математической теории упругости / В.З. Партон, П.И. Перлин. – М.: Наука, 1981. – 673 с.

13. Мартыненко, М.Д. Решение задачи термоупругости методом квазифункций Грина / М.Д. Мартыненко, М.А. Журавков, Е.А. Гусак // Математическая физика. – Л., 1987. – С. 84–87.

14. Гейтвуд, Я.Е. Температурные напряжения применительно к самолетам, снарядам, турбинам и ядерным реакторам / Пер. с англ. М.Ф. Диментберга [и др.]. – М.: Изд. иностр. лит., 1959. – 349 с.

15. Коваленко, А.Д. Избранные труды / А.Д. Коваленко. – Киев: Наукова думка, 1976. – 762 с.

16. Новацкий, В. Вопросы термоупругости / В. Новацкий. – М.: Изд-во АН СССР, 1962 – 364 с.

17. Галлагер, Р. Основы МКЭ / Р. Галлагер. – М.: Мир, 1984. – 428 с.

18. Хвисевич, В.М. Осесимметричное напряженно-деформированное состояние длинного цилиндра при терморадиационном и механическом воздействиях / В.М. Хвисевич, А.И. Веремейчик // Механика. Научные исследования и учебнометодические разработки : межд. сб. науч. ст. / Белорус. гос. ун-т транспорта. – Гомель, 2013. – С. 21–28.

19. Тимошенко, С.П. Теория упругости / С.П. Тимошенко, Дж. Гудьер. – М.: Наука, 1975. – 576 с.

20. Хвисевич, В.М. Исследование напряженно-деформированного состояния сплошного цилиндра при температурном, механическом и радиационном нагружении / В.М. Хвисевич, А.И. Веремейчик // Вестник Брестского гос. техн. ун-та. – 2012. – № 4. – С. 25–28.

21. Хвисевич, В.М. Моделирование напряженно-деформированного состояния цилиндрических тел конечной длины при нагреве и нейтронном облучении / В.М. Хвисевич, А.И. Веремейчик, В.В. Гарбачевский // Теоретическая и прикладная механика. – 2017. – Вып. 32. – С. 65–71.

22. Хвисевич, В.М. Осесимметричное термосиловое деформирование коротких цилиндрических тел при нейтронном облучении / В.М. Хвисевич, А.И. Веремейчик, В.В. Гарбачевский // Новые технологии и материалы, автоматизация производства: материалы межд. научно-технич. конф., Брест, 2–3 ноября 2016 г. / БрГТУ. – Брест, 2016. – С. 184–187.

23. Лыков, А.В. Теория теплопроводности / А.В. Лыков. – М.: Высшая школа, 1967. – 599 с.

24. Веремейчик, А.И. Исследование напряженно-деформированного состояния длинных цилиндрических тел при терморадиационном нагружении / А.И. Веремейчик, В.М. Хвисевич, В.В. Гарбачевский // Современные проблемы математики, механики, информатики : материалы Междунар. научн. конф., Тула, 16–20 сентября 2013 г. – Тула: Тульский гос. ун-т, 2013. – С. 504–510.

25. Веремейчик, А.И. Решение осесимметричной задачи теории упругости при терморадиационном воздействии / А.И. Веремейчик, В.М. Хвисевич // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии: материалы междунар. науч.- техн. конф., Могилев, 24–25 апреля 2014 г. – Могилев, 2014. – С. 65–66.

ГЛАВА 22 ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАТЕХНИКИ ИЗ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И УЛУЧШЕНИЯ ИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ

Юркевич С.Н., Алифанов А.В., Люцкевич А.И., Юркевич-Потоцкая К.С.

ОАО «558 Авиационный ремонтный завод», ГНУ «Физико-технический институт НАН Беларуси»

Актуальность исследований

Магнитно-импульсная обработка материалов (МИО) достаточно известна. Применяется для упрочнения инструмента из быстрорежущих сталей, штамповки деталей из материалов с высокой электропроводностью (меди и её сплавов, алюминиевых сплавов и т.д.). В данной работе рассмотрим применение МИО с целью изменения структуры поверхностного слоя и упрочнения поверхности деталей из титановых и алюминиевых сплавов, стали 12X18H10T и иных сталей малой твердости (малоуглеродистых сталей).

Детали из титановых сплавов широко применяются в авиационной технике. При сравнимой прочности они гораздо легче стальных деталей, однако уступают стальным деталям по износостойкости. С целью повышения износостойкости и поверхностной твердости авиационных деталей из титановых сплавов, проводится их хромирование или никелирование. Электроосаждение хрома на титановые сплавы сопряжено со значительными трудностями. Одной из них является невозможность нанесения хромового покрытия на детали с макробалльностью, по разным источникам, от 7 и более баллов (1) и 5 и более баллов (2). То же самое и с никелевым покрытием (3). В настоящее время приобретаемый (особенно на биржах) сортамент часто имеет макробалльность выше 6 баллов. Обнаруживается отклонение по макробалльности, как правило, лишь после отслоения покрытия, т.е. после проведения череды дорогостоящих и длительных операций. Поскольку структура формируется на стадии проката и отклонения по балльности являются следствием нарушения его режимов, то и исправлять структуру необходимо при той же или большей температуре, а это не менее 1300 °C. Печи с такой температурой есть не везде, и при исправлении структуры уходят размеры.

Детали из алюминиевых сплавов также широко используются в авиатехнике из-за своего малого веса. Прочность их уступает прочности стальных деталей и деталей из титановых сплавов. Детали из алюминиевых сплавов можно использовать и в качестве прессформ для производства резино-технических изделий, их изготовления обходится значительно дешевле изготовления стальных прессформ. Но алюминиевые прессформы недолговечны. Увеличение их твердости поверхности дало бы возможность применения алюминиевых прессформ в мелкосерийном производстве.

На деталях из титановых и алюминиевых сплавов часто требуется чистота поверхности порядка Ra 0,8-0,6. Получить данные параметры возможно метом шлифования, однако при шлифовании деталей из титановых сплавов возможны прижоги, а при шлифовании деталей из алюминиевых сплавов происходит быстрое засаливание шлифовального круга.

Широко используются в авиатехнике детали из нетермоупрочняемых сталей типа 12Х18Н10Т. Они не ржавеют, обладают высокой жаропрочностью. Однако их прочность и износостойкость оставляют желать лучшего. Для повышения износостойкости на подобные детали наносят хромовое покрытие.

Рассмотрим возможности МИО по получению необходимых свойств поверхностей деталей из титановых и алюминиевых сплавов, сталей типа 12Х18Н10Т для упрочнения деталей авиатехники и улучшения ИХ технологических, эксплуатационных и функциональных свойств.

Методика проведения эксперимента. Рассмотрим возможности МИОМ по получению необходимых свойств поверхностей деталей из титановых и алюминиевых сплавов, сталей типа 12X18H10T для решения поставленных задач:

- модификация поверхности (уменьшение макробалльности) для получения равномерного осажденного герметичного хромового покрытия на изделиях из титановых сплавов (ВТ3-1, ОТ4, ОТ4-1, ВТ5-1, ВТ5Л, ВТ6 (ВТ6С), ВТ9, ВТ22, ВТ23);

- упрочнение поверхности деталей из алюминиевых сплавов;

- получения необходимой шероховатости поверхности;

- упрочнение поверхности деталей из сталей типа 12Х18Н10Т.

Исследования макро-микроструктуры проводились на образцах, подвергнутых магнитно-импульсной обработке поверхности:

- шток из титанового сплава ВТ6С (импульс – 6,1 кДж, число импульсов – 5, напряжение – 5,2 кВ);

- образцы титанового сплава с маркировками № 2 (контрольный, исходный), № 3 (3 имп. х 4 кДж), № 4 (3 имп. х 6 кДж), № 5 (3 имп. х 8 кДж);

- образец дюралюмина Д16 с маркировкой № 3 (5 имп., энергия импульса - 6,1 кВт);

- образцы титанового сплава ВТ6С с маркировкой № 2 с одной (3 имп., энергия импульса - 6,1 кВт), двумя (4 имп., энергия импульса - 6,1 кВт), тремя (6 имп., энергия импульса - 6,1 кВт) засечками.

- образец из стали 12Х18Н10Т с Сг-покрытием, энергия импульса 6,2 Дж, число импульсов 9.

Исследование микроструктуры проводили на световом микроскопе «MeF-3» фирмы «Reichert» (Австрия) при увеличении \times 100, \times 200, \times 500.

Измерение микротвердости проводилось на микротвердомере «Micromet-II» с нагрузкой 50 г. по ГОСТ 9450-76.

Съемку макроструктуры исследуемых образцов проводили с помощью цифрового фотоаппарата Canon (PowerShot SX200).

МИО деталей из титановых и алюминиевых сплавов

Общий вид и макроструктура штока из титанового сплава ВТ6С представлены на рисунке 1.



а) общий вид; б) промежуточная зона нагрева; в) основная зона нагрева;
 г) на расстоянии 20 мм от заглушки
 Рисунок 1 – Общий вид (а) и макроструктура (б-г) штока из титанового сплава ВТ6С после магнитно-импульсной обработки

На рисунке 1 видно, что макроструктура имеет различную балльность в зависимости от участка на поверхности штока:

- в промежуточной зоне нагрева - 10 балл;

- в основной зоне нагрева 8-9 балл;
- на расстоянии 20 мм от заглушки 6-7 балл.

Макроструктура титановых образцов с маркировками № 2, 3, 4, 5 представлена на рисунке 2.



а) образец с маркировкой № 2; б) образец с маркировкой № 3; в) образец с маркировкой № 4; г) образец с маркировкой № 5 Рисунок 2 – Макроструктура титановых образцов после магнитно-импульсной обработки

Определено, что балл макроструктуры составляет:

- образец с маркировкой № 2 (контрольный) – в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 7, 8 балл;

- образец с маркировкой № 3 (импульс 4 кДж) - в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 7, 8 балл;

- образец с маркировкой № 4 (импульс 6 кДж) - в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 7, 8 балл;

- образец с маркировкой № 5 (импульс 8 кДж) - в сердцевине 7, 8 балл, у края поверхности 6 балл.

Т.к. оценка макроструктуры показала уменьшение балла зерна у края поверхности относительно сердцевины в образце № 5, на нем проводилось исследование микроструктуры с определением глубины воздействия магнитно-импульсной обработки. Исследование микроструктуры показало, что глубина измененного относительно сердцевины слоя у края поверхности составляет 1,5-2 мкм, возможно, это слой измененной структуры от воздействия ударной волны с микротвердостью 3000 -3100 МПа (рисунок 3).

Затем наблюдается зона с незначительно измельченной структурой толщиной 10-20 мкм с микротвердостью 3600-3800 МПа, микротвердость сердцевины составляет 3500 – 3700 МПа.





а, б) x100; в, г) x200; д, е) x500 Рисунок 3 – Микроструктура образца титанового сплава с маркировкой №5 после магнитно-импульсной обработки у края поверхности (а, в, д) и сердцевине (б, г, е)

Общий вид и макроструктура образцов титанового сплава ВТ6С с маркировкой № 2 с одной, двумя, тремя засечками до и после травления представлены на рисунке 4.



а) до травления; б) после травления

Рисунок 4 - Общий вид и макроструктура образцов титанового сплава ВТ6С с маркировкой № 2 с одной, двумя, тремя засечками до и после травления после магнитноимпульсной обработки

Балл макроструктуры составляет:

- с одной засечкой (3 имп.) – в сердцевине 7,8 балл; на поверхности 5, 6 балл;

- с двумя засечками (4 имп.) - в сердцевине 7,8 балл; на поверхности 5 балл;

- с тремя засечками (6 имп.) - в сердцевине 7,8 балл; на поверхности 4, 5 балл.

Толщина измененного слоя у края поверхности на образце дюралюмина Д16 с маркировкой №3 после магнитно-импульсной обработки составляет 0 – 20 мкм (рисунок 5).



а) х тоо, о) х200, в) х500 Рисунок 5 – Микроструктура образца дюралюмина Д16 с маркировкой № 3 после магнитно-импульсной обработки у края поверхности.

Видно, что по структуре на образце дюралюмина измененный слой у края поверхности имеет измельченную структуру. Микротвердость у края поверхности дюралюмина Д16 – 970-990 МПа, в сердцевине 900-950 МПа.

Микроструктура образца дюралюмина Д16 после магнитно-импульсной обработки в сечениях 1 и 2 (возле торца и посередине) представлена на рисунке 6.





а, б) край сечения 1 (возле торца), x50, x100; в, г) сердцевина сечения 1 (возле торца), x50, x100; д, е) край сечения 2(посередине), x50, x100; ж, з) сердцевина сечения 2 (посередине), x50, x100; Рисунок 6 – Микроструктура образца дюралюмина Д16 после магнитно-импульсной обработки в двух сечениях (рег. № 18457)

На рисунке видно, что у края образца в двух сечениях присутствует уплотненный слой с деформированными зернами в виде волокон на глубину не более 20 мкм с микротвердостью, измеренной на поверхности образца, равной 700-800 МПа относительно сердцевины 500-600 МПа.

Анализ представленных данных показывает следующее:

По образцам из титановых сплавов:

- имеется зависимость уменьшения макробалльности с увеличением мощности импульса;

- имеется зависимость по уменьшению макробалльности с увеличением количества импульсов;

- уменьшение макробалльности образцов при использовании МИОМ;

- наличие приповерхностного слоя с измельчённой микроструктурой и увеличенной микротвердостью.

По образцам из алюминиевых сплавов:

- наличие приповерхностного слоя с измельчённой микроструктурой;

- увеличение микротвёрдости приповерхностного слоя;

- увеличение микротвёрдости приповерхностного слоя образа из сплава Д16 значительно выше, чем у образца из сплава Д16Т.

На образцах из цветных сплавов получается пресс-эффект, позволяющий получить дополнительное упрочнение поверхности детали.

Выводы

Модифицирование поверхности деталей из титановых сплавов путем изменения МИОМ макробалльности поверхностного слоя позволит наносить качественные покрытия на детали со структурой, имеющей макробалльность от 5 и более баллов. Возможно использовать МИОМ для изменения балльности поверхностного слоя.

Возможно использование МИОМ для упрочнения приповерхностного слоя деталей из алюминиевых и титановых сплавов, что увеличит их износостойкость и ресурс.

Возможно упрочнение отдельных поверхностей.

Применение магнитно-импульсной обработки на образце из стали 12X18H10T с хромовым покрытием

Общий вид стального образца с хромовым покрытием после магнитноимпульсной обработки с указанием выбранных заказчиком на исследование сечений – возле торца (сечение 1) и посередине (сечение 2) представлены на рисунке 7.



Рисунок 7 – Общий вид образца из стали с Сг-покрытием (рег. № 18456) после магнитноимпульсной обработки с указанием вырезки сечений 1 и 2.

Результаты.

Микроструктура образца стали с хромовым покрытием после магнитноимпульсной обработки в сечении 1 (возле торца) представлена на рисунке 8.



а) Увеличение x500



в) Увеличение х200



б) Увеличение х500



г) Увеличение х200



Рисунок 8 – Микроструктура образца стали с хромовым покрытием после магнитно-импульсной обработки, сечение 1 (возле торца) (рег. № 18456)

Толщина хромового покрытия составляет 18-20 мкм. Покрытие практически беспористое, имеет трещины. Пористость составляет не более 1-2 %. На границе раздела покрытие-основа наблюдаются несплошности в виде дырок. На стали в приграничной зоне присутствуют локальные участки МИО глубиной 30-40 мкм (рисунок 2 в, е) и участки со сплошным измененным слоем глубиной 10-20 мкм. Микротвердость хромового покрытия составляет 3900-4100 МПа, в приграничной зоне со стороны стали на участке обработки - 2400 МПа, в сердцевине - 1600 МПа.

Микроструктура образца стали с хромовым покрытием после магнитноимпульсной обработки в сечении 2 (посередине) представлена на рисунке 9.



а) Увеличение х500



б) Увеличение х500



Рисунок 9 – Микроструктура образца стали с хромовым покрытием после магнитно-импульсной обработки, сечение 2 (посередине) (рег. № 18456)

Толщина хромового покрытия неравномерна и составляет 10-20 мкм. Покрытие практически беспористое, имеет меньшее количество трещин, чем в сечении 1. Пористость не более 1-2 %. На границе раздела покрытие-основа также наблюдаются несплошности в виде дырок. На стали в приграничной зоне присутствует сплошной измененный слой глубиной 40-90 мкм. Микротвердость хромового покрытия 4000-4400 МПа, в приграничной зоне со стороны стали на участке обработки 2600- 3500 МПа, в сердцевине - 1600 МПа.

Анализ результатов

Обычная пористость хромового покрытия, нанесенного гальваническим способом, с последующей обработкой алмазным выглаживанием или БУФО составляет 5%. После МИО получена пористость 1-2%.

Трещины на покрытии, возможно, образовались из-за большой величины энергии МИО, воздействующей на образец.

Это подтверждается наличием упрочненного слоя глубиной 40-90 мкм под хромовым покрытием.

Упрочненный слой по микротвердости примерно в 2 раза выше микротвердости основного металла, в пересчете на σ=105 кгс/мм², при том, что основной металл имеет σ=55 кгс/мм². НV поверхностного слоя – 350кгс/мм², что соответствует твердости закаленной стали 30ХГСА.

Микротвердость хромового покрытия соответствует микротвердости молочного хрома.

Выводы

Возможно применение МИО для упрочнения (нагартовки) поверхностного слоя для деталей из сталей типа 12Х18Н10Т.

При корректировке режимов возможно применение МИО для обеспечения герметичного хромового покрытия.

Применение магнитно-импульсной обработки для улучшения

шероховатости поверхности деталей из титановых и алюминиевых сплавов

Рассмотрим возможности МИОМ по получению необходимых свойств поверхностей деталей из титановых и алюминиевых сплавов для получения необходимой шероховатости поверхности.

При различных режимах была проведена магнитно-импульсная обработка образцов из титановых и алюминиевых сплавов, сталей. Режимы и материал образцов представлены в таблице 1.



Рисунок 10 - Образец (11Э).

Образцы из алюминиевого сплава Д16Т:





Рисунок 11 - Образцы из сплавов Д16Т, Д16.

№ п\п	Материал	Маркировка	Режим обработки	Балл макроструктуры (в месте контроля)
1	BT6C	Контрольный (11Э)	Без обработки	6 с элементами 7-го
	BT6C	Контрольный (11Э) после МИО	Энергия – 6,1 кДж; напряжение – 5,2 кВ; число импульсов – 7.	4
2	Д16Т	1	Энергия – 6,1 кДж; напряжение – 5,2 кВ; число импульсов – 5.	
3	Д16	2	число импульсов – 9.	
4	30ХГСА	3	Энергия – 6,1 кДж; напряжение – 5,2 кВ; число импульсов – 5.	
5	12X18H10T		Энергия – 6,1 кДж; напряжение – 5,2 кВ; число импульсов – 9.	

Таблица 1 - Режимы магнитно-имп	ульсной обработки образцов.
---------------------------------	-----------------------------



Места измерения

Рисунок 12 - Схема измерения шероховатости.

Таблица 2. Изменение шероховатости на обработанных образцах Ra (мкм):			
Номер образца	Измерение в зоне 1	Измерение в зоне 2	Измерение в зоне 3
Материал – титановый сплав ВТ6С			
11Э до МИО	1,2	1,1	1,6
11Э после МИО 7	0,8-0,9	0,9	0,8-0,9
ИМП.			
Материал – сталь 30ХГСА (исходная шероховатость 6,3)			
Образец 3 (1 риска)	3,0	2,0	-
5 имп.			
Материал – алюминиевый сплав Д16Т и Д16 (исходная шероховатость 3,2)			
Образец 1 (1 риска)	1,1	0,86	-
5 имп.			
Образец 2, 9 имп.	1,4	0,9	0,9

Анализ полученных результатов.

После обработки МИО по титановым сплавам получено уменьшение шероховатости с Ra1,6 до Ra0,8, по алюминиевым сплавам уменьшение шероховатости с Ra3,2 до Ra0,9- Ra1,4, по стали уменьшение шероховатости с Ra6,3 до Ra2,0-Ra3,0. Независимо от марки материала с удалением от края индуктора улучшается шероховатость. Вероятно, это связано с распределением напряженности магнитного поля в индукторе.

Получение шероховатости Ra0,8 и Ra0,9 на титановых и алюминиевых сплавах после МИО показывает возможность использования МИО на этих сплавах вместо шлифования. На титановых сплавах это дает возможность исключить прижоги и улучшить макроструктуру, на алюминиевых сплавах – избежать засаливания шлифовальных кругов.

Улучшение шероховатости связано с уплотнением поверхностного слоя металлов при воздействии магнитного импульса.

Выводы.

1. Применение МИО значительно улучшает шероховатость поверхности обрабатываемой детали.

2. Возможно применение МИО при обработке деталей из титановых и алюминиевых сплавов вместо операции шлифования.

3. Возможно применение МИО для увеличение коррозионной стойкости деталей.

Улучшение коррозионной стойкости

Уплотнение поверхностного слоя приводит к увеличению коррозионной стойкости металлов.

Внешний вид образцов из стали 30ХГСА после годовой выдержки на воздухе, при T=23-25 C (рис. 13):





Рисунок 13 – образцы из стали 30ХГСА.

Обычно коррозионные поражения гораздо сильнее.

Общие выводы

Магнитно-импульсная обработка позволяет:

1 Модифицировать поверхности деталей из титановых сплавов путем изменения МИО макробалльности поверхностного слоя, что позволит наносить качественные покрытия на детали со структурой, имеющей макробалльность от 5 и более баллов. Использовать МИО для изменения балльности поверхностного слоя.

2 Использовать МИО для упрочнения приповерхностного слоя деталей из алюминиевых и титановых сплавов, что увеличит их износостойкость и ресурс.

3 Упрочнять отдельные поверхности деталей.

4 Значительно улучшать шероховатость поверхности обрабатываемой детали.

5 Применять МИО при обработке деталей из титановых и алюминиевых сплавов вместо операции шлифования.

6 При корректировке режимов обеспечивать герметичность хромового покрытия.

7 Применять МИО для увеличения коррозионной стойкости деталей.

8 Значительно, до нескольких минут, сократить время упрочнения поверхностных слоев деталей.

9 Упрочнять поверхностный слой для деталей из сталей типа 12X18H10T до уровня твердости закаленных сталей типа 30ХГСА.

Научно технический уровень и инновационность.

Впервые в СНГ исследовано использование МИО для модификации поверхности и упрочнения деталей авиатехники из сплавов цветных металлов и улучшения их технологических, эксплуатационных и функциональных свойств.

МИО открывает пути упрочнения поверхностных слоев деталей без использования ХТО или нагартовки механическим инструментом. Значительно сокращает время упрочнения. Нет необходимости в печах, станках и инструменте для упрочнения. Возможно применение в области ремонта авиационной техники, в области ремонта и восстановления механизмов транспорта и машиностроения, при изготовлении деталей.

Список литературы.

1 Инструкция ВИАМ ПИ 1.2.089-78 «Хромирование деталей из титановых сплавов» 2 Технологическое указание ТУК 100-75 «Хромирование деталей из титановых

сплавов»

3 Инструкция ВИАМ ПИ 1.2.023-77 «Химическое никелирование деталей из титановых сплавов»

	111 /06
	102
Андреев Б.А.	192
Антанович А.А.	182
Асланян Н. С.	210
Белоцерковский М.А.	88
Белявин К.Е.	272
Бердник О.Б.	291
Бурнаев А.В.	141
Веремейчик А.И.	385
Викарчук А А	327
Викторов С.Л	161
Вопоконский М В	5
	69
Гончарова И.В	00
грызунова п.п.	321
Гусев Д.Е.	141
жорник В.И.	88
КийкоВ.М.	344
Колесников С.А.	182
Коллеров М.Ю.	141
Коржов В.П.	344
Кочанов А.Н.	161
Кривина Л.А.	291
Кузнецов А.В.	125
Кукареко В.А.	88
Куранова Н Н	235
Песота А В	373
	406
Мадеронок В В	111
	68
	5
	ບ ວດດ
	300 45
Николаенко А.А.	45
Папиров И.И.	45
Перкас М.М.	192
Прядко А.И.	308
Пульнев С.А.	308
Пушин А.В.	235
Пушин В.Г.	235
Рубаник В.В.	373
Рубаник В.В. мл.	373
Савенков Г.Г.	125
Саркисян С. О.	210, 258
Сосновский И.А.	272
Страумал А.Б.	28
Сурсаева В Г	28
	5
	258
	200
	000 070
	212
царева и.п.	291
ционенко Д.А.	111
чугунова С.И.	68
Шокуров В.С.	45
Щитов Д.В.	5

Юркевич С.Н.	406
Юркевич-Потоцкая К.С.	406
Юсупов В.С.	192

Содержание

Актуальные г	проблемы прочности	3
Глава 1.	Мишин В.М., Щитов Д.В., Волоконский М. В., Филиппов Г.А. МИКРОМЕХАНИКА И ФИЗИКА ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ	5
Глава 2.	Сурсаева В.Г., Страумал А.Б. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И РАЗРУШЕНИЕ ПЛЁНОК СЕРЕБРА ПРИ ОТЖИГЕ	28
Глава 3.	Папиров И.И., Николаенко А.А., Шокуров В.С. ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО БЕРИЛЛИЯ ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ И ИЗУЧЕНИЕ ЕГО МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	45
Глава 4.	Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЕМЫЕ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ	68
Глава 5.	Жорник В.И., Белоцерковский М.А., Кукареко В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ УПРОЧНЕНИЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ТРЕНИИ В СРЕДЕ НАНОКОМПОЗИЦИОННОЙ СМАЗКИ	88
Глава 6.	Алифанов А. В., Малеронок В. В., Ционенко Д.А. ИССЛЕДОВАНИЕ УПРОЧНЕННЫХ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ С ПОМОЩЬЮ ТОКОВ ВЫСОКОЙ ЧАСТОТЫ	111
Глава 7.	Савенков Г.Г., Кузнецов А.В. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ, ВЫЗВАННЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЕМ СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ	125
Глава 8	Коллеров М.Ю., Гусев Д.Е., Бурнаев А.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ И ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	141
Глава 9.	Викторов С.Д., Кочанов А.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	161
Глава 10.	Антанович А.А., Колесников С.А. РАЗВИТИЕ СТРУКТУРЫ И ФОРМИРОВАНИЕ УРОВНЯ СВОЙСТВ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТРИЦ	182
Глава 11.	Андреев В.А., Юсупов В.С., Перкас М.М. ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ВЫПЛАВКА ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК ДИАМЕТРОМ 90-120 ММ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ДЛЯ ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ПОПЕРЕЧНОВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ	192

Глава 12.	Асланян Н. С., Саркисян С. О. ТЕРМОУПРУГОСТЬ МИКРОПОЛЯРНЫХ БАЛОК И ПЛАСТИН СО СТЕСНЕННЫМ ВРАЩЕНИЕМ	210
Глава 13.	Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ И ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	235
Глава 14.	Саркисян С.О., Хачатрян М.В. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТАТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОПОЛЯРНОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ С КРУГОВОЙ ОСЬЮ И МЕТОД КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	258
Глава 15.	Белявин К.Е., Сосновский И.А., Худолей А.Л. ИНДУКЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ БЫСТРОИЗНАШИВАЮЩИХСЯ ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ ПОРОШКОВЫМИ ПОКРЫТИЯМИ	272
Глава 16.	Бердник О.Б., Царева И.Н., Кривина Л.А. АКТУАЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛА ТЕРМОНАГРУЖЕННЫХ ЗОН ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ УСТАНОВОК	291
Глава 17.	Пульнев С.А., Прядко А.И., Николаев В.И. ДВИГАТЕЛИ И ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu-Al-Ni	308
Глава 18.	Викарчук А.А., Грызунова Н.Н. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ИЗДЕЛИЯ ИЗ НИХ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫЕ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТИВНЫХ НАНОТЕХНОЛОГИЙ ГЛУБОКОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ОТ ТОКСИЧЕСКИХ ЗАГРЯЗНЕНИЙ	327
Глава 19.	Коржов В.П., КийкоВ.М. ЖАРОПРОЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ ИЗ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫЕ ТВЕРДОФАЗНЫМ МЕТОДОМ: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	344
Глава 20	Лесота А.В., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В. РАСЧЕТ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА	373
Глава 21	Хвисевич В.М., Веремейчик А.И. РЕШЕНИЕ НЕКОТОРЫХ ТЕРМОУПРУГИХ ЗАДАЧ ДЛЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ТЕЛ С УЧЕТОМ РАДИАЦИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	385
Глава 22	Юркевич С.Н., Алифанов А.В., Люцкевич А.И., Юркевич- Потоцкая К.С. ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ И УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАТЕХНИКИ ИЗ СПЛАВОВ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И УЛУЧШЕНИЯ ИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ	406

Авторский указатель	419
Содержание	420

Научное издание

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

Монография

В 2-х томах

Том 1

Все работы публикуются в авторской редакции Ответственный за издание Царенко Ю.В. Компьютерная верстка Дубровской Т.С., Какойченко С.Ю.

Подписано к печати <u>02.05.2018</u>. Формат <u>60х90 ¹/₈</u>. Усл. печ. листов <u>51,1</u>. Уч.-изд. листов <u>43,1</u>. Тираж <u>100</u> экз. Заказ № <u>127</u>.

Выпущено редакционно-издательским отделом Витебского государственного технологического университета 210038, г. Витебск, Московский пр., 72. Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/172 от 12 февраля 2014 г. Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 3/1497 от 30 мая 2017 г.