

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

Монография Том 2

> Витебск 2019

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ ИНСТИТУТ ТЕХНИЧЕСКОЙ АКУСТИКИ НАН БЕЛАРУСИ ИНСТИТУТ ФИЗИКИ ТВЕРДОГО ТЕЛА РАН

Перспективные материалы и технологии

Монография

В 2-х томах

Том 2

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

> Витебск Беларусь 2019

УДК 539.2 ББК 22.25 П 27

Перспективные материалы и технологии: монография: в 2 томах / под. ред. чл.-корр. Рубаника В.В. - Витебск: УО «ВГТУ», 2019. – Т.2. - 317 с.

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:

Бейгельзимер Я.Е., Белоцерковский М.А., Белявин К.Е., Бердник О.Б., Варюхин В.Н., Ващенко И.М., Вегера И.И., Веремейчик А.И., Гайлевич Э.В., Гилев М.В., Горностырев Ю.Н., Зайцев Д.В., Зуев С.М., Измоденова М.Ю., Классен Н.В., Клюева Е.С., Коржов В.П., Корячко М.В., Кривина Л.А., Кропачева Н.Ю., Кузнецов А.В., Курилёнок А.А., Лобанов М.Л., Маркова Г.В., Масленников К.Б., Мишин В.В., Мишин В.М., Овчинников Е.В., Павилайнен Г.В., Панфилов П.Е., Платов С.И., Плужникова Т.Н., Покидов А.П., Прокофьева О.В., Савенков Г.Г., Саркисян А. А., Саркисян С.О., Скворцов А.А., Сосновский А.В., Сосновский И.А., Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Филиппов Г.А., Хаймович П.А., Хвисевич В.М., Ходюш В.Е., Царева И.Н., Цебрук И.С., Чекан Н.М., Эйсымонт Е.И., Юркевич С.Н., Юркевич-Потоцкая К.С., Яловик А.И.

Рецензенты:

Глезер А.М. – доктор физ.-мат. наук, профессор (Москва, Россия) Клубович В.В. – академик НАН Беларуси, доктор технических наук, профессор



ISBN 978-985-481-613-5 ISBN 978-985-481-615-9 (т.2) © ИТА НАН Беларуси © ИФТТ РАН © Издательство УО «ВГТУ», 2019

РУБАНИК ВАСИЛИЙ ВАСИЛЬЕВИЧ (к 70-летию со дня рождения)

9 мая 2019 года исполнилось 70 лет известному ученому в области ультразвуковой обработки материалов, члену-корреспонденту НАН Беларуси, доктору технических наук

Рубанику Василию Васильевичу



Василий Васильевич родился в 1949 г. в д. Бутово, Витебской области. В 1971 году окончил Минский радиотехнический институт (в настоящее время Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники). После окончания служил на Краснознаменном Тихоокеанском флоте в центре спутниковой связи. Уже в эти годы проявилось его стремление к исследовательской работе. И вот уже более 40 лет он работает в НАН Беларуси, где прошел путь от старшего инженера до директора института! В 1978 году был приглашен на работу в филиал Института физики твердого тела и полупроводников, созданный в конце 1975 г. (с 1994 г. Институт технической акустики НАН Беларуси), в котором работал в качестве руководителя группы, младшего научного сотрудника, старшего научного сотрудника, ведущего научного сотрудника, заведующего лабораторией, заместителя директора по научной работе, директора института.

В 1984 году успешно защитил кандидатскую, в 2005 году – диссертацию на соискание ученой степени доктора технических наук. В 2014 году был избран членом-корреспондентом НАН Беларуси.

Рубаник В.В. является известным ученым в области физического материаловедения, ультразвуковой обработки материалов. Им создана научная школа по термоупругим фазовым превращениям при внешних высокоэнергетических воздействиях. Исследования термомеханического поведения сплавов с эффектом памяти формы при ультразвуковом воздействии позволили обнаружить «аномальный» эффект Блага-Лангенекера и впервые осуществить инициирование эффектов памяти формы с помощью ультразвуковых колебаний. Под его руководством исследованы и разработаны новые способы генерации реактивных механических напряжений и задания памяти формы с помощью ультразвуковых колебаний. Фундаментальные исследования легли в основу для разработки передовых технологий обработки сплавов никелида титана, позволяющих получать полуфабрикаты для изготовления изделий технического и медицинского назначения. Созданы научные основы и методы использования мощного ультразвука в различных технологических процессах: пластического деформирования, термической обработки, прессования порошковых материалов, сварки различных материалов и др.

За время научной деятельности Рубаником В.В. опубликовано свыше 700 научных работ, в том числе получено 65 авторских свидетельств на изобретения и патентов, издано 16 монографий и 9 учебных пособий. Под его научным руководством защищены 4 кандидатские и 1 докторская диссертации. Он является членом специализированного совета по защите кандидатских диссертаций при УО «Витебский государственный технологический университет» (ВГТУ), членом Общего собрания НАН Беларуси, научного совета БРФФИ. экспертного совета ВАК Беларуси «Машиностроение И металлургия», членом редакционной коллегии ряда

материаловедческих журналов Беларуси и России. На общественных началах руководит совместной с ВГТУ лабораторией «Перспективные материалы и технологии».

Рубаник В.В. является заместителем председателя и руководителем по Беларуси Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности материалов, под эгидой которого ежегодно выступает председателем организационного комитета проводимых на базе ИТА НАН Беларуси научно-технических мероприятий:

– Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (2007, 2010, 2012 и 2018 гг.);

– Международного симпозиума «Перспективные материалы и технологии» (2008, 2009, 2011, 2013, 2015, 2017 и 2019 гг.);

– Международной научной конференции «Сплавы с эффектом памяти формы» (2014 г.).

– Международной научной конференции «Техническая акустика: разработки, проблемы, перспективы» (2016 г.).

Рубаник В.В. имеет тесные творческие научные связи в области физического материаловедения, физики прочности и пластичности с ведущими академическими и учебными институтами стран СНГ, зарубежными научными центрами (США, Португалия, Германия, Турция, Литва, Китай, Индия, Вьетнам, Южная Корея, Египет и др.). Является руководителем ряда научных тем, выполняемых в рамках государственных программ научных исследований, БРФФИ, региональной программы «Инновационное развитие Витебской области» и хозяйственных договоров; председателем научно-технического совета по РНТП «Инновационное развитие Витебской области». Реализация программы обеспечивает создание новых производств на действующих предприятиях, способствует технологическому обновлению предприятий, активизации их инновационной деятельности, а также расширению участия академической, вузовской и отраслевой науки в решении первоочередных проблем региона.

В 2014 году за многолетний плодотворный труд, достижение высоких творческих показателей, значительный личный вклад в развитие научной деятельности Рубаник В.В. был награжден государственной наградой - медалью Франциска Скорины. Также является лауреатом премии Национальной академии наук Беларуси (2008 г. и 2017г.), награждался Почетной грамотой Совета Министров Республики Беларусь, памятным знаком «В честь основания Национальной академии наук Беларуси», Почетной грамотой Национальной академии наук Беларуси, Почетными грамотами различных министерств И ведомств, Дипломом Международного Алфёровского фонда поддержки образования и науки. В 2018 году стал первым белорусом, награжденным Почетной Медалью им. академика Г.В. Курдюмова «За выдающиеся заслуги в области физического металловедения».

В Рубанике В.В. гармонично сочетаются качества талантливого организатора и ученого, педагога. Ему всегда присущ высокий профессионализм, эрудиция, трудолюбие, доброжелательность к людям и высокая требовательность к себе.

Глава 1. ИНЖЕНЕРНЫЕ МЕТОДЫ РАСЧЕТА ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ В ПРОЦЕССАХ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОКРЫТИЙ

¹Белявин К.Е., ²Сосновский И.А., ²Курилёнок А.А. ¹Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Республика Беларусь, <u>dz-m@tut.by</u> ²Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь, sos3@tut.by

Введение. Одним из наиболее эффективных методов нанесения порошковых покрытий на детали является центробежная индукционная наплавка (ЦИН) порошка к их поверхности [1]. Указанный метод позволяет наносить покрытия на внутренние, наружные, торцевые поверхности детали, а также на несколько поверхностей одновременно.

Принципиальная схема устройства для нанесения порошкового покрытия на внутреннюю поверхность детали методом ЦИН представлена на рисунке 1. В соответствии с этим методом доза порошкового материала помещается во внутреннюю полость заготовки, которая закрывается крышками с торцов через антипригарные прокладки. Заготовка закрепляется на центробежной установке, позиционируется относительно индуктора, приводится во вращение вокруг собственной оси и нагревается индуктором генератора тока высокой частоты. При достижении заготовкой температуры плавления, контролируемой оптическим пирометром, ее изотермический нагрев прекращается, и она охлаждается до 700-900 К. После этого вращение заготовки прекращается, она снимается с центробежной установки и охлаждается до комнатной температуры в статическом состоянии. Покрытие, нанесенное таким образом на заготовку, обрабатывается с целью придания ему определенного размера.

Известные методы решения тепловых задач при индукционной наплавке порошковых покрытий [2–4] не учитывают наличие радиационного теплообмена между поверхностями заготовки, что существенно снижает точность расчетов. Применяющиеся для решения таких задач операционные методы и метод конечных интервалов не пригодны для инженерной практики, поскольку включают чрезвычайно громоздкие математические вычисления, требующие использования вычислительной техники.

Целью настоящей работы является разработка инженерных методов расчета температурно-временных параметров центробежной индукционной наплавки тонкослойных, толстослойных и многослойных порошковых покрытий к поверхностям деталей, а также средств автоматического регулирования и стабилизации температурных режимов процесса ЦИН.



1 – зажимные крышки; 2 – индуктор; 3 – деталь; 4 – припекаемый порошок;
 5 – антипригарные прокладки; 6 – ось детали.
 Рисунок 1 – Принципиальная схема центробежной индукционной наплавки с наружным нагревом ТВЧ

Основные допущения для процесса наплавки тонкослойного покрытия.

Анализ основных особенностей технологии ЦИН позволяет сделать вывод, что наиболее важной стадией технологического процесса, определяющей физикомеханические и эксплуатационные свойства получаемых двухслойных полых изделий, является изотермическая выдержка при температуре плавления порошкового материала. Основная техническая задача на этой стадии – поддержание заданной средней температуры порошкового слоя (температуры плавления) в течение определенного промежутка времени (времени плавления). При этом термические режимы на предыдущих стадиях нагрева не оказывают существенного влияния на кинетику процесса наплавки порошкового слоя к подложке.

Толщина порошкового слоя, как правило, значительно меньше толщины детали и радиуса кривизны ее поверхности. Свободную внутреннюю поверхность порошкового слоя и торцы двухслойного цилиндра можно считать теплоизолированными. Следовательно, термическим сопротивлением порошкового слоя можно пренебречь, а распределение температуры по ее толщине считать однородным и равным температуре внутренней поверхности подложки. При этом, начиная с определенного значения критерия Фурье, наступает квазистационарный режим теплопроводности, когда распределение температуры в подложке не изменяется по форме, но температура в каждой точке растет во времени с постоянной относительной скоростью. По достижении внутренней поверхностью цилиндрической заготовки температуры плавления порошкового материала температуру этой поверхности поддерживают постоянной путем управления мощностью источника нагрева (генератора токов высокой частоты). При этом распределение температуры по толщине заготовки является стационарным, а мощность, выделяемая внутренними источниками равна тепловому потоку с наружной поверхности заготовки, который обусловлен конвективным и лучистым теплообменом с окружающей средой.

Осуществление контроля и регулирования температуры внутренней поверхности вращающейся заготовки или порошкового слоя в технологическом процессе ЦИН является технически сложной задачей, рациональное решение которой возможно только при экспериментальных исследованиях. Поэтому на практике, как правило, используется контроль температуры наружной поверхности бесконтактными пирометрическими методами. Таким образом, для поддержания заданной температуры порошкового слоя на стадии режима плавления требуется определить температурный перепад по толщине заготовки путем решения стационарной задачи теплопроводности для полого цилиндра с наружным источником тепла. При этом, так как на практике толщина стенки цилиндра существенно меньше его диаметра и перепад относительно 25 температуры мал (меньше К), зависимостью теплопроводности от температуры можно пренебречь.

Математическая формулировка и решение стационарной задачи теплопроводности при наплавке тонкослойного покрытия.

Исходя из вышеприведенного анализа основных особенностей технологии ЦИН и сделанных допущений стационарную задачу теплопроводности на стадии наплавки порошкового слоя на внутреннюю поверхность полой цилиндрической заготовки можно сформулировать следующим образом. Одномерное температурное поле в заготовке описывается дифференциальным уравнением:

$$\frac{\lambda}{R}\frac{d}{dR}\left(R\frac{dT}{dR}\right) + q_{\nu} = 0, \qquad (1)$$

Пусть на внутренней поверхности цилиндра ($R = R_1$) теплообмен отсутствует, а на наружной поверхности ($R = R_2$) поддерживается температура $T = T_2$. Тогда граничные условия имеют вид:

$$\left. \frac{dT}{dR} \right|_{R=R_1} = 0; \tag{2}$$

$$T\big|_{R=R_2} = T_2. \tag{3}$$

Учитывая (2) и (3), после первого интегрирования уравнения (1) получим:

$$\lambda \frac{dT}{dR} = -\frac{1}{R} \int_{R_1}^{R} q_v \cdot \rho d\rho , \qquad (4)$$

а после второго интегрирования -

$$T - T_2 = \frac{1}{\lambda} \int_R^{R_2} \frac{dr}{r} \int_{R_1}^r q_\nu \rho d\rho \,. \tag{5}$$

Из теории индукционного нагрева известно [5], что мощность тепловых источников, выделяемая в элементарном слое толщиной *dx* на глубине *x* определяется из соотношения:

$$dR = \frac{1}{2} S \rho_{\mathfrak{I}} \delta_{me}^2 e^{-2x/\Delta} dx.$$
 (6)

Здесь $\Delta \approx 503 \sqrt{\rho_{9} / \mu f}$. При этом, если деталь имеет не плоскую, а цилиндрическую форму, это практически не сказывается на точности расчетов.

Исходя из этого, выражение для удельной мощности внутренних тепловых источников можно записать в виде:

$$q_{\nu} = q_0 e^{-\frac{2(R_2 - R)}{\Delta}},$$
 (8)

$$q_0 = \frac{1}{2} \rho_{\scriptscriptstyle 9} \delta_{me}^2 \,. \tag{9}$$

Подставив выражение (8) в решение (5), получим

$$T - T_2 = \frac{q_0}{\lambda} e^{\frac{-2R_2}{\Delta}} \int_{R}^{R_2} \frac{dr}{r} \int_{R_1}^{r} e^{\frac{2\rho}{\Delta}} \rho d\rho .$$
 (10)

Учитывая, что [6]

$$\int e^{qx} x dx = e^{ax} \left[\frac{x}{a} - \frac{1}{a^2} \right],$$
(11)

получим:

$$\int_{R_{1}}^{r} e^{\frac{2\rho}{\Delta}} \rho d\rho = \frac{\Delta}{R} \left[e^{\frac{2r}{\Delta}} \left(r - \frac{\Delta}{2} \right) - e^{\frac{2R_{1}}{\Delta}} \left(R_{1} - \frac{\Delta}{2} \right) \right].$$
(12)

Поскольку в реальных технологических процессах $R_1 >> \frac{\Delta}{2}$ и, следовательно, $r >> \frac{\Delta}{2}$, формулу (12) можно упростить:

$$\int_{R_1}^{r} e^{\frac{2\rho}{\Delta}} \rho d\rho \approx \frac{\Delta}{2} \left(r e^{\frac{2R}{\Delta}} - R_1 e^{\frac{2R_1}{\Delta}} \right).$$
(13)

Тогда после подстановки (13) в (10) и интегрирования окончательно получим формулу для определения температуры заготовки на расстоянии R от центра:

$$T(R) - T_2 = \frac{q_0 \Delta}{2\lambda} \left\{ \frac{\Delta}{2} \left[1 - e^{-\frac{2(R_2 - R)}{\Delta}} \right] - R_1 e^{-\frac{2(R_2 - R_1)}{\Delta}} \ell n \frac{R_2}{R} \right\}.$$
 (14)

Подставив в (14) $R=R_1$, получим соотношение для расчета температуры на наружной поверхности заготовки T_2 , необходимой для поддержания на внутренней поверхности заготовки заданной температуры T_1 , равной температуре плавления порошка T_{nn} :

$$T_{2} = T_{1} - \frac{q_{0}\Delta}{2\lambda} \left[\frac{\Delta}{2} - e^{-\frac{2(R_{2} - R_{1})}{\Delta}} \left(R_{1}\ell n \frac{R_{2}}{R_{1}} + \frac{\Delta}{2} \right) \right].$$
 (15)

Вместе с тем формула (15) не удобна для использования на практике, поскольку в ней не определена величина *q*₀, зависящая, кроме всего прочего, от условий теплообмена на наружной поверхности заготовки.

Если учесть отсутствие теплообмена на внутренней поверхности заготовки, то плотность теплового потока с наружной поверхности заготовки в результате совместного конвективного и лучистого теплообмена

$$-\lambda \frac{dT}{dR}\Big|_{R=R_2} = \alpha (T_2 - T_0) + \varepsilon \sigma T^4$$
(16)

равна плотности теплового потока изнутри заготовки на этой поверхности

$$-\lambda \frac{dT}{dR}\Big|_{R=R_2} = \frac{1}{R_2} \int_{R_1}^{R_2} q_{\nu} \rho d\rho , \qquad (17)$$

определяемой из формулы (4).

Подставив формулы (8) и (13) в выражение (17) и приравняв правые части (16) и (17), получим соотношение для определения *q*₀:

$$q_{0} = \frac{2}{\Delta} \cdot \frac{\alpha (T_{2} - T_{0}) + \varepsilon \sigma T_{2}^{4}}{1 - \frac{R_{1}}{R_{2}} e^{-\frac{2(R_{2} - R_{1})}{\Delta}}}.$$
(18)

Тогда из выражения (15) с учетом (18) получим соотношение, связывающее температуры внутренней и наружной поверхностей заготовки в процессе наплавки порошкового слоя:

$$T_{1} = T_{2} + \frac{1}{\lambda} \left[\frac{\Delta}{2} - e^{-\frac{2(R_{2} - R_{1})}{\Delta}} \left(R_{1} \ell n \frac{R_{2}}{R_{1}} + \frac{\Delta}{2} \right) \right] \frac{\alpha (T_{2} - T_{0}) + \varepsilon \sigma T_{2}^{4}}{1 - \frac{R_{1}}{R_{2}} e^{-\frac{2(R_{2} - R_{1})}{\Delta}}}.$$
 (19)

Формула (19) представляет алгебраическое уравнение четвертой степени относительно T_2 для заданных значений T_1 . Точное решение, если необходимо, можно найти известными методами, например, методом Декарта-Эйлера (Descartes – Euler) [7].

Величину *а* можно рассчитать, воспользовавшись эмпирической формулой для теплоотдачи вращающегося в воздухе цилиндра, учитывающей влияние естественной конвекции и вращения [8]:

$$Nu = 0.095 \left(2 \operatorname{Re}^2 + Gr\right)^{0.35}.$$
 (20)

0.35

$$Nu = \frac{\alpha R_2}{\lambda_a} \tag{21}$$

- число Нуссельта;

$$\operatorname{Re} = \frac{R_2^2 \omega}{v} \tag{22}$$

число Рейнольдса:

$$Gr = \frac{8\beta g \theta R_2^3}{v^2}$$
(23)

- число Грасгофа.

При этом значения λ_a и *v* определяются для температуры $Tm = \frac{T_2 + T_a}{2}$.

Анализ формулы (20) показывает, что при больших скоростях вращения (*Re*>10⁴) влиянием естественной конвекции можно пренебречь.

Распределение температуры по толщине стенки детали при нанесении тонкослойного покрытия. Распределение температуры по толщине стенок исследуемых деталей на стационарной стадии их индукционного нагрева рассчитывалось по формулам (14), (17) и (19). Расчеты показали, что при частотах f >66 кГц в диапазонах размеров R₁=50...150 мм, R₂=55...180 мм, скоростей вращения ω =52...262 с⁻¹ и температур T_2 =1323...1473 К перепад температуры по толшине стенки детали не превышает 25 К. Наиболее существенный перепад наблюдается в области малых частот индукционного нагрева (f = 2,4...8 кГц). Сопоставление результатов теоретических, расчетных И экспериментальных данных, полученных при исследовании процесса центробежного индукционного припекания покрытия из порошка самофлюсующегося Fe-Cr-B-Si-сплава ПР-Х4Г2Р4С2Ф на внутреннюю поверхность втулки из стали 20 (рисунок 2) с использованием разработанной системы контроля и регулирования температуры показало, что погрешность расчета падения

температуры $\Delta T = T_2 - T$ в зависимости от относительной координаты $\xi = \frac{R_2 - R}{R_2 - R_1}$ не

превышает 4%.



Рисунок 2 – Распределение температуры по толщине стенки при индукционной центробежной наплавке порошка Fe-Cr-B-Si-сплава на внутреннюю поверхность стальной втулки (R₁=80мм, R₂=95мм, T₂=1373К, ω=157 с⁻¹) для различных частот индукционного нагрева: 1 – 2,4; 2 – 8; 3 – 66; 4 – 440 кГц (сплошные линии – теоретический расчет, точки – экспериментальные данные)

Таким образом, из результатов выполненных исследований следует, что в процессе наплавки на внутреннюю поверхность втулки, нагреваемой генератором тока высокой частоты (66 кГц, 440 кГц и выше), порошкового слоя температуру наружной поверхности втулки необходимо поддерживать на уровне заданной температуры спекания порошка T_s . При нагреве со стандартными частотами 8 кГц и ниже значение температуры наружной поверхности втулки следует поддерживать равной температуре $T_t=T_s$, вычисляемой по формуле (18).

Решение тепловой задачи для процесса наплавки тостослойных и многослойных порошковых покрытий.

Основные предположения и допущения для процесса наплавки тостослойных и многослойных покрытий приняты, как для технологии получения тонкослойных покрытий.

Рассмотрим процесс ЦИН толстослойного покрытия (рисунок 3). Толстослойным будем считать такое покрытие, в котором распределением температуры по его толщине при расчете параметров режима нагрева нельзя пренебрегать.



Рисунок 3 – Схема ЦИН толстослойных покрытий

Дифференциальное уравнение теплопроводности с учетом сделанных допущений запишется так:

$$\frac{\lambda}{R}\frac{d}{dR}\left(R\frac{dT}{dR}\right) + q_{\nu} = 0, \qquad (24)$$

где **Т** – температура, К; **R** – радиальная координата, м; **q**_v – удельная мощность внутренних источников теплоты, Вт/м³; **λ** – коэффициент теплопроводности материала заготовки при температуре плавления порошка (**T**_{nn}), Вт/(м·K).

Общее решение этого уравнения в том случае, когда внутренние источники теплоты зависят от координаты, имеет вид:

$$T = A \int \frac{dR}{R\lambda} + B - \int \frac{dR}{R\lambda} \int q_{\nu} R dR , \qquad (25)$$

где А и В – постоянные интегрирования.

Перейдем к безразмерной координате R с помощью замены переменной

$$\overline{R} = \frac{R}{R_3},$$
(26)

где R_3 – радиус наружной поверхности заготовки. Тогда решение (25) с учетом того, что *\lambda=const*, можно записать в виде

$$T = \frac{A}{\lambda} \int \frac{d\overline{R}}{\overline{R}} + B - \frac{R_3^2}{\lambda} \int \frac{d\overline{R}}{\overline{R}} \int q_{\nu} \overline{R} d\overline{R} .$$
⁽²⁷⁾

Наносимое покрытие из порошковых бронзовых шихт является парамагнитным, в то время как материал заготовки (сталь) – ферромагнитным. Учитывая это, тепловыделением в материале покрытия при наружном индукционном нагреве можно пренебречь по сравнению с тепловыделением в заготовке. На основании этого, исходя из (27), распределение температуры *t*, по толщине покрытия описывается выражением

$$t_1 = \frac{A_1}{\lambda_1} \int \frac{dR}{\overline{R}} + B_1, \qquad (28)$$

а распределение температуры t_2 по толщине заготовки – выражением

$$t_2 = \frac{A_2}{\lambda_2} \int \frac{dR}{\overline{R}} + B_2 - \frac{R_3^2}{\lambda_2} \int \frac{dR}{\overline{R}} \int q_{\nu} \overline{R} d\overline{R} , \qquad (29)$$

где A_1 , A_2 , B_1 и B_2 — постоянные интегрирования; λ_1 — коэффициент теплопроводности материала покрытия; λ_2 — коэффициент теплопроводности материала заготовки.

Граничные условия на внешних поверхностях составной системы имеют вид

$$\left. \frac{dt_1}{d\overline{R}} \right|_{\overline{R} = \frac{R_1}{R_3}} = 0 \tag{30}$$

И

$$t_2\big|_{\overline{R}=1} = T_3, \tag{31}$$

где T₃ – температура наружной поверхности заготовки. Условия сопряжения на границе раздела слоев имеют вид:

$$t_1 \Big|_{\overline{R} = \frac{R_2}{R_3}} = t_2 \Big|_{\overline{R} = \frac{R_2}{R_3}},$$
(32)

И

$$\lambda_1 \frac{dt_1}{d\overline{R}} \bigg|_{\overline{R} = \frac{R_2}{R_3}} = \lambda_2 \frac{dt_2}{d\overline{R}} \bigg|_{\overline{R} = \frac{R_2}{R_3}}.$$
(33)

Подставив решения (28) и (29) в граничные условия (30) - (33), получим систему из четырех алгебраических уравнений с четырьмя неизвестными *A*₁, *A*₂, *B*₁ и *B*₂:

$$\frac{A_1}{\lambda} \frac{R_3}{R_1} = 0; \qquad (34)$$

$$B_2 - C|_{\overline{R}=1} = T_3;$$
 (35)

$$\frac{A_2}{\lambda_2} \ln \frac{R_2}{R_3} + B_2 - C \bigg|_{R = \frac{R_2}{R_3}} = \frac{A_1}{\lambda_1} \ln \frac{R_2}{R_3} + B_1;$$
(36)

$$\frac{A_2}{\lambda_2} \ln \frac{R_3}{R_2} + B_2 - \frac{dC}{d\overline{R}} \bigg|_{\overline{R} = \frac{R_2}{R_3}} = \frac{A_1}{\lambda} \frac{R_3}{R_2}, \qquad (37)$$

где

$$C(\overline{R}) = \frac{R_3^2}{\lambda_2} \int \frac{d\overline{R}}{\overline{R}} \int q_{\nu} \overline{R} d\overline{R} .$$
(38)

Отсюда:

$$A_2 = \lambda_2 \frac{R_2}{R_3} \frac{dC}{d\overline{R}} \bigg|_{\overline{R} = \frac{R_2}{R_3}};$$
(40)

$$B_2 = C\big|_{\overline{R}=1} + T_3; \tag{41}$$

$$B_{1} = \frac{R_{2}}{R_{3}} \ln \frac{R_{2}}{R_{3}} \frac{dC}{dR} \Big|_{\overline{R} = \frac{R_{2}}{R_{3}}} - C \Big|_{\overline{R} = 1} - T_{3}.$$
(42)

Таким образом, общее решение поставленной тепловой задачи для заготовки с толстослойным покрытием получается подстановкой формул (39) – (42) в уравнения (28) и (29) и имеет вид:

$$T_{1} = \frac{R_{2}}{R_{3}} \ln \frac{R_{2}}{R_{3}} \frac{dC}{d\overline{R}} \bigg|_{\overline{R} = \frac{R_{2}}{R_{3}}} - C \big|_{\overline{R} = 1} - T_{3};$$
(43)

$$T_{2} = \frac{R_{2}}{R_{3}} \ln \overline{R} \frac{dC}{d\overline{R}} \bigg|_{\overline{R} = \frac{R_{2}}{R_{3}}} - C + C \big|_{\overline{R} = 1} + T_{3}.$$
(44)

Значения *C*, $C|_{\overline{R}=1}$, $\frac{dC}{d\overline{R}}\Big|_{\overline{R}=\frac{R_2}{R_3}}$ можно рассчитать по методике, разработанной в

работе [9].

Анализ решения (43) – (44) позволяет сделать следующие выводы:

- температура наплавляемого порошкового слоя постоянна по его сечению и не зависит от толщины слоя и его теплопроводности;

- распределение температуры по сечению заготовки не зависит от толщины порошкового слоя и его теплопроводности;

- температура порошкового слоя равна температуре внутренней поверхности заготовки.

Таким образом, на основании проведенного анализа основных особенностей технологии ЦИН и сделанных допущений математически строго показано, что толщина порошкового слоя не оказывает влияния на термические режимы изотермической выдержки в процессе ЦИН. Следовательно, для расчета термических режимов ЦИН толстослойных покрытий можно пользоваться расчетными соотношениями для ЦИН тонкослойных покрытий.

Рассмотрим теперь процесс ЦИН многослойного покрытия (рисунок 4), используя при этом приведенный выше анализ ЦИН толстослойного покрытия.



Рисунок 4 – Схема ЦИН многослойных покрытий.

Многослойное покрытие, состоящее из **k** слоев различной толщины и теплопроводности, можно рассматривать как однослойное покрытие толщиной $h=R_{k+1}-R_1$ из материала с некоторым эффективным коэффициентом теплопроводности $\lambda_{эф\phi}$. Тогда и в этом случае справедливы выводы, полученные ранее для ЦИН толстослойных покрытий. Т.е. термические режимы изотермической выдержки не будут зависеть от количества слоев, их толщины, теплопроводности используемых материалов, а для их расчета также можно пользоваться расчетными соотношениями для ЦИН тонкослойных покрытий.

Основные положения и допущения для разработки математической модели процесса продвижения фронта фазового перехода (фронта плавления) в условиях ЦИН.

Кинетика плавления порошкового слоя при индукционной наплавке оказывает существенное влияние на физико-механические и эксплуатационные свойства получаемых защитных покрытий. Это связано с тем, что большинство наплавляемых материалов являются термочувствительными, т.е. увеличение температуры наплавки и времени термического воздействия, как правило, оказывает негативное воздействие на формирование микроструктуры порошкового слоя. Для решения проблемы повышения триботехнических свойств порошковых покрытий, получаемых методом индукционной наплавки, необходимо исследовать кинетику плавления порошкового слоя и определить минимальное время плавления. На данном этапе исследований решение этой задачи решается путем разработки математической модели процесса продвижения фронта фазового перехода (фронта плавления) в условиях центробежной индукционной наплавки.

Решение задачи с изменением агрегатного состояния вещества является одним из наиболее сложных разделов математической физики. Это связано с тем, что подобные задачи должны быть сформулированы как задачи о сопряжении двух температурных полей при наличии особого граничного условия на движущейся границе раздела. Основная трудность решения задачи состоит в том, что она относится к классу нелинейных задач, т.е. к задаче с нелинейными граничными

условиями. Данные задачи, как правило, решаются лишь с помощью приближенных методов.

Одним из наиболее эффективных методов расчета является приближенный метод, разработанный академиком Л.С. Лейбензоном, и развитый также академиком А.В. Лыковым. Сущность этого метода заключается в том, что функции распределения температуры в расплавленном и нерасплавленном слое подбираются так, чтобы они удовлетворяли граничным условиям. Подобранные таким образом функции подставляют в условие сопряжения на границе раздела фаз и решают полученное дифференциальное уравнение относительно координаты фронта фазового перехода ξ .

Как было показано нашими предыдущими исследованиями [1,9-10] в процессе индукционного нагрева при центробежной наплавке порошковых материалов (т.е. до достижения температуры плавления) распределение температуры по толщине порошкового слоя можно считать равномерным. Далее, учитывая квазистационарность процесса индукционного нагрева заготовки при больших значениях F_o, можно считать, что ее внутренняя поверхность разогревается с постоянной скоростью.

На основании этих допущений задача о плавлении порошкового слоя сводится к следующему. Имеется неограниченный полый цилиндр при температуре $T_0 = T_{nn} (T_{nn} -$ температура плавления порошка). Температура наружной поверхности цилиндра линейно возрастает. Начиная с поверхности цилиндра (рисунок 5) образуется расплавленный слой толщиной $R - \eta = \xi$, где η – расстояние от оси цилиндра до границы.



1 – расплавленная зона; 2 – нерасплавленная зона; 3 - заготовка. Рисунок 5 – Граничные условия при центробежной индукционной наплавке.

Температура нерасплавленного слоя предполагается везде одинаковой и равной температуре плавления.

Разработка математической модели продвижения фронта фазового перехода в условиях ЦИН.

На основании вышеприведенных соображений математическая задача формулируется так:

$$\frac{\partial T_1(r,\tau)}{\partial \tau} = a_1 \left(\frac{\partial^2 T_1(r,\tau)}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T_1(r,\tau)}{\partial r} \right) (\tau > 0; R > r > \eta; \eta = f(\tau)), \quad (45)$$

$$T_2(r,\tau) = T_0 = T_{i\vec{e}} = const, \qquad (46)$$

$$T(\eta,\tau) = T_{i\bar{e}} = const, \qquad (47)$$

$$T(R,\tau) = T_{nn} - b\tau, \qquad (48)$$

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1(\eta, \tau)}{\partial r} = \rho \gamma_2 \frac{d\eta}{d\tau}, \qquad (49)$$

Здесь: T₁ – температура жидкой фазы (расплава), К; T₂ – температура нерасплавленного порошкового слоя, К; λ_1 – коэффициент теплопроводности жидкой фазы; λ_2 – коэффициент теплопроводности порошковой среды; R – радиус внутренней поверхности заготовки, м; ρ – плотность присадочного материала, кг/м³; b – темп нагрева, К/с; γ – удельная теплота плавления присадочного материала, дж/кг; η – расстояние от оси вращения до границы плавления, м; т – время, с.

В соответствии с методом Л.С. Лейбензона принимаем распределение температуры в расплавленной зоне по закону распределения температуры в полом цилиндре в стационарном состоянии, т.е.

$$T_{1}(r,\tau) = -\frac{b\tau \ln r + (T_{i\bar{e}} + b\tau)\ln \eta - T_{i\bar{e}} \ln R}{\ln \frac{R}{\eta}}.$$
(50)

Решение (50) удовлетворяет граничным условиям и дифференциальному уравнению (45). Подставляя решение (50) в граничное условие (49), получим

$$-\lambda_1 \frac{b\tau}{\eta \ln \frac{R}{\eta}} = \rho \gamma_2 \frac{d\eta}{d\tau}$$
(51)

После интегрирования этого уравнения имеем:

$$\eta^{2} \ln \frac{R}{\eta} - \frac{1}{2} \left(R^{2} - \eta^{2} \right) = -\frac{\lambda_{1} b}{\rho \gamma_{2}} \tau^{2}$$
(52)

Трансцендентное алгебраическое уравнение (52) определяет зависимость между координатой фронта плавления η и временем т. Решение его относительно η может достаточно просто осуществляться с помощью пакетов прикладных математических программ типа «Matlab», «Math-CAD», «Математика» и др.

Исходя из полученных соотношений можно определить время полного плавления порошкового слоя τ_m . При $\tau = \tau_m$, $\eta = R_0$ оно будет равно.

$$\tau_{m} = \frac{\rho \gamma_{2}}{b \lambda_{1}} \left[\frac{1}{2} \left(R^{2} - R_{0}^{2} \right) - R_{0}^{2} \ln \frac{R}{R_{0}} \right].$$
(53)

Таким образом, в результате анализа технологической схемы и особенностей центробежной индукционной наплавки порошковых покрытий разработана математическая модель продвижения фронта фазового перехода в наплавляемом материале. Это позволило, в свою очередь, определить минимальное время, обеспечивающее плавление порошкового слоя при формировании наплавленного покрытия.

Автоматизация контроля и стабилизации температурных режимов ЦИН. Технология ЦИН порошка к внутренней поверхности упрочняемой цилиндрической заготовки предусматривает использование автоматического регулирования и стабилизации режима ее нагрева. Это позволяет, с одной стороны, реализовать заданный режим нагрева, а с другой, практически полностью исключить трудозатраты, связанные с необходимостью ручного регулирования этого режима в течение каждого цикла нанесения покрытия.

Регулирование температуры наружной поверхности вращающейся заготовки в процессе ЦИН порошка к ней может быть осуществлено двумя основными методами:

а) дискретное управление (включение-отключение источника нагрева в заданном интервале температур с помощью электрического реле);

б) непрерывное управление (регулирование мощности нагрева на основании электрического сигнала, регистрируемого пирометром).

Второй метод представляется более предпочтительным, поскольку при этом исключается нестабильность работы генератора тока высокой частоты, связанная с дискретным режимом его работы, что приводит к нестабильности термических режимов.

В настоящей работе, в качестве основных технических средств для автоматизации процесса центробежной индукционной наплавки, использованы серийно выпускаемый Каменец-Подольским приборостроительным заводом (Украина) прибор контроля температуры заготовки в процессе ее нагрева (оптический пирометр излучения АПИР-С), нестандартная аппаратура (регулятор мощности генератора тока высокой частоты АРРИН-2М) для регулирования и стабилизации задаваемой температуры и схемы привязки к источнику нагрева и стыковки представленных выше приборов, разработанные Объединенным институтом машиностроения НАН Беларуси (г. Минск, Беларусь).

Постановка задачи разработки системы регулирования и стабилизации режима нагрева заготовки в процессе нанесения на нее покрытия связана с необходимостью поддержания ее температурой на заданном уровне. Повышенные требования к точности задания температуры наплавки и ее стабилизации на заданном уровне обусловлены тем, что применяемые для упрочнения деталей износостойкие хромоникелевые сплавы типа ПГ-СР2; ПГ-СР3; ПГ-СР4 или сплавы на основе железа – ПР-Х4Г2Р4С2Ф – очень чувствительны к перегреву, который существенно ухудшает свойства формируемых из них покрытий.

Разработанная система автоматического регулирования режимов нагрева заготовок в процессе нанесения на них порошковых покрытий позволяет, при заданных температурно-временных параметрах, обеспечить стабилизацию процесса ЦИН для широкого диапазона типоразмеров упрочняемых деталей [11].

На рисунке 6 представлена структурная схема такой системы. Система автоматического регулирования температуры заготовки в процессе нанесения на нее порошкового покрытия методом ЦИН работает следующим образом. Нагрев упрочняемой заготовки производится после подачи на сетки тиратронов ГТВЧ управляющего напряжения от регулятора мощности АРРИН-2М, что вызывает протекание через индуктор И токов высокой частоты. Ток в индукторе индуцирует ток в заготовке, что приводит к ее нагреванию. В результате нагрева заготовки изменяется спектр светового излучения ее наружной поверхности, улавливаемого оптическим датчиком частичного излучения ПЧД, преобразующего интегральный световой поток в электрический сигнал. Электрический сигнал, соответствующий температуре нагретой заготовки, усиливается и линеаризуется вторичным измерительным преобразователем ПВВ-3, выходное напряжение которого (изменяющееся от 0 до 10 В) соответствует температуре заготовки (изменяющейся от 600 до 1300 °C). Выходное напряжение ПВВ-3 подается на вход АРРИН-2М через блок согласования БС.



Рисунок 6 – Структурная схема системы автоматического регулирования режима нагрева заготовок

Блок согласования БС представляет собой преобразователь выходного напряжения ПВВ-3 в изменяемое по линейному закону электрическое сопротивление, регулирующее входной ток АРРИН-2М пропорционально изменению измеряемой температуры.

Поступающий на вход АРРИН-2М через БС электрический сигнал усиливается и управляет работой выходного тиристорного ключа АРРИН-2М, регулирующего уровень управляющего напряжения тиратронов ГТВЧ.

Принцип регулирования подаваемой на нагреваемую заготовку мощности заключается в том, что при повышении температуры в диапазоне от 873 до 1573 °С выходное напряжение регулятора АРРИН-2М, а, следовательно, и подводимая к индуктору ГТВЧ мощность снижается.

Продолжительность изотермической выдержки устанавливается с помощью реле времени PB, управляемого реле уровня РУ выходного сигнала ПВВ-3 АПИР-С.

Заключение

Анализ технологических особенностей процесса центробежной индукционной наплавки тонкослойных порошковых покрытий на внутренние поверхности полых цилиндрических заготовок, нагреваемых наружным индуктором тока высокой частоты, показал, что наиболее рациональным является поддержание заданной температуры плавления порошка путем пирометрического контроля температуры наружной поверхности заготовки и регулирования мощности нагрева.

Получены достаточно простые алгебраические выражения для расчета температуры тонкослойного порошкового слоя по результатам измерения температуры наружной поверхности заготовки с учетом конвективного и лучистого теплообмена, теплофизических и электрофизических свойств материала заготовки, ее геометрических размеров и скорости вращения и частоты используемого генератора тока высокой частоты.

Теоретически и экспериментально установлено, что при стандартных частотах 66 кГц и выше в практически важных случаях температура наружной поверхности заготовки превышает температуру порошка не более, чем на 25 К, а погрешность расчета по полученным формулам не превышает 4%.

В результате анализа технологического процесса центробежной индукционной наплавки (ЦИН) толстослойных и многослойных порошковых покрытий на стадии изотермической выдержки в рамках разработанной теплофизической модели математически строго установлено следующее:

- температура наплавляемого порошкового слоя постоянна по его сечению и не зависит от толщины слоя и его теплопроводности;

- распределение температуры по сечению заготовки не зависит от толщины порошкового слоя и его теплопроводности;

- температура порошкового слоя равна температуре внутренней поверхности заготовки.

На основании проведенного анализа основных особенностей технологии ЦИН и сделанных допущений математически строго показано, что толщина порошкового слоя не оказывает влияния на выбор термических режимов изотермической выдержки в процессе ЦИН. Следовательно, для расчета термических режимов ЦИН толстослойных покрытий можно пользоваться расчетными соотношениями для ЦИН тонкослойных покрытий.

Термические режимы изотермической выдержки ЦИН многослойных покрытий не зависят от количества слоев, их толщин, теплопроводности используемых материалов, а для их расчета можно пользоваться расчетными соотношениями для ЦИН тонкослойных покрытий.

Разработана математическая модель продвижения фронта фазового перехода в наплавляемом материале, позволяющая определять минимальное время, обеспечивающее плавление порошкового слоя при формировании наплавленного покрытия.

Разработана система автоматического регулирования и стабилизации режимов нагрева процесса центробежной индукционной наплавки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сосновский, И. А. Термические параметры центробежного индукционного нанесения порошковых покрытий / И. А. Сосновский, Ю. Н. Гафо. – Инженернофизический журнал. – 2011. – Т.84, № 6. – С. 1135-1142.

2. Дорожкин, Н.Н. Получение покрытий методом припекания / Н.Н. Дорожкин, Т.М. Абрамович, В.И. Жорник.- Мн: Наука и техника, 1980.- 176 с.

3. Дорожкин, Н.Н. Рекомендации по выбору технологических параметров индукционного припекания и наплавки / Н.Н. Дорожкин, В.А. Кот, Л.П. Кашицин. - Мн: ИНДМАШ АН БССР, 1982.- 60 с.

4. Дорожкин, Н.Н. Введение в физику твердых, жидких и пористых систем. Ч. II. / Н.Н. Дорожкин, А.И. Жорник, В.А. Жорник, С.Н. Кихтенко // Под ред. проф. Дорожкина Н.Н. – Таганрог: Изд-во Таганрогского государственного педагогического института, 2001. – 135 с.

5. Слухоцкий, А.Е. Индукторы для индукционного нагрева / А.Е. Слухоцкий, С.Е. Рыскин. - Л., Энергия, 1974. – 264 с.

6. Двайт, Г.Б. Таблицы интегралов и другие математические формулы / Г.Б. Двайт. - М., Наука, 1977. – 228 с.

7. Корн, Г. Справочник по математике для научных работников и инженеров / Г. Корн, Т. Корн. - М., Наука, 1970. – 720 с.

8. Dropkin, D. Natural convention heat transfer from a horizontal cylinder rotating in air / D. Dropkin, A. Karmi // Trans. ASME, t. 79, № 4, 1957.

9. Кашицин, Л.П. Инженерный метод расчета термических режимов центробежного припекания покрытий из металлических порошков с использованием внутреннего индуктора тока высокой частоты / Л.П. Кашицин, И.А. Сосновский, Ю.Н. Гафо // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В «Прикладные науки», № 6, 2005. – С.98-102.

10. Сосновский, И. А. Технология индукционного нагрева в процессах центробежного нанесения покрытий / И. А. Сосновский, К. Е. Белявин, А. Л. Худолей // Перспективные материалы и технологии / Под редакцией В. В. Клубовича. В 2-х томах. Т.1. – Витебск: Изд-во УО «ВГТУ», 2015. – Гл. 17. – С. 300 – 313.

11. Sosnovsky, I. Control and stabilization of technological modes of powder materials centrifugal induction sintering on cylindrical parts internal surface / I. Sosnovsky, Y. Gafo, L. Kashitsin, A. Sosnovsky // Euro PM 2007 Powder Metallurgy Congress 8 Exhibition 14-17October 2007, Toulouse, France, Proceeding, V.2, P. 117-119.

Глава 2. СТРУКТУРНАЯ И КОНТИНУАЛЬНАЯ (МИКРОПОЛЯРНАЯ)-"СТЕРЖНЕВАЯ" МОДЕЛИ АТОМНОЙ ЛИНЕЙНОЙ ЦЕПОЧКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА

Саркисян С.О.

Ширакский государственный университет, г. Гюмри, Армения, s_sargsyan@yahoo.com

Введение. В связи с развитием нанотехнологий в настоящее время большой интерес представляет математическое моделирование углеродных материалов (нанотрубка, графен и др.) [1]. Для изучения атомных или молекулярных систем большого размера наиболее распространён метод молекулярной динамики [1,2]. В вычислительных нанотехнологиях метод молекулярной динамики (в задачах статикиметод молекулярной механики) позволяет рассчитывать новые и перспективные материалы на атомно-молекулярном уровне и создавать наноматериалы с наперед требуемыми физико-механическими свойствами.

Следует отметить, что в последние десятилетия, методы механики распространение деформируемого твердого тела получили широкое для моделирования наноматериалов [3]. При расчёте напряжённо- деформированного состояния, например, нанотрубок, в некоторых работах (например [4]) используется классическая теория упругих тонких оболочек без учёта микроструктуры материала, или, используя теории упругих оболочек [5], упругие модули оболочки определяются в результате исследования дискретной модели, в которой учитывается только силовое взаимодействие между формирующими трубку атомами. Однако [6-10], существование однослойной нанотрубки и графена свидетельствуют о необходимости учёта моментного взаимодействия между атомами (в противном случае, слой атомов, формирующий нанотрубку или графен, не имели бы изгибной жёсткости, что не соответствует действительности).

С другой стороны, известен факт, что для наноматериалов (нанотрубка, графен и др.), в принципе, невозможно однозначно дать определение их толщины. Несмотря на это, для изучения нанотрубки или графена, как отмеченные выше оболочённые модели [4,5], так и построенные в работах [12-16] стержневые модели, содержат понятие их толщины. С этой точки зрения актуально построение таких механических моделей, в данном случае "стержневых", которые с одной стороны учитывали бы моментные взаимодействия между атомами наноматериала и, с другой стороны, не использовали понятие их толщины.

В данной работе на основе учёта нецентрального силового и моментного взаимодействия между атомами, построена дискретная модель нанокристаллической цепочки атомов и, далее, предельным переходом построена её континуальная одномерная ("стержневая") модель, в которой не фигурирует толщина этого «стержня». В этой микрополярной «стержневой» континуальной модели все упругие постоянные выражаются через параметры атомной дискретной модели рассматриваемой цепочки.

Имея ввиду, что в работах [17-19] асимптотическим методом построена простейшая физически понятная и наглядная одномерная модель микрополярного упругого стержня, при которой (при свободных колебаниях) не участвует понятие толщины этого стержня, при помощи сравнения с континуальной «стержневой» моделью атомной цепочки, определяются упругие постоянные микрополярного стержня через параметры атомной дискретной модели цепочки.

1. Дискретно-моментная модель цепочки атомов. Принцип Гамильтона.

Рассмотрим многоатомную молекулу, когда атомы (с одинаковой массой и момента инерции) данной молекулы расположены с равным интервалом *а* вдоль одной прямой (такая молекула называется линейной или атомной цепочной). Пусть на этой прямой расположена ось *x*. Будем учитывать взаимодействие каждого атома

только с его ближайшими соседями. Действующие силы и моменты на атом с номером k от соседних атомов с номерами k-1 и k+1 отметим следующим образом. Т.к. указанные силы имеют нецентральный характер, составляющие по оси x отметим буквой N, составляющие по оси y отметим буквой Q, моменты-буквой L. Движение атомов цепочки проходит в плоскости xy (по оси x – продольная деформация, по оси y – изгибная деформация).

Уравнения движения атома с номером *k*, как тела-точки [20], будут выражаться так (рассмотрим свободные колебания):

$$N^{(k+1)} - N^{(k)} = m \frac{\partial^2 u_1^{(k)}}{\partial t^2},$$
(1.1)

$$Q^{(k+1)} - Q^{(k)} = m \frac{\partial^2 u_2^{(k)}}{\partial t^2},$$
(1.2)

$$L_{3}^{(k+1)} - L_{3}^{(k)} + Q^{(k)} \frac{1}{2}a + Q^{(k+1)} \frac{1}{2}a = I_{3} \frac{\partial^{2} \omega_{3}^{(k)}}{\partial t^{2}}.$$

Здесь *m* и I_3 масса и собственный момент инерции каждого атома, $N^{(k)}$ -продольная сила, $Q^{(k)}$ -перерезывающая сила, $L_3^{(k)}$ -изгибающий момент, $(u_1^{(k)}, u_2^{(k)})$ -компоненты вектора перемещения атома с номером k, а $\omega_3^{(k)}$ -свободный поворот k-го атома вокруг собственной оси z. Во втором уравнении из системы (1.2) (т.е. в уравнение моментов), для перерезывающих сил $Q^{(k)}$ и $Q^{(k+1)}$, как точки их приложения взяты средные точки между соседних атомов [21].

В литературе (см. например [22,23]) хорошо известны выражения для потенциальной энергии многих молекул в линейном приближении (т.е. если считать упругие силы и моменты линейно зависящими от деформационных перемещений и поворотов). Это выражение для рассматриваемой цепочки атомов можем записать так:

$$V = \frac{1}{2} \sum_{k} C_1 \left(d_1^{(k)} \right)^2 + \frac{1}{2} \sum_{k} C_2 \left(d_2^{(k)} \right)^2 + \frac{1}{2} \sum_{k} C_3 \left(\theta^{(k)} \right)^2,$$
(1.3)

где C_i , i = 1,2,3-упругие постоянные для соответствующих деформаций (продольных или изгибных), $d_1^{(k)}$ -продольные относительные перемещения, $d_2^{(k)}$ - относительные изгибные линейные перемещения, $\theta^{(k)}$ - относительные угловые свободные перемещения, т. е.

$$d_1^{(k)} = u_1^{(k+1)} - u_1^{(k)}, \quad d_2^{(k)} = u_2^{(k+1)} - u_2^{(k)} - \frac{1}{2}a(\omega_3^{(k+1)} + \omega_3^{(k)}), \quad (1.4)$$

можно считать наперед известными (экспериментально) для многих молекул [22, 14].

Легко заметить, что

$$N^{(k+1)} - N^{(k)} = -\frac{\partial V}{\partial u_1^{(k)}}, \qquad Q^{(k+1)} - Q^{(k)} = -\frac{\partial V}{\partial u_2^{(k)}},$$

$$L_3^{(k+1)} - L_3^{(k)} = -\frac{\partial V}{\partial \omega_3^{(k)}}.$$
(1.5)

Таким образом можем написать закон Гука для рассматриваемой линейной молекулы:

$$N^{(k)} = C_1 \left(u_1^{(k)} - u_1^{(k-1)} \right), \tag{1.6}$$

$$Q^{(k)} = C_2 \left[\left(u_2^{(k)} - u_2^{(k-1)} \right) - \frac{1}{2} a \left(\omega_3^{(k)} + \omega_3^{(k-1)} \right) \right],$$

$$L_3^{(k)} = C_3 \left(\omega_3^{(k)} - \omega_3^{(k-1)} \right).$$
(1.7)

Таким образом дискретная модель (модель молекулярной динамики) для рассматриваемой линейной молекулы построена. В случае продольных колебаний это уравнение движения (1.1) и закон упругости (1.6), в случае изгибных колебаний, это уравнения движения (1.2) и закон упругости (1.7).

Для рассматриваемой линейной молекулы кинетическая энергия будет иметь выражение

$$K = \frac{1}{2} \sum_{k} \left[m \left(\frac{du_1^{(k)}}{dt} \right)^2 + m \left(\frac{du_2^{(k)}}{dt} \right)^2 + I_3 \left(\frac{d\omega_3^{(k)}}{dt} \right)^2 \right].$$
 (1.8)

Из выражений (1.3), (1.4) и (1.8) следует, что лангражиан *L* для рассматриваемой линейной молекулы равен

$$L = K - V = \frac{1}{2} \sum_{k} \left\langle \left[m \left(\frac{du_{1}^{(k)}}{dt} \right)^{2} + m \left(\frac{du_{2}^{(k)}}{dt} \right)^{2} + I_{3} \left(\frac{d\omega_{3}^{(k)}}{dt} \right)^{2} \right] - \left\{ C_{1} \left(u_{1}^{(k+1)} - u_{1}^{(k)} \right)^{2} + C_{2} \left[u \left(u_{2}^{(k+1)} - u_{2}^{(k)} \right) - \frac{1}{2} a \left(\omega_{2}^{(k+1)} + \omega_{2}^{(k)} \right) \right]^{2} + C_{3} \left(\omega_{3}^{(k+1)} - \omega_{3}^{(k)} \right)^{2} \right\},$$

$$(1.9)$$

а принцип Гамильтона будет выражаться обычным образом

1-

1-

$$\delta \int_{t_1}^{t_2} L dt = \delta \int_{t_1}^{t_2} (K - V) dt = 0.$$
(1.10)

Легко заметить, что вытекающие из принципа Гамильтона (1.10) (с учётом (1.9)) уравнения Эйлера-Лагранжа из себя представляют уравнения движения (1.1) и (1.2).

2. Одномерная («стержневая») континуальная модель линейной цепочки атомов. Принцип Гамильтона для континуальной модели.

Для построения континуальной модели линейной молекулы, представим лагранжиан дискретной модели (1.9) в следующем виде

$$L = \frac{1}{2} \sum_{k} a \left\langle \left| \frac{m}{a} \left(\frac{du_{1}^{(k)}}{dt} \right)^{2} + \frac{m}{a} \left(\frac{du_{2}^{(k)}}{dt} \right)^{2} + \frac{I_{3}}{a} \left(\frac{d\omega_{3}^{(k)}}{dt} \right)^{2} \right| - \left\{ C_{1} a \left(\frac{u_{1}^{(k+1)} - u_{1}^{(k)}}{a} \right)^{2} + C_{2} a \left[\frac{u_{3}^{(k+1)} - u_{3}^{(k)}}{a} - \frac{1}{2} \left(\omega_{3}^{(k+1)} + \omega_{3}^{(k)} \right) \right]^{2} + C_{3} a \left(\frac{\omega_{3}^{(k+1)} - \omega_{3}^{(k)}}{a} \right)^{2} \right\} \right\rangle.$$

$$(2.1)$$

Специальная форма, в которой записан лагранжиан дискретной модели (1.9), выбрана для удобства предельного перехода к случаю континуальной (непрерывной) модели, т.е. когда $a \rightarrow 0$.

Что касается множителя a, который стоит под знаком суммы перед большими скобками в формуле (2.1), то его следует заменить на $\Delta x = dx$, а суммирование по k заменить интегралом по x. Далее ясно, что индекс k, характеризующий номер атома, должен при переходе к континуальной модели превратиться в непрерывную координату x. Поэтому вместо переменных $u_1^{(k)}(t)$, $u_2^{(k)}(t)$ и $\omega_3^{(k)}(t)$ будем теперь иметь переменные u(x,t), w(x,t) и $\Omega(x,t)$. Что касается величин $C_i \cdot a$, i = 1,2,3, ниже будем убедиться, что предельные их значения, когда $a \to 0$, являются постоянными, которые пока обозначим так

$$C_i \cdot a = \tilde{C}_i, \ i = 1, 2, 3.$$
 (2.2)

Поступая указанным выше образом в результате предельного перехода, при $a \rightarrow 0$, формула (2.1) переходит в лангранжиан континуальной модели, для которого будем иметь:

$$L = \frac{1}{2} \int_{0}^{\ell} \left\{ \left[\widetilde{\rho} \left(\frac{\partial u}{\partial t} \right)^{2} + \widetilde{\rho} \left(\frac{\partial w}{\partial t} \right)^{2} + \widetilde{I} \left(\frac{\partial \Omega}{\partial t} \right)^{2} \right] - \left(\widetilde{C}_{1} \varepsilon_{x}^{2} + \widetilde{C}_{2} \gamma^{2} + \widetilde{C}_{3} \chi^{2} \right) dx \right\}$$

$$(2.3)$$

Здесь

$$\mathcal{E}_x = \frac{\partial u}{\partial x} = \lim_{a \to 0} \frac{u_1^{(k+1)} - u_1^{(k)}}{a}, \qquad (2.4)$$

$$\gamma = \frac{\partial w}{\partial x} - \Omega = \lim_{a \to 0} \left[\frac{u_2^{(k+1)} - u_2^{(k)}}{a} - \frac{1}{2} \left(\omega_3^{(k+1)} + \omega_3^{(k)} \right) \right],$$
(2.5)

$$\chi = \frac{\partial \Omega}{\partial x} = \lim_{a \to 0} \frac{\omega_3^{(k+1)} - \omega_3^{(k)}}{a},$$
(2.6)

$$\widetilde{\rho} = \lim_{a \to 0} \frac{m}{a}, \ \widetilde{I} = \lim_{a \to 0} \frac{I}{a},$$
(2.7)

 $\tilde{
ho}$ -линейная плотность массы цепочки, \tilde{I} -линейная плотность её момента инерции, ε_x – относительная продольная деформация, γ – сдвиговая деформация, χ – кривизна цепочки.

Для получения уравнения движения, соотношения упругости и геометрические соотношения для континуальной модели, уравнения движения (1.1), (1.2) и соотношения упругости (1.7) представим в виде:

Уравнения движения

$$\frac{N^{(k+1)} - N^{(k)}}{\alpha} = \frac{m}{a} \frac{\partial^2 u_1^{(k)}}{\partial t^2}, \qquad (2.8)$$

$$\frac{Q^{(k+1)} - Q^{(k)}}{\alpha} = \frac{m}{a} \frac{\partial^2 u_2^{(k)}}{\partial t^2}, \qquad (2.9)$$

$$\frac{L_3^{(k+1)} - L_3^{(k)}}{\alpha} + \frac{1}{2}Q^{(k)} + \frac{1}{2}Q^{(k+1)} = \frac{I_3}{a} \frac{\partial^2 \omega_3^{(k)}}{\partial t^2}$$

Соотношения упругости

$$N^{(k)} = c_1 a \frac{u_1^{(k)} - u_1^{(k-1)}}{a},$$
(2.10)

$$Q^{(k)} = c_2 a \left[\frac{u_2^{(k)} - u_2^{(k-1)}}{a} - \frac{1}{2} \left(\omega_3^{(k)} + \omega_3^{(k-1)} \right) \right],$$

$$L_3^{(k)} = c_3 a \frac{\omega_3^{(k)} - \omega_3^{(k-1)}}{a}.$$
(2.11)

Переходя к пределу, когда $\alpha \rightarrow 0$, получим уравнения движения, соотношения упругости и геометрические соотношения для континуальной модели:

Уравнения движения

$$\frac{\partial N}{\partial x} = \tilde{\rho} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2},$$
(2.12)

$$\frac{\partial Q}{\partial x} = \tilde{\rho} \frac{\partial^2 w}{\partial t^2}, \qquad \frac{\partial L_3}{\partial x} + Q = \tilde{I} \frac{\partial^2 Q}{\partial t^2}; \qquad (2.13)$$

Соотношения упругости

$$N = \tilde{c}_1 \varepsilon_x, \tag{2.14}$$

$$Q = \tilde{c}_2 \gamma, \quad L_3 = \tilde{c}_3 \chi, \tag{2.15}$$

Геометрические соотношения

$$\mathcal{E}_x = \frac{\partial u}{\partial x},\tag{2.16}$$

$$\gamma = \frac{\partial w}{\partial x} - \Omega, \quad \chi = \frac{\partial \Omega}{\partial x}.$$
 (2.17)

Уравнения (2.12), (2.14) и (2.16) относятся к продольным колебаниям, а уравнения (2.13), (2.15) и (2.17)- к изгибным колебаниям. К этим группам уравнений следует присоединить начальные и граничные условия.

Для продольных колебаний, как начальные условия, при *t* = 0, задаются значения

для $u \, \frac{\partial u}{\partial t}$, а для изгибных колебаний в начале движения задаются значения для

$$w, \Omega u \frac{\partial w}{\partial t}, \frac{\partial \Omega}{\partial t}.$$

λT

(1)

(1 1)

Граничные условия при x = 0 или x = l задаются: 1) условия для перемещений и свободного поворота, например, если один из этих краев жестко закреплен, то имеем следующие граничные условия:

$$u = 0$$
 (2.18)
для продольных колебаний,
 $w = 0, \quad \Omega = 0$ (2.19)
для изгибных колебаний.
2) для свободного края
 $N = 0$ (2.20)
для продольных колебаний,
 $Q = 0, \quad L = 0$ (2.21)

для изгибных колебаний.

Могут быть граничные условия смешенного вида.

Следует сказать, что уравнения движения (2.12), (2.13) и граничные условия (2.20), (2.21) можем получить и на основе принципа Гамильтона (1.10), (2.3) для континуальной модели.

Если формулы геометрических соотношений (2.16), (2.17) подставить в соотношения упругости (2.14), (2.15) и полученные выражения подставить в уравнения движения (2.12), (2.13), приходим к следующим уравнения (относительно функции u = u(x,t) при продольных колебаний w(x,t), $\Omega(x,t)$ при изгибных колебаний):

Уравнение продольных колебаний

$$\widetilde{c}_{1}\frac{\partial^{2} u}{\partial x^{2}} = \widetilde{\rho}\frac{\partial^{2} u}{\partial t^{2}};$$
(2.22)

Уравнения изгибных колебаний

(2.23)

$$\widetilde{c}_{2}\left(\frac{\partial^{2} w}{\partial x^{2}} - \frac{\partial \Omega}{\partial x}\right) = \widetilde{\rho} \frac{\partial^{2} w}{\partial t^{2}};$$

$$\widetilde{c}_{3}\frac{\partial^{2} \Omega}{\partial x^{2}} + \widetilde{c}_{2}\left(\frac{\partial w}{\partial x} - \Omega\right) = \widetilde{I} \frac{\partial^{2} \Omega}{\partial t^{2}}.$$

Модель (2.12), (2.14), (2.16), (2.18) или (2.20)- для продольных колебаний цепочки атомов, а модель (2.13), (2.15), (2.17), (2.19) или (2.21)-для изгибных колебаний цепочки атомов, представляют, соответственно, одномерные-континуальные ("стержневые") модели для колебаний цепочки атомов. Уравнения этих моделей не содержат понятие толщины этих "стержней". Эта весьма важный результат для наноматериалов, в частности для графина (если считать, что материал расположен в плоскости xz), считать, что все атомы синхронно двигаются относительно оси z, а колебания проходят в плоскости XY — по X — продольные, а по Y — изгибные).

Уравнения (2.22)-для продольных колебаний цепочки атомов или (2.23)-для изгибных колебаний цепочки атомов, возможно сравнение с соответствующими уравнениями простейших моделей колебаний микрополярных тонких стержней.

3. Уравнения для простейшей прикладной теории микрополярных упругих тонких стержней с независимыми полями перемещений и вращений. Сравнения построенных моделей и определение микрополярных упругих постоянных.

В работах [17,18], на основе асимптотического подхода, построен простейший вариант прикладной теории микрополярных упругих тонких стержней для задач статики и динамики (а в работе [19] изучены конкретные задачи их свободных колебаний). Определяющая система уравнений прикладной теории микрополярных упругих тонких стержней при свободных колебаниях выражаются так:

Уравнение для продольных колебаний

$$E\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2},$$
(3.1)

где E – модуль Юнга, а ho – объёмная плотность массы материала;

Изгибные колебания

$$\frac{4\mu\alpha}{\mu+\alpha} \left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \frac{\partial \Omega}{\partial x} \right) = \rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2},$$

$$B \frac{\partial^2 \Omega}{\partial x^2} + \frac{4\mu\alpha}{\mu+\alpha} \left(\frac{\partial w}{\partial x} - \Omega \right) = I \frac{\partial^2 \Omega}{\partial t^2},$$
(3.2)

где μ-классическая модуль сдвига, α-микрополярная модуль сдвига, Bмикрополярноеупругое постоянное для исследуемого материала, I-объёмная плотность момента инерции. Как убедимся, уравнения (2.22) и (3.1), а также, уравнения (2.23) и (3.2), внешне вполне подобны между собой. Основное отличие состоит в том, что в уравнениях (2.22), (2.23)- $\tilde{\rho}$ – представляет собой линейную плотность массы и \tilde{I} – линейную плотность момента инерции, а в уравнениях (3.1), (3.2)- ρ – объёмная плотность момента инерции. Понятно, что в левых участях этих уравнений коэффициенты тоже будут физически разными.

Чтобы осуществить сравнение уравнений (2.22) и (3.1), а также (2.23) и (3.2), примем, что представительный объём для рассматриваемого материала представляет куб с размером a, тогда $\frac{\tilde{\rho}}{a^2}$ будет представлять собой приближенную величину \tilde{I}

объёмной плотности материала, а $\frac{\widetilde{I}}{a^2}$ -для объёмной плотности момента инерции.

После такого рассуждения уравнения (3.1) и (3.2) представим так:

Уравнение продольных колебаний

$$E\frac{\partial^2 u}{\partial x^2} = \frac{\tilde{\rho}}{a^2}\frac{\partial^2 u}{\partial t^2};$$
(3.3)

Уравнения изгибных колебаний

$$\frac{4\mu\alpha}{\mu+\alpha} \left(\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \frac{\partial\Omega}{\partial x} \right) = \frac{\tilde{\rho}}{a^2} \frac{\partial^2 w}{\partial t^2},$$

$$m^2 \partial^2 \Omega + 4\mu\alpha \left(\frac{\partial w}{\partial x} - \Omega \right) = \tilde{I} - \frac{\partial^2 \Omega}{\partial t^2},$$
(3.4)

$$B\frac{\partial^2 \Omega}{\partial x^2} + \frac{4\mu\alpha}{\mu + \alpha} \left(\frac{\partial w}{\partial x} - \Omega\right) = \frac{I}{a^2} \frac{\partial^2 \Omega}{\partial t^2}.$$
Terept, coefficient coefficient (2.22) μ (3.3), a takwe (2.23) μ (3.4), converse

Теперь, сравнивая уравнения (2.22) и (3.3), а также, (2.23) и (3.4), получим

$$Ea^2 = \tilde{c}_1, \tag{3.5}$$

$$\frac{4\mu\alpha}{\mu+\alpha}a^2 = \tilde{c}_2, \quad Ba^2 = \tilde{c}_3. \tag{3.6}$$

Откуда

$$E = \frac{c_1}{a^2},\tag{3.7}$$

$$\frac{4\mu\alpha}{\mu+\alpha} = \frac{\tilde{c}_2}{a^2}, \quad B = \frac{\tilde{c}_3}{a^2}.$$
(3.8)

Формулы (3.7) и (3.8) представляют связи между физическими макропараметрами и микро (нано) параметрами данного материала при продольных и изгибных колебаниях. Формулы (3.8) дают возможность вычислять механические постоянные микрополярного вещества через параметры атомно-молекулярной структуры этого вещества.

Заключение. В работе, считая, что между атомами цепочки силовое взаимодействие не центральнае и, кроме того имеет место моментное взаимодействие, для атомной цепочки, построена структурная (дискретная) и континуальная (моментная)- "стержневая" модели. Континуальная (моментная)- "стержневая" модели. Континуальная (моментная)- "стержневая" модели порстой наглядной модели микрополярного упругого тонкого стержня с независимыми полями перемещений и вращений [17,18]. На основе этого соответствия упругие постоянные, в том числе, микрополярные, выражены через характеристики атомной структуры. Построенная микрополярная-"стержневая" модель может использоваться для разработки прикладных конечно-элементных пакетах программ с целью изучения плоских наноструктур (например-для графена).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Попов А. М. Вычислительные нанотехнологии. М.: КНОРУС. 2017. 312с.

2. Елецкий А.В. Механические свойства углеродных наноструктур и материалов на их основе//Успехи физ. Наук. 2007. Т. 37. N 3. C. 233-274.

3. Введение в микро-и наномеханику. Математические модели и методы. Под ред. А. И. Потапова. Нижний Новгород: Изд-во ННГТУ. 2010. 303с.

4. Yakobson B.I., Brabeck C. I., Bernholc J.Nanomechanics of carbon tubes: Instabilities beyond linear response//Phys. Rev. Lett. 1996. Vol. 75. P. 2511-2514.

5. Ru C. Q. Effective bending stiffness of carbon nanotubes//Phys. Rev. B. 2000. Vol. 62. N 15. P. 9973-9976.

6. Иванова Е.А., Кривцов А.М., Морозов Н. Ф., Фирсова А.Д.Учет моментного взаимодействия при расчетеиагибной жесткости наноструктур//Доклады АН России. 2003. Т. 391. N 6. C. 764-768.

7. Иванова Е. А., Кривцов А.М., Морозов Н.Ф. Получение макроскопических соотношений упругости сложных кристаллических решеток при учете моментных взаимодействий на микроуровне//Прикл. матем. и мех. 2007. Т. 71. Вып. 4. С. 595-615.

8. Беринский И.Е., Иванова Е.А., Кривцов А.М., Морозов Н.Ф. Применение моментного взаимодействия к построению устойчивой модели кристаллической решетки графита//Известия РАН. Механикатвердоготела. 2007. N 5. C. 6-16.

9. Кривцов А.М. Деформирование и разрушение твердых тел с микроструктурой. М.:Физматлит. 2007. 304с.

10. Теоретическая механика. Упругие и тепловые свойства идеальных кристаллов/Беринский И. Е., Двас Н. Г., Кривцов А.М. и др., под ред. А.М. Кривцова. СПб.: Изд-во Политех. Ун-та. 2009. 144с.

11. Кривцов А. М., Морозов Н. Ф.Аномалии механических характеристик наноразмерныхобъектов//Доклады АН России. 2001. Т. 381. N 3. C. 345-347.

12. Odegard G.M., Gates T.S., Nicholson L. M.; Wise K.E. Equivalent-continuum modeling of nano-structured materials//NASA Langley Research Center: Techical Memorandum NASA/TM-2001-210863. 2001.

13. Гольдштейн Р.В., Ченцов А.В.Дискрестно-континуальная модель нанотрубки//Известия РАН. Механика твердого тела. 2005. N4. C. 57-74.

14. Li C. A., Chou T. W. A structural mechanics approeach for the analysis of carbon nanotubes//Int. J. Solids Struct. 2003. Vol. 40. P. 2487-2499.

15. Беринский И.Е. Стержневая модель кристаллической решетки графена//Научнотехн. ведомости СПбГПУ. 2010. N 104. С. 13-20.

16. Wan H., Delale F. A structural mechanics approach for predicting the mechanical properties of carbon nanotubes// Meccanica. 2010. Vol. 45. P. 43-51.

17. Саркисян С.О. Прикладные одномерные теории балок на основе несимметричной теории упругости// Физическ. мезомеханика. 2008. Т. 11. N 5. C. 41-54.

18. Саркисян С.О. Тонкие балки на основе несимметричной теории упругости//В сб.: «Проблемы механики деформируемого твердого тела». Посвященной 85-летию академика НАН Армении С. А. Амбарцимяна. Ереван: Изд-во НАН Армении. 2007. С. 177-183.

19. Саркисян С.О., Саркисян А.А. Динамические задачи для тонких стержней и пластин по несимметричной теории упругости// В сб. научных трудов посвященной 80летию члена-корр. АН СССР, академика НАН Армении С. Н. Мергеляна. Ванадзор: Изд-во Ванадзорского педагогического института им. Ов. Туманяна. 2008. С. 5-17.

20. Жилин П. А. Теоретическая механика. Фундаментальные законы механики. СПб.: Изд-во СПбГПУ. 2003. 340с.

21. Иванова Е.А., Кривцов А.М., Морозов Н. Ф., Фирсова А.Д. Теоретическая механика. Определение эквивалентных упругих характеристик дискретных систем. СПб.: Изд-во СПбГПУ. 2004. 32с.

22. Грибанов А. И. Потенциальная энергия деформации молекулы полимера в нелинейном приближении//Механика полимеров. 1967. N4. C. 608-614.

23. Кормилицын О.П. Механика материалов и структур нано-и микротехники. М.: Академия. 2008. 224с.

ГЛАВА 3. УСТОЙЧИВОСТЬ СЖАТОЙ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНКИ ПО МИКРОПОЛЯРНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

Саркисян А. А., Саркисян С. О.

Ширакский государственный университет, Гюмри, Армения, E-mail:<u>armenuhis@mail.ru</u>

Рассматриваются микрополярные пластинки, упругие прогибы которых сравнимы с их толщиной и вместе с тем малы по отношению к характерным размерам в плане, одновременно малы как углы поворота нормалей к срединной поверхности до деформации, так и их свободные повороты, в тензоре деформации и тензоре изгибакручения учитываются только нелинейные слагаемые в градиентах перемещения. На основе принятых гипотез построена общая прикладная модель статической деформации микрополярных упругих гибких пластин. Далее, после линеаризации уравнений построенной геометрически нелинейной теории микрополярных упругих тонких пластин получена система линейных уравнений статической устойчивости плоского напряженного состояния пластинки, сжатой в двух перпендикулярных направлениях. Решена конкретная задача устойчивости прямоугольной пластинки, края которой шарнирно оперты и сжата в одном направлении. На основе анализа численных результатов устанавливаются эффективные свойства микрополярного материала.

Ключевые слова: микрополярный, упругий, гибкая, пластинка, линеаризация, прикладная модель, устойчивость, критические нагрузки.

1. Введение. В приложениях прикладной классической теории упругости широко применяются нелинейные уравнения теории изгиба пластин Феппеля-Кармана (1907,1910) и уравнения теории пологих оболочек Маргерра (1938), которые позволили исследовать проблему нелинейного деформирования в квадратичном приближении. К современному изложению этих теорий и решению многочисленных задач нелинейного деформирования пластин и оболочек посвящены работы [1-4 и др.].

Аналогично классической геометрически нелинейной теории упругости [5], геометрически нелинейные теории трехмерной микрополярной упругости построены в работах [6,7], а в теории оболочек в работе [8].

К обзору линейной теории микрополярных упругих тонких пластин и оболочек посвящена работа [9].

В работах [10-15] на основе метода гипотез (при этом гипотезы несут основные количественно-качественные свойства асимптотического решения трехмерной граничной задачи микрополярной теории упругости в тонких областях [16]), построены прикладные линейные теории микрополярных тонких пластин, оболочек и стержней.

В работе [17] построен общий вариационный функционал геометрически нелинейной трехмерной микрополярной теории упругости для статической деформации, при этом, из соответствующего вариационного уравнения следуют основные уравнения и естественные граничные условия указанной трехмерной теории.

В данной работе для построения адекватного общего вариационного функционала прикладной теории геометрически нелинейных микрополярных упругих тонких пластин, принимаются гипотезы линейной теории микрополярных упругих тонких пластин [10] в сочетании с предположениями классической теории гибких пластин Феппеля-Кармана [1-4]. Варьируя построенный функционал по всем функциональным аргументам получены уравнения равновесия, физические соотношения упругости, геометрические соотношения и естественные граничные условия прикладной теории статической деформации микрополярных упругих гибких пластин.

На основе линеаризации построенной прикладной теории статической деформации микрополярных гибких пластин, получены линейные уравнения статической устойчивости микрополярной упругой прямоугольной пластинки, когда она

сжата в своей срединной плоскости в двух перпендикулярных направлениях. Как конкретная задача устойчивости рассмотрена микрополярная прямоугольная пластинка, когда она сжата в одном направлении. Определена критическая нагрузка, которая сравнивается со значением классической критической нагрузки соответствующей задачи. Устанавливается эффективное свойство учета микрополярности материла по сравнению с классическим случаем.

2. Геометрически нелинейная теория трехмерных микрополярных упругих пластин с независимыми полями перемещений и вращений. Рассмотрим прямоугольную пластинку постоянной толщины 2h как трёхмерное микрополярное упругое изотропное тело. Отнесём пластинку к системе декартовых координат x_1, x_2, z . Координатную плоскость x_1, x_2 будем совмещать со срединной плоскостью пластинки. Ось Оz направим вдоль внешней нормали срединной плоскости.

Вариационный функционал трехмерной микрополярной теории упругости с независимыми полями перемещений и вращений при конечных перемещениях и поворотах (когда тело геометрически представляет собой трехмерную пластинку) имеет вид [17]:

$$\begin{split} I &= \int_{-h}^{h} \iint_{S} \left\langle W - \left\{ \sigma_{ii} \left[\gamma_{ii} - \left(\frac{\partial V_{i}}{\partial x_{i}} + \frac{1}{2} \left(\left(\frac{\partial V_{1}}{\partial x_{i}} \right)^{2} + \left(\frac{\partial V_{2}}{\partial x_{i}} \right)^{2} + \left(\frac{\partial V_{3}}{\partial x_{i}} \right)^{2} \right) + \delta_{ii} \left(\omega_{3}^{2} + \omega_{j}^{2} \right) + \right. \\ &+ 2(-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} \omega_{3} - \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{i}} \omega_{j} \right) + \sigma_{33} \left[\gamma_{33} - \left(\frac{\partial V_{3}}{\partial z} + \frac{1}{2} \left(\left(\frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right)^{2} + \left(\frac{\partial V_{2}}{\partial z} \right)^{2} + \left(\frac{\partial V_{3}}{\partial z} \right)^{2} \right) + \\ &+ \omega_{2}^{2} + \omega_{1}^{2} - 2 \frac{\partial V_{1}}{\partial z} \omega_{2} + 2 \frac{\partial V_{2}}{\partial z} \omega_{1} \right) \right] + \sigma_{ij} \left[\gamma_{ij} - \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} + \frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{j}}{\partial x_{j}} + (-1)^{i} \frac{\partial V_{j}}{\partial x_{j}} \omega_{3} + \\ &+ \frac{1}{2} \delta_{ii} \left(\frac{\partial V_{3}}{\partial x_{1}} \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{2}} - \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{1}} \omega_{1} + \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{2}} \omega_{2} - \omega_{1} \omega_{2} \right) + (-1)^{i} \omega_{3} \right) \right] + \sigma_{3i} \left[\gamma_{3i} - \left(\frac{\partial V_{i}}{\partial z} + \frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{2}} - \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{1}} \omega_{1} + \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{2}} \omega_{2} - \omega_{1} \omega_{2} \right) + (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} - \frac{\partial V_{j}}{\partial z} - \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right] \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{3}}{\partial z} - \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{1}} \omega_{1} + \frac{\partial V_{3}}{\partial x_{2}} \omega_{2} - \omega_{1} \omega_{2} \right) + (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} - \frac{\partial V_{j}}{\partial z} - \left(-\frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right] \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}{\partial z_{i}} \frac{\partial V_{i}}{\partial z} + (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{3}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{3}}{\partial z} - (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{j}}{\partial z} - (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial z} - \left(-\frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right) \right] \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}{\partial z} \left[\gamma_{i}^{3} - \left(\frac{\partial V_{3}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{3}}{\partial z} - (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{j}}{\partial z} - (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{j}}{\partial z} - (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right) \right] \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}}{\partial z} \left[\gamma_{i}^{3} - \left(\frac{\partial \omega_{3}}{\partial z} \frac{\partial V_{3}}{\partial z} - (-1)^{i} \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial x_{i}} \frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right) \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}}{\partial z} \left[\gamma_{i}^{3} - \left(\frac{\partial V_{j}}{\partial z} \frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}}{\partial z} \left[\gamma_{i}^{3} - \left(\frac{\partial V_{i}}{\partial z} \frac{\partial V_{j}}{\partial z} \right) \right] + \\ &+ \frac{\partial V_{i}}}{\partial z} \left[\gamma$$

$$+\int_{-h}^{+h} dz \int_{l_1'} \left(\sigma_{2s}^0 V_s + \mu_{2s}^0 \omega_s \right) dx_1 + \int_{-h}^{+h} dz \int_{l_1''} \left[\sigma_{2s} \left(V_s - V_s^0 \right) + \mu_{2s} \left(\omega_s - \omega_s^0 \right) \right] dx_1 + \\ + \int_{-h}^{+h} dz \int_{l_2'} \left(\sigma_{1s}^0 V_s + \mu_{1s}^0 \omega_s \right) dx_2 + \int_{-h}^{+h} dz \int_{l_2''} \left[\sigma_{1s} \left(V_s - V_s^0 \right) + \mu_{1s} \left(\omega_s - \omega_s^0 \right) \right] dx_2$$
(1)

Здесь по повторяющимся индексам идет суммирование, $i = 1,2; j = 1,2; i \neq j; s = 1,2,3$. В формуле (1) поверхностные интегралы распространены на лицевые плоскости пластинки $S^+, S^-(z = \pm h)$ и на боковой поверхности пластинки, где на одной части заданы внешние усилия и моменты (величины с индексами ноль), а на остальной части- перемещения и повороты (величины с индексами ноль); $l'_i, l''_i, i = 1,2$ соответствующие части контура срединной плоскости пластинки; W-плотность потенциальной энергии деформации:

$$W = \frac{1}{2} \left\{ 2\mu \left(\gamma_{11}^2 + \gamma_{22}^2 + \gamma_{33}^2 \right) + \lambda \left(\gamma_{11} + \gamma_{22} + \gamma_{33} \right)^2 + \left(\mu + \alpha \right) \left(\gamma_{12}^2 + \gamma_{21}^2 + \gamma_{13}^2 + \gamma_{23}^2 + \gamma_{22}^2 + \gamma_{32}^2 \right) + 2 \left(\mu - \alpha \right) \left(\gamma_{12} \gamma_{21} + \gamma_{13} \gamma_{31} + \gamma_{23} \gamma_{32} \right) + 2 \gamma \left(\chi_{11}^2 + \chi_{22}^2 + \chi_{33}^2 \right) + \beta \left(\chi_{11} + \chi_{22} + \chi_{33} \right)^2 + \left(\gamma + \varepsilon \right) \left(\chi_{12}^2 + \chi_{21}^2 + \chi_{13}^2 + \chi_{31}^2 + \chi_{23}^2 + \chi_{32}^2 \right) + 2 \left(\gamma - \varepsilon \right) \left(\chi_{12} \chi_{21} + \chi_{13} \chi_{31} + \chi_{23} \chi_{32} \right) \right\}$$
(2)

В формулах (1) и (2) V_i, V_3 - компоненты вектора перемещения; ω_i, ω_3 компоненты вектора независимого вращения; $\sigma_{ii}, \sigma_{ij}, \sigma_{i3}, \sigma_{3i}, \sigma_{33}$ - компоненты тензора напряжений; $\mu_{ii}, \mu_{ij}, \mu_{i3}, \mu_{3i}, \mu_{33}$ - компоненты тензора моментных напряжений; $\gamma_{ii}, \gamma_{ij}, \gamma_{i3}, \gamma_{3i}, \gamma_{33}$ -компоненты тензора деформаций; $\chi_{ii}, \chi_{ij}, \chi_{i3}, \chi_{3i}, \chi_{33}$ - компоненты тензора изгиба-кручений ($i = 1, 2, j = 1, 2, i \neq j$); λ, μ (коэффициенты Ламе) и $\alpha, \beta, \gamma, \varepsilon$ упругие постоянные микрополярного тела.

На основе функционала (1) можно составить вариационное уравнение ($\partial I = 0$), из которого будут следовать (в качестве уравнений Эйлера) все основные уравнения и естественные граничные условия геометрически нелинейной трехмерной микрополярной теории упругости пластин и естественные граничные условия.

3. Геометрически нелинейная прикладная теория микрополярных упругих тонких пластин при больших прогибах. С целью приведения геометрически нелинейной трёхмерной задачи (в вариационной постановке) микрополярной теории упругости к двумерной в случае тонкой пластинки, в основу принимаются следующие допущения:

1. Справедливы сформулированные в работе [10] гипотезы прикладной линейной теории изгиба микрополярных упругих тонких пластин.

2. Усилия, стремящиеся вызвать деформацию срединной плоскости, могут оказать существенное влияние на ее прогиб под действием поперечной нагрузки и моментов.

3. Нельзя пренебрегать влиянием прогиба пластины на усилия стремящиеся вызвать деформацию ее срединной плоскости.

Первое из рассматриваемых допущений [10] представляет собой (как названа в работах [10-14]) обобщенная на микрополярный случай - кинематическая гипотеза Тимошенко [18,19]. Кроме допущения кинематического характера в основу построения линейной теории изгиба микрополярных пластин имеются также определенные статические гипотезы [10] (которые излагаются ниже).

Второе допущение требует, чтобы усилия, деформирующие срединную плоскость в ее плоскости, были приняты во внимание при составлении уравнений равновесия ее под действием поперечной нагрузки и моментов.

Третье допущение требует, чтобы при составлении общего выражения для деформаций срединной плоскости пластины было учтено влияние прогиба на величину этих деформаций.

При определении деформаций и изгибов-кручений в плоскости пластины, отстоящий от срединной плоскости на расстояние z, принимаются (в соответствии с обобщенной на микрополярный случай кинематической гипотезой Тимошенко [10]) следующие выражения для перемещений и свободных поворотов:

T 7

$$V_{i} = u_{i}(x_{1}, x_{2}) + z\psi_{i}(x_{1}, x_{2}), V_{3} = w(x_{1}, x_{2}),$$

$$\omega_{i} = \Omega_{i}(x_{1}, x_{2}), \quad \omega_{3} = \Omega_{3}(x_{1}, x_{2}) + zt(x_{1}, x_{2}), \quad (i = 1, 2)$$
(3)

Здесь u_1, u_2 - перемещения точек срединной плоскости пластинки вдоль координатных осей x_1, x_2 ; *w*-перемещение точек срединной плоскости в направлении оси *z* (т.е. прогиб пластинки); ψ_1, ψ_2 - полные углы поворота, а $\Omega_1, \Omega_2, \Omega_3$ - свободные повороты первоначально нормального к срединной плоскости элемента вокруг линий x₁, x₂, z; t - интенсивность свободного поворота вдоль оси z.

Используя формулы (3), для деформаций $\gamma_{11}, \gamma_{22}, \gamma_{33}, \gamma_{12}, \gamma_{21}, \gamma_{13}, \gamma_{31}, \gamma_{23}, \gamma_{32}$ и изгибов-кручений $\chi_{11}, \chi_{22}, \chi_{33}, \chi_{12}, \chi_{21}, \chi_{13}, \chi_{31}, \chi_{23}, \chi_{32}$ (эти формулы получаются при составлении вариационного уравнения $\delta I = 0$ для функционала (1)) произвольной плоскости, отстоящей от срединной плоскости на расстоянии z, пренебрегая все нелинейные члены, кроме тех, которые представляют собой произведения и квадраты производных функции $w(x_1, x_2)$, получим следующие выражения:

$$\gamma_{ii} = \Gamma_{ii} + zK_{ii}, \ \gamma_{33} = 0, \ \gamma_{ij} = \Gamma_{ij} + zK_{ij}, \ \gamma_{i3} = \Gamma_{i3}, \ \gamma_{3i} = \Gamma_{3i}$$

$$\chi_{ii} = \kappa_{ii}, \ \chi_{33} = \iota, \ \chi_{ij} = \kappa_{ij}, \ \chi_{i3} = \kappa_{i3} + zl_{i3}, \ \chi_{3i} = 0$$
(4)

где

$$\Gamma_{ii} = \frac{\partial u_i}{\partial x_i} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial w}{\partial x_i} \right)^2, \quad \Gamma_{ij} = \frac{\partial u_j}{\partial x_i} - (-1)^j \Omega_3 + \frac{1}{2} \frac{\partial w}{\partial x_1} \frac{\partial w}{\partial x_2},$$

$$K_{ii} = \frac{\partial \psi_i}{\partial x_i}, \quad K_{ij} = \frac{\partial \psi_j}{\partial x_i} - (-1)^j \iota, \quad \Gamma_{i3} = \frac{\partial w}{\partial x_i} + (-1)^j \Omega_j, \quad \Gamma_{3i} = \psi_i - (-1)^j \Omega_j$$

$$\kappa_{ii} = \frac{\partial \Omega_i}{\partial x_i}, \quad \kappa_{33} = \iota, \quad \kappa_{ij} = \frac{\partial \Omega_j}{\partial x_i}, \quad \kappa_{i3} = \frac{\partial \Omega_3}{\partial x_i}, \quad l_{i3} = \frac{\partial \iota}{\partial x_i}$$
(5)

Теперь применим гипотезы статического характера построения линейной теории микрополярных упругих тонких пластин [10]:

а) в физических соотношениях упругости для γ_{11}, γ_{22} напряжение σ_{33} можно пренебрегать относительно напряжений σ_{ii} , (i = 1, 2), кроме того в выражениях $\chi_{i3}, (i = 1, 2),$ моментное напряжение μ_{3i} можно пренебрегать относительно моментного напряжения μ_{i3} .

б) при определении деформаций, изгибов-кручений, напряжений и моментных напряжений, для напряжений σ_{3i} , (i = 1, 2) и моментного напряжения μ_{33} сначала примем

$$\sigma_{3i} = \overset{0}{\sigma_{3i}}(x_1, x_2), \quad \mu_{33} = \overset{0}{\mu_{33}}(x_1, x_2), \quad (i = 1, 2)$$
(6)

После определения указанных выше величин, значения (6) для σ_{3i} и μ_{33} будем уточнять прибавляя к (6) результат интегрирования по z соответствующего дифференциального уравнения равновесия (они тоже получаются из того же вариационного уравнения $\delta I = 0$), с требованием о равенстве нулю его усредненного выражения по толщине пластинки.

В итоге напряжения и моментные напряжения будут выражаться так:

$$\begin{aligned} \sigma_{ii} &= \sigma_{ii}^{0} + z\sigma_{ii}^{1}, \quad \sigma_{ii}^{0} = \frac{E}{1-\nu^{2}}(\Gamma_{ii} + \kappa_{ji}), \quad \sigma_{ii}^{1} = \frac{E}{1-\nu^{2}}(K_{ii} + \nu K_{ji}), \\ \sigma_{ij} &= \sigma_{ij}^{0} + z\sigma_{ii}^{1}, \quad \sigma_{ij}^{0} = [(\mu + \alpha)\Gamma_{ij} + (\mu - \alpha)\Gamma_{ji}], \quad \sigma_{ii}^{1} = [(\mu + \alpha)K_{ij} + (\mu - \alpha)K_{ji}] \\ \sigma_{i3} &= (\mu + \alpha)\Gamma_{i3} + (\mu - \alpha)\Gamma_{3i}, \quad \sigma_{33} = \frac{p_{3}^{+} + p_{3}^{-}}{2} + \frac{z}{2h}(p_{3}^{+} - p_{3}^{-}), \\ \sigma_{3i} &= \sigma_{3i}^{0} - z \left[\frac{\partial\sigma_{ii}^{0}}{\partialx_{i}} + \frac{\partial\sigma_{ji}^{0}}{\partialx_{j}}\right] - \left(\frac{z^{2}}{2} - \frac{h^{2}}{6}\right) \left[\frac{\partial\sigma_{ii}^{1}}{\partialx_{i}} + \frac{\partial\sigma_{ji}^{1}}{\partialx_{j}}\right], \quad \sigma_{3i}^{0} = (\mu + \alpha)\Gamma_{3i} + (\mu - \alpha)\Gamma_{i3}, \\ \mu_{ii} &= (\beta + 2\gamma)\kappa_{ii} + \beta\kappa_{jj} + \beta\iota, \quad \mu_{ij} = (\gamma + \varepsilon)\kappa_{ij} + (\gamma - \varepsilon)\kappa_{ji}, \\ \mu_{33}^{0} &= (\beta + 2\gamma)\iota + \beta(\kappa_{11} + \kappa_{22}), \quad \mu_{i3} = \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon}\kappa_{i3} + z\frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon}l_{i3}, \\ \mu_{33} &= \mu_{33}^{0} - z \left\{\frac{\partial\mu_{13}^{0}}{\partialx_{1}} + \frac{\partial\mu_{23}^{0}}{\partialx_{2}} + (\sigma_{12}^{0} - \sigma_{21}^{0})\right\} - \left(\frac{z^{2}}{2} - \frac{h^{2}}{6}\right) \left\{\left(\frac{\partial\mu_{13}^{1}}{\partialx_{1}} + \frac{\partial\mu_{13}^{1}}{\partialx_{2}}\right) + (\sigma_{12}^{1} - \sigma_{21}^{1})\right\}, \\ \mu_{3i} &= \frac{m_{i}^{+} + m_{i}^{-}}{2} + \frac{z}{2h}(m_{i}^{+} - m_{i}^{-}) \end{aligned}$$

С целью приведения трехмерной задачи к двумерной, что уже выполнено для перемещений, деформаций, изгибов-кручений, напряжений и моментных напряжений, вместо компонент тензоров напряжений и моментных напряжений вводим статически эквивалентные им интегральные характеристики-усилия, моменты и гипермоменты по формулам [10]:

$$T_{ii} = \int_{-h}^{h} \sigma_{ii} dz , S_{ij} = \int_{-h}^{h} \sigma_{ij} dz , N_{i3} = \int_{-h}^{h} \sigma_{i3} dz \ (i \leftrightarrow 3) , M_{ii} = \int_{-h}^{h} \sigma_{ii} z dz$$
$$M_{ij} = \int_{-h}^{h} \sigma_{ij} z dz , L_{mn} = \int_{-h}^{h} \mu_{mn} dz , (m, n = 1, 2, 3) , \quad \Lambda_{i3} = \int_{-h}^{h} z \mu_{i3} dz$$
(8)

В соответствии с принятыми гипотезами и полученными формулами для перемещений (3), деформаций и изгибов-кручений (4), напряжений и моментных напряжений (7), формулу для усредненного функционала I_0 геометрически нелинейной прикладной теории микрополярных тонких пластин получим из формулы (1) трехмерной теории:

$$I_{0} = \iint_{S} \left\langle W_{0} - \left\{ T_{ii} \left[\Gamma_{ii} - \left(\frac{\partial u_{i}}{\partial x_{i}} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial w}{\partial x_{i}} \right)^{2} \right) \right] + M_{ii} \left[K_{ii} - \frac{\partial \psi_{i}}{\partial x_{i}} \right] + \right. \\ \left. + S_{ij} \left[\Gamma_{ij} - \left(\frac{\partial u_{j}}{\partial x_{i}} - (-1)^{j} \Omega_{3} + \frac{1}{2} \frac{\partial w}{\partial x_{i}} \frac{\partial w}{\partial x_{j}} \right) \right] + M_{ij} \left[K_{ij} - \left(\frac{\partial \psi_{j}}{\partial x_{i}} - (-1)^{j} i \right) \right] + \right. \\ \left. + N_{3i} \left[\Gamma_{3i} - \left(\psi_{i} + (-1)^{i} \Omega_{j} \right) \right] + N_{i3} \left[\Gamma_{i3} - \left(\frac{\partial w}{\partial x_{i}} - (-1)^{i} \Omega_{j} \right) \right] + L_{ii} \left[\kappa_{ii} - \frac{\partial \Omega_{i}}{\partial x_{i}} \right] + \right. \\ \left. + L_{33} \left[\kappa_{33} - i \right] + L_{ij} \left[\kappa_{ij} - \frac{\partial \Omega_{j}}{\partial x_{i}} \right] + L_{i3} \left[\kappa_{i3} - \frac{\partial \Omega_{3}}{\partial x_{i}} \right] + \Lambda_{i3} \left[l_{i3} - \frac{\partial i}{\partial x_{i}} \right] \right\rangle dx_{1} dx_{2} - \left. - \iint_{S^{+}} \left[q_{i}^{+} u_{i} + q_{i}^{+} h \psi_{i} + q_{3}^{+} w + m_{i}^{+} \Omega_{i} + m_{3}^{+} \Omega_{3} + m_{3}^{+} h i \right] dx_{1} dx_{2} + \right.$$

$$+ \iint_{S_{-}} [q_{i}^{-}u_{i} - q_{i}^{-}h\psi_{i} + q_{3}^{-}w + m_{i}^{-}\Omega_{i} + m_{3}^{-}\Omega_{3} - m_{3}^{+}h_{i}]dx_{1}dx_{2} + \\ + \int_{l_{1}'} (S_{21}^{0}u_{1} + T_{22}^{0}u_{2} + M_{21}^{0}\psi_{1} + M_{22}^{0}\psi_{2} + N_{23}^{0}w + L_{21}^{0}\Omega_{1} + L_{22}^{0}\Omega_{2} + L_{23}^{0}\Omega_{3} + \Lambda_{23}^{0}l)dx_{1} + \\ + \int_{l_{1}''} [S_{21}(u_{1} - u_{1}^{0}) + T_{22}(u_{2} - u_{2}^{0}) + M_{21}(\psi_{1} - \psi_{1}^{0}) + M_{22}(\psi_{2} - \psi_{2}^{0}) + N_{23}(w - w^{0}) + \\ + L_{21}(\Omega_{1} - \Omega_{1}^{0}) + L_{22}(\Omega_{2} - \Omega_{2}^{0}) + L_{23}(\Omega_{3} - \Omega_{3}^{0}) + \Lambda_{23}(t - t^{0})]dx_{1} + \\ + \int_{l_{2}'} (T_{11}^{0}u_{1} + S_{12}^{0}u_{2} + M_{11}^{0}\psi_{1} + H_{12}^{0}\psi_{2} + N_{13}^{0}w + L_{11}^{0}\Omega_{1} + L_{12}^{0}\Omega_{2} + L_{13}^{0}\Omega_{3} + \Lambda_{13}^{0}l)dx_{2} + \\ + \int_{l_{2}'} [T_{11}(u_{1} - u_{1}^{0}) + S_{12}(u_{2} - u_{2}^{0}) + M_{11}(\psi_{1} - \psi_{1}^{0}) + M_{12}(\psi_{2} - \psi_{2}^{0}) + N_{13}(w - w^{0}) + \\ + L_{11}(\Omega_{1} - \Omega_{1}^{0}) + L_{12}(\Omega_{2} - \Omega_{2}^{0}) + L_{13}(\Omega_{3} - \Omega_{3}^{0}) + \Lambda_{13}(t - t^{0})]dx_{2}$$
(9)

*W*₀-усредненная плотность потенциальной энергии деформации микрополярной тонкой пластинки:

$$W_{0} = \frac{1}{2} \left\langle \frac{2Eh}{1-\nu^{2}} \left(\Gamma_{11}^{2} + \Gamma_{22}^{2} + 2\nu\Gamma_{11}\Gamma_{22} \right) + \frac{2Eh^{3}}{3(1-\nu^{2})} \left(K_{11}^{2} + K_{22}^{2} + 2\nu K_{11}K_{22} \right) \right. \\ \left. + \left[2h(\mu+\alpha) \left(\Gamma_{12}^{2} + \Gamma_{21}^{2} \right) + 2(\mu-\alpha) \Gamma_{12}\Gamma_{21} \right] + \frac{2h^{3}}{3} \left[(\mu+\alpha) \left(K_{12}^{2} + K_{21}^{2} \right) + 2(\mu-\alpha) K_{12}K_{31} \right] + \\ \left. + 2h \left[(\mu+\alpha) \left(\Gamma_{13}^{2} + \Gamma_{31}^{2} + \Gamma_{23}^{2} + \Gamma_{32}^{2} \right) + 2(\mu-\alpha) \left(\Gamma_{13}\Gamma_{31} + \Gamma_{23}\Gamma_{32} \right) \right] + \\ \left. + 2h \left[\left(\beta + 2\gamma \right) \left(k_{11}^{2} + k_{22}^{2} + k_{33}^{2} \right)^{2} + 2\beta \left(k_{11}k_{22} + k_{11}k_{33} + k_{22}k_{33} \right) \right] + 2h \left[\left(\gamma + \varepsilon \right) \left(k_{12}^{2} + k_{21}^{2} \right) + \\ \left. + 2(\gamma - \varepsilon)k_{12}k_{21} \right] + 2h \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} \left(k_{13}^{2} + k_{23}^{2} \right) + \frac{2h^{3}}{3} \frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon} \left(l_{13}^{2} + l_{23}^{2} \right) \right) \right\rangle$$

$$(10)$$

Варьируя I_0 по всем независимым функциональным аргументам, из вариационного уравнения $\partial I_0 = 0$ получим основные уравнения и естественные граничные условия микрополярных упругих геометрически нелинейных тонких пластин с независимыми полями перемещений и вращений, которые выражаются так: Уравнения равновесия

$$\frac{\partial T_{ii}}{\partial x_{i}} + \frac{\partial S_{ji}}{\partial x_{j}} = -(p_{i}^{+} - p_{i}^{-}), \quad \frac{\partial M_{ii}}{\partial x_{i}} + \frac{\partial M_{ji}}{\partial x_{j}} - N_{3i} = -h(p_{i}^{+} + p_{i}^{-})$$

$$\frac{\partial N_{13}}{\partial x_{1}} + \frac{\partial N_{23}}{\partial x_{2}} + \frac{\partial}{\partial x_{1}} \left[T_{11} \frac{\partial w}{\partial x_{1}} + \frac{1}{2} (S_{12} + S_{21}) \frac{\partial w}{\partial x_{2}} \right] + \frac{\partial}{\partial x_{2}} \left[\frac{1}{2} (S_{12} + S_{21}) \frac{\partial w}{\partial x_{1}} + T_{22} \frac{\partial w}{\partial x_{2}} \right] = -(p_{3}^{+} - p_{3}^{-})$$

$$\frac{\partial L_{ii}}{\partial x_{i}} + \frac{\partial L_{ji}}{\partial x_{j}} + (-1)^{j} (N_{j3} - N_{3j}) = -(m_{i}^{+} - m_{i}^{-}),$$

$$L_{33} - \frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x_{1}} - \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial x_{2}} - (M_{12} - M_{21}) = h(m_{3}^{+} + m_{3}^{-})$$

$$\frac{\partial L_{13}}{\partial x_{1}} + \frac{\partial L_{23}}{\partial x_{2}} + (S_{12} - S_{21}) = -(m_{3}^{+} - m_{3}^{-})$$

$$(11)$$

$$Coothollehus ynpyroctu$$

$$T_{ii} = \frac{2Eh}{1 - v^2} [\Gamma_{ii} + v\Gamma_{jj}], \ M_{ii} = \frac{2Eh^3}{3(1 - v^2)} [K_{ii} + vK_{jj}],$$

$$M_{ij} = \frac{2h^{3}}{3} [(\mu + \alpha)K_{ij} + (\mu - \alpha)K_{ji}], S_{ij} = 2h[(\mu + \alpha)\Gamma_{ij} + (\mu - \alpha)\Gamma_{ji}]$$

$$N_{i3} = 2h[(\mu + \alpha)\Gamma_{i3} + (\mu - \alpha)\Gamma_{3i}], N_{3i} = 2h[(\mu + \alpha)\Gamma_{3i} + (\mu - \alpha)\Gamma_{i3}]$$

$$L_{ii} = 2h[(\beta + 2\gamma)\kappa_{ii} + \beta(\kappa_{jj} + \iota)], L_{33} = 2h[(\beta + 2\gamma)\iota + \beta(\kappa_{11} + \kappa_{22})],$$

$$L_{ij} = 2h[(\gamma + \varepsilon)\kappa_{ij} + (\gamma - \varepsilon)\kappa_{ji}], L_{i3} = 2h\frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon}\kappa_{i3}, \Lambda_{i3} = \frac{2h^{3}}{3}\frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon}l_{i3}$$
(12)

$$\Gamma_{ii} = \frac{\partial u_i}{\partial x_i} + \frac{1}{2} \left(\frac{\partial w}{\partial x_i} \right)^2, \quad \Gamma_{ij} = \frac{\partial u_j}{\partial x_i} - (-1)^j \Omega_3 + \frac{1}{2} \frac{\partial w}{\partial x_1} \frac{\partial w}{\partial x_2},$$

$$\Gamma_{i3} = \frac{\partial w}{\partial x_i} + (-1)^j \Omega_j, \quad \Gamma_{3i} = \psi_i - (-1)^j \Omega_j, \quad K_{ii} = \frac{\partial \psi_i}{\partial x_i}, \quad K_{ij} = \frac{\partial \psi_j}{\partial x_i} - (-1)^j \iota,$$

$$\kappa_{ii} = \frac{\partial \Omega_i}{\partial x_i}, \quad \kappa_{33} = \iota, \quad \kappa_{ij} = \frac{\partial \Omega_j}{\partial x_i}, \quad \kappa_{i3} = \frac{\partial \Omega_3}{\partial x_i}, \quad l_{i3} = \frac{\partial \iota}{\partial x_i}$$
(13)

Граничные условия (например для края $x_1 = const$)

$$T_{11} = T_{11}^{0}, S_{12} = S_{12}^{0}, M_{11} = M_{11}^{0}, M_{12} = M_{12}^{0},$$

$$T_{11}\frac{\partial w}{\partial x_{1}} + \frac{1}{2}(S_{12} + S_{21})\frac{\partial w}{\partial x_{2}} + N_{13} = N_{13}^{0}, L_{11} = L_{11}^{0}, L_{12} = L_{12}^{0}, \Lambda_{13} = \Lambda_{13}^{0}$$
(14)

Полученная система уравнений (11)-(13) и граничные условия (14) составляют содержание прикладной теории статики геометрически нелинейных микрополярных упругих тонких пластин с независимыми полями перемещений и вращений с полным учетом поперечных сдвиговых деформаций. Можно сказать, что построенная прикладная теория микрополярных упругих гибких пластин представляет собой обобщение на микрополярный случай в квадратичном приближении геометрически нелинейной классической теории гибких пластин Фепеля-Кармана (которому



соответствует случай $\alpha = 0$).

Отметим, что сформулированная выше вариационная задача соответствует наиболее общему вариационному принципу (типа Ху-Вашицу) микрополярных упругих тонких пластин, из которого можно получить частные вариационные принципы (например, Лагранжа или Кастилиано).

4. Линеаризованные уравнения устойчивости микрополярных упругих пластин. Критическое усилие сжатой микрополярной прямоугольной пластинки.

Пусть микрополярной упругой в прямоугольной пластинке, когда на краях

прямоугольника в срединной плоскости x1, x2 параллельно соответственно осям x1 и x_2 действуют уравновешенные усилия интенсивностями p_1 и p_2 (рис.), осуществлен плоское напряженно-деформированное состояние (НДС), которое назовем основным докритическим и которое представляет собой решение следующей линейной системы уравнений обобщенного плоского напряженного состояния микрополярной упругой тонкой пластинки [16]:

Уравнения равновесия

$$\frac{\partial T_{ii}}{\partial x_i} + \frac{\partial S_{ji}}{\partial x_j} = 0, \frac{\partial L_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial L_{23}}{\partial x_2} + (S_{12} - S_{21}) = 0 \quad i, j = 1, 2$$
(18)

Физические соотношения

Геометрические соотношения

$${\stackrel{0}{\Gamma}}_{ii} = \frac{\partial u_i}{\partial x_i}, \quad {\stackrel{0}{\Gamma}}_{ij} = \frac{\partial u_j}{\partial x_i} - (-1)^j \stackrel{0}{\Omega}_3, \quad {\stackrel{0}{\kappa}}_{i3} = \frac{\partial \Omega_3}{\partial x_i}$$
(20)

На контуре прямоугольной пластинки должны выполнятся следующие граничные условия:

$$\overset{0}{T}_{ii} = -p_i, \overset{0}{u}_j = 0, \overset{0}{L}_{i3} = 0,$$
 при $i = 1,2; j = 1,2; 1 \neq j$ (21)

когда $x_i = 0; a$, где $p_i = const$.

Компоненты перемещений, деформаций, силовых и моментных напряжений, соответствующие этому НДС, отмечены нулевыми верхними индексами. При потере устойчивости, докритическое НДС получит некоторые возмущения. Величины, характеризующие НДС, вызванное этими возмущениями, будем представлять, что они отмечены звездочкой вверху. Возмущенное НДС в пластинке характеризуется величинами соответствующих сумм с индексами нуль и звездочка. Возмущения (т.е. величины звездочками на верху) представляются малыми и при преобразованиях их степенями выше первой будем пренебрегать.

Легко заметить, что решение докритической граничной задачи (18)-(21) имеет вид (которые удовлетворяют указанным уравнениям и граничным условиям):

$$\overset{0}{T}_{11} = const = -p_1, \ \overset{0}{T}_{22} = const = -p_2, \ \overset{0}{S}_{12} = \overset{0}{S}_{21} \equiv 0, \ \overset{0}{L}_{13} = \overset{0}{L}_{31} \equiv 0, \ \overset{0}{\Omega}_{3} \equiv 0$$
(22)

Перемещения $u_1(x_1, x_2)$ и $u_2(x_1, x_2)$ определяются на основе выражений для T_{ii} из (19), если также присоединить граничные условия из (21) для перемещений.

Подставим отмеченные суммарные соотношения в систему уравнений геометрически нелинейной теории микрополярных пластин (14)-(16), тогда уравнения возмущенного напряженного состояния получим в виде:

Уравнения равновесия

$$\frac{\partial M_{ii}}{\partial x_i} + \frac{\partial M_{ji}}{\partial x_j} - N_{3i} = 0, \quad \frac{\partial L_{ii}}{\partial x_i} + \frac{\partial L_{ji}}{\partial x_j} + (-1)^j (N_{j3} - N_{3j}) = 0$$

$$\frac{\partial N_{13}}{\partial x_1} + \frac{\partial N_{23}}{\partial x_2} = P_1 \frac{\partial^2 w}{\partial x_1^2} + P_2 \frac{\partial^2 w}{\partial x_2^2}, \quad L_{33} - \frac{\partial \Lambda_{13}}{\partial x_1} - \frac{\partial \Lambda_{23}}{\partial x_2} - (M_{12} - M_{21}) = 0$$
(23)

Соотношения упругости

$$M_{ii} = \frac{2Eh^3}{3(1-v^2)} [K_{ii} + vK_{jj}], \quad M_{ij} = \frac{2h^3}{3} [(\mu+\alpha)K_{ij} + (\mu-\alpha)K_{ji}]$$
$$N_{i3} = 2h[(\mu+\alpha)\Gamma_{i3} + (\mu-\alpha)\Gamma_{3i}], \qquad N_{3i} = 2h[(\mu+\alpha)\Gamma_{3i} + (\mu-\alpha)\Gamma_{i3}]$$
$$L_{ii} = 2h[(\beta+2\gamma)\kappa_{ii} + \beta(\kappa_{jj} + \iota)], \quad L_{33} = 2h[(\beta+2\gamma)\iota + \beta(\kappa_{11} + \kappa_{22})]$$

$$L_{ij} = 2h[(\gamma + \varepsilon)\kappa_{ij} + (\gamma - \varepsilon)\kappa_{ji}], \qquad \Lambda_{i3} = \frac{2h^3}{3}\frac{4\gamma\varepsilon}{\gamma + \varepsilon}l_{i3}$$
(24)

Геометрические соотношения

$$\Gamma_{i3} = \frac{\partial w}{\partial x_i} + (-1)^j \Omega_j, \ \Gamma_{3i} = \psi_i - (-1)^j \Omega_j, \ K_{ii} = \frac{\partial \psi_i}{\partial x_i}, \ K_{ij} = \frac{\partial \psi_j}{\partial x_i} - (-1)^j \iota,$$

$$\kappa_{ii} = \frac{\partial \Omega_i}{\partial x_i}, \ \kappa_{33} = \iota, \ \kappa_{ij} = \frac{\partial \Omega_j}{\partial x_i}, \ l_{i3} = \frac{\partial \iota}{\partial x_i}$$
(25)

(в этих уравнениях звездочку при величинах, характеризующих напряженное состояние в пластинке, которое вызвано возмущениями, для удобства записи были опущены). К системе уравнений устойчивости микрополярной пластинки будем присоединять соответствующие граничные условия. При решении такой граничной задачи из условия нетривиальности решения получим значения критических величин внешних воздействий.

Рассмотрим конкретную задачу, а именно, когда края пластинки шарнирно оперты:

$$M_{ii} = 0, \psi_j = 0, w = 0, L_{ij} = 0, \Omega_i = 0, \Lambda_{i3} = 0$$
, когда $x_i = 0; a_i$ (26)

и что внешние сжимающие усилия действуют только по направлению оси x_1 .

Решение системы уравнений (23)-(25) для этого случая представим в виде:

$$w(x_1, x_2) = W \sin \frac{m\pi x_1}{a} \sin \frac{n\pi x_2}{b}, \ t(x_1, x_2) = I \cos \frac{m\pi x_1}{a} \cos \frac{n\pi x_2}{b}$$
$$\psi_i(x_1, x_2) = \Psi_i \cos \frac{m\pi x_i}{a} \sin \frac{m\pi x_j}{b}, \quad \Omega_i(x_1, x_2) = O_i \sin \frac{m\pi x_i}{a} \cos \frac{n\pi x_j}{b}$$
(27)

Решение (27) автоматически удовлетворяет граничным условиям (26). Подставляя (27) в систему уравнений (23)-(25), для определения $p_{1 \text{кр.}}$ приходим к решению алгебраической однородной системе линейных уравнений. Критическое значение действующей сжимающей нагрузки получим от требования существования ненулевого решения системы полученной системы алгебраических уравнений:

Далее выполнен численный расчет в случае, когда m=n=1, a=b=0,07 м, h/a=1/40, $\alpha = 1,6 \cdot 10^3$ Па, $\mu = 2$ МПа, $\lambda = 3$ МПа, $\gamma = \epsilon = 150$ Н, $\beta = 120$ Н (материальные константы для гипотетического материала). В результате получен $p_{1 \text{ кр.}} = 206,596$ Н/м. Та же задача решена по классической модели и получен: $p_{1 \text{ кр.}} = 164,493$ Н/м. Как убедимся, микрополярная пластинка более устойчивая (жесткая), чем классическая.

5. Заключение. В работе, принимая в основу геометрически нелинейную теорию микрополярной упругости с независимыми полями перемещений и вращений, обобщая подход Феппеля-Кармана теории гибких пластин и развивая гипотезы построения линейной теории микрополярных тонких пластин и оболочек, изложена линейная теория устойчивости микрополярных упругих тонких пластин. Далее изучается задача об устойчивости сжатой прямоугольной микрополярной пластинки, на основе анализа численных результатов, установлено, что учет свойств микрополярности материала повышает жесткостные свойства пластинки по сравнению с классическим случаем.

ЛИТЕРАТУРА

1.Вольмир А. С. Гибкие пластинки и оболочки. М.: ГИТТЛ. 1956. 419 с.

2.Корнишин М. С. Нелинейные задачи теории пластин и пологих оболочек и методы их решения. Казань: Казанский филиал АН СССР. 1964. 192 с.

3.Васидзу К. Вариационные методы в теории упругости и пластичности. М.: Мир. 1987. 542 с.
4. Григолюк Э. И., Мамай В. И. Нелинейное деформирование тонкостенных конструкций. М.: Наука. Физматлит. 1997. 272 с.

5.Новожилов В. В. Основы нелинейной теории упругости. Л.-М.: Гостехиздат. 1948. 211 с.

6.Eringen A. C. Suhubi E. S. Non-linear theory of simple microelastic solids// Int. J. Eng. Sci. I-1964, 2,2,189; II-1964,2,4,389.

7.Stojanovic R. A. Non-Linear Theory of Thermoelasticity with Couple-Stresses/Trends of Elasticity and Thermoelasticity. Cröningen. 1974. 294 p.

8. Еремеев В. А., Зубов Л. М. Механика упругих оболочек. М.: Наука. 2008. 280 с.

9.Eremeyev V., Altenbach H. Basics of Mechanics of Micropolar Shells/ Shell-like Structures. Advanced Theories and Applications. CISM International Centre for Mechanical Sciences. Courses and Lectures. Springer. 2017. Vol 572. P. 63-112.

10.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.

11.Саркисян С. О. Общая теория микрополярных упругих тонких оболочек// Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 1. С. 55-66.

12.Sargsyan S. H. Mathematical Models of Micropolar Elastic Thin Shells// Advanced Structured Materials. Shell-like Structures. Non-classical Theories and Applications. Springer. 2011. Vol. 15. P. 91-100.

13.Саркисян С. О. Общая динамическая теория микрополярных упругих тонких оболочек.// Доклады АН России. 2011. Т. 436. № 2. С. 195-198.

14.Sargsyan S. H. Effective Manifastations of Characteristics of Strength and Rigidity of Micropolar Elastic Thin Bars// Journal of Materials Science and Engineering. 2012. Vol. 2. N 1. P. 98-108.

15.Саркисян С.О., Саркисян А. А. Модель колебаний микрополярных тонких оболочек. // Акустический журнал. 2013. Том 59, №2. С. 170-181.

16.Саркисян С. О. Краевые задачи тонких пластин в несимметричной теории упругости// Прикладная математика и механика. 2008. Т. 72. Вып. 1. Д. 129-147.

17.Саркисян А. А., Саркисян С. О. Математическая модель геометрически нелинейных микрополярных упругих тонких пластин.//XVII международная конференция «Современные проблемы механики сплошной среды». Труды конференции. Ростов-на-Дону, 14-17 октября 2014 г. С. 180-184.

18. Тимошенко С. П., Войновский-Кригер С. Пластинки и оболочки. М.: Наука. 1966. 636 с.

19.Пелех Б. Л. Концентрация напряжений около отверстий при изгибе трансверсально-изотропных пластин. Киев. Наукова думка. 1977. 184 с.

Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В ТРАБЕКУЛЯРНОЙ КОСТНОЙ ТКАНИ СУБХОНДРАЛЬНОЙ ОБЛАСТИ ОКОЛОСУСТАВНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПРИ ИМПРЕССИОННОМ ПЕРЕЛОМЕ

Зайцев Д.В.^{1,2}, Гилев М.В.¹⁻³, Измоденова М.Ю.³

¹Уральский Федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Россия, 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19, dmitry.zaytsev@urfu.ru ² Институт высокотемпературной электрохимии Уральского отделения Российской академии наук, Россия, 620137, Екатеринбург, ул. Академическая, 20, gilevmikhail@gmail.com

³ Уральский государственный медицинский университет Минздрава Российской Федерации, Россия, 620028, Екатеринбург, ул. Репина, 3, izmodenova96@gmail.com

Введение



Рисунок 1- Импрессионный бикондилярный перелом плато большеберцовой кости.

проблемам К приоритетным современной травматологии и ортопедии лечение внутрисуставных относится импрессионных переломов. Среди всех переломов, данная категория составляют 17.6 % ДΟ случаев. Неудовлетворительные исходы лечения составляют от 9,4 % до 47,7 % случаев в зависимости от локализации. Внутрисуставной перелом – особый вид костного повреждения, характеризующийся наличием линии излома внутри капсулы сустава. При данном виде травмы деструктивный процесс переходит на все элементы сустава: наравне с костью нарушается целостность гиалинового хряща И субхондральной кости, повреждаются структуры мягкотканые сустава, вследствие чего кровь и костный мозг эпиметафиза попадают в суставную полость [1].

Для внутрисуставного импрессионного перелома характерны два основных механизма травмы. Наиболее распространенным является непрямой механизм, предусматривающий опосредованное через сустав приложение вектора травмирующей силы, что приводит к появлению сгибающего момента и, как следствие, вклинение одной части суставной поверхности в другую. Важную роль в конфронтации возникающей эксцентрической нагрузки играют связки, которые преобразуют изгибающий момент травмирующего вектора в ортоградную осевую нагрузку, «выламывающей» часть кости. Как правило, это приводит к монофокальному эпиметафизарному импрессионному перелому. Прямой механизм обусловлен непосредственным приложением травмирующей силы к метадиафизу кости или посредством аксиальной передачи последней между смежными костными сегментами. Этот механизм обычно обусловливает взрывной характер перелома и вызывает тяжелые повреждения мягкотканного периартикулярного компонента. Согласно вышеперечисленным механизмам нагружения, одноосное сжатие является предпочтительной схемой нагружения для моделирования внутрисуставного импрессионного перелома [2].

Рассмотренные выше механизмы подробно раскрывают роль вектора травмирующей силы и связочного аппарата в возникновении импрессионного перелома, но не учитывают особенности субхондральной трабекулярной кости как материала, микроструктура и механические свойства которого также в значительной мере влияют на характер травмы. Трабекулярная кость человека является сложноорганизованным иерархическим композитом природного происхождения. Первый уровень (≈100нм) – это минерализованные коллагеновые волокна. На втором уровне (1- 10мкм) волокна образуют тонкие пластинки толщиной около 7 мкм, в которых они лежат в несколько слоев. В пределах одного слоя волокна лежат в одном направлении, но по отношению к соседним слоям/плоскостям, они повернуты под различными углами. Группы костных пластин, располагаясь по линиям наибольших нагрузок, формируют костные перекладины или трабекулы губчатого вещества. Губчатое вещество представляет собой неоднородный и анизотропный материал, высокая деформируемость которого связана с его пористостью, которая составляет 30 - 90%. Главную роль в сопротивлении кости механическому нагружению играют организация твёрдой массы ткани и ориентация волокон. Коллагеновые волокна располагаются всегда таким образом, чтобы выдерживать нагрузку, которой обычно подвержена кость. Продольно ориентированные волокна оказывают большее сопротивление растяжению, а поперечные доминируют в областях, подверженных сильному сжатию. Кроме того, проблема остеопороза и связанного с ним снижения механических характеристик костной ткани требует тщательного подбора остеотропного материала, используемого при оперативном лечении импрессионных переломов, с целью не допустить перифокальной резорбции кости по причине более высоких значений механических свойств материала по сравнению с костной тканью пациента.

В ходе хирургического лечения внутрисуставных импрессионных переломов костей конечностей наравне с аутологичной костью используются современные биокомпозитные материалы. Совместимость остеозамещающего материала и костной ткани по механическим характеристикам является одним из условий, определяющим благоприятные функциональные результаты. Понимание взаимосвязи между микроструктурой трабекулярной кости и ее механическими характеристиками позволит создать тканеэквивалентные материалы для функционального замещения костного дефекта. Поэтому необходимо исследование, включающее описание механизмов деформации костной ткани на всех структурных уровнях.

Целью работы было изучение механических свойств трабекулярной костной ткани субхондральной области при одноосном сжатии в зависимости от особенностей физических eë микроструктуры для определения механизмов образования внутрисуставных импрессионных переломов костей конечностей и сравнения механических свойств костной ткани С современными остеозамещающими материалами.

Методы испытаний. Исследования проведены на образцах трабекулярной костной ткани околосуставной локализации, полученной от 40 лиц мужского (N = 24; 60,0%) и женского (N = 16; 40,0%) полов, умерших в возрасте от 30 до 50 лет (средний возраст – 39,5 ± 5,6 г.). Критериями включения в морфологический этап исследования являлся возраст умерших от 30 до 50 лет как наиболее соответствующий возникновению импрессионных переломов костей конечностей для отдельных нозологических форм. Критерием исключения являлись видимые макроскопически дегенеративно-дистрофические заболевания искомых суставов.

Из костных фрагментов при помощи корончатой алмазной фрезы были изготовлены образцы цилиндрической формы, при этом ось цилиндра, соответствующая направлению сжатия, совпадала с вектором осевой физиологической нагрузки. Методика приготовления образцов костной ткани на примере дистального отдела лучевой кости показана на рисунке 2. При сверлении, костный фрагмент был полностью погружен в воду для предотвращения его нагрева и, как следствие, повреждения органического матрикса. После сверления, края цилиндрической заготовки отрезались алмазным диском. Во время резки на место реза подавалась

вода. Стоит отметить, что рез производился на максимально близком расстоянии от гиалинового хряща. Далее, торцы цилиндрической заготовки обрабатывали на алмазном диске с водным охлаждением, до достижения плоскопараллельности торцов и нужных размеров. Окончательно образцы были 6 мм в диаметре и 6 мм в высоту.



Рисунок 2 - Методика приготовления образцов костной ткани для испытания на одноосное сжатие: а - вид костного фрагмента; б - фрагмент кости после высверливания образцов при помощи корончатой алмазной фрезы; в - цилиндрическая заготовка с остатком гиалинового хряща; г - искомый образец для испытаний.

Для оценки влияния плотности костной ткани на ее физические

свойства перед проведением механических испытаний измеряли физическую плотность ткани образцов путем их взвешивания на электронных весах VIBRA AJ-420CE (Япония, точность 0,001 г) и измерения линейных размеров с помощью микрометра МКЦ-25 (Россия, точность 0,005 мкм). Испытания на одноосное сжатие выполняли на установке Shimadzu AG-X 50kN (Япония) со скоростью нагружения 0,5 мм/мин. Аттестацию микроструктуры костной ткани проводили на сканирующем электронном микроскопе JSM-6390 LV (Япония). Для определения радиоденситометрической плотности костной ткани, до испытания, была проведена компьютерная томография образцов на томографе Toshiba Aquilion 64 (Япония).

были определены механические характеристики современных Также материалов, применяемых для реконструкции костных дефектов: синтетический bтрикальций фосфат (bTCP, производство Science & Bio Materials, Франция), ксенопластичестический материал «Остеоматрикс» (производство «Коннектбиофарм», Россия) углеродный наноструктурный имплантат (УНИ, производство и «Нанотехмедплюс», Россия). Для достижения поставленной цели из каждого материала при помощи корончатой алмазной фрезы и абразивных бумаг были изготовлены образцы цилиндрической формы диметром 6 мм и высотой 6 мм. Образцы подвергались одноосному сжатию при помощи испытательной машины Shimadzu AG-X 50kN (Япония) со скоростью нагружения 0,5 мм/мин. На следующем этапе проводилось исследование на лабораторных животных в виварии ФГБОУВО «Уральский государственный медицинский университет» Минздрава России, объектом которого явились кролики (N=21, женский пол, возраст 6 месяцев) чистой линии породы Шиншилла массой 3 - 3,5 кг. Все манипуляции с животными проведены с соблюдением правил Европейской конвенции по защите животных, используемых для

экспериментальных и других научных целей (Вопросы восстановительной и реконструктивной хирургии №4, 2003 г., №6 и №9 2004 г.), международных рекомендаций по проведению биологических исследований с использованием животных, принятых международным советом научных обществ (CIOMS) в 1985 г., правил лабораторной практики в РФ (Приказ МЗ РФ №267 от 19.06.2003 г.), Хельсинкской декларации от 2000 г. «О гуманном отношении к животным» и приложения №8 «Правил гуманного отношения к лабораторным животным». Экспериментальное исследование было одобрено локальным этическим комитетом ФГБОУ ВО «Уральский государственный медицинский университет» МЗ РФ (протокол №6 от 16.12.2016).

Под комбинированным наркозом создавалась экспериментальная модель импрессионного перелома медиального мыщелка большеберцовой кости, морфология которого была максимально приближена к искомому клиническому варианту внутрисуставной импрессионной травмы. Было выделено три группы животных, согласно типу аугмента. Первая группа (N=6, 28,6%) - лабораторные животные, которым выполнялась аугментация с использованием синтетического bTCP. Вторая группа (N=6, 28,6%) состояла из животных, аугментация которым проводилась ксенопластичестическим материалом «Остеоматрикс». Третью группу (N=6, 28,6%) прооперированные углеродного составляли животные. применением С наноструктурного имплантата. Группой контроля служили кролики (N=3, 14,2%) с интактными коленными суставами. Животные выводились из эксперимента на 6, 12 и 24 неделях после операции.



Рисунок 3 - Участок проксимального отдела большеберцовой кости, содержащий имплантат и перифокальную костную ткань, перед проведением механических испытаний.

Фрагменты большеберцовой кости кролика подвергали механическим испытаниям, чтобы определить прочностные свойства и оценить влияние остеозамещающего материала на механические характеристики кости после проведения аугментации.

С целью определения основных параметров остеоинтеграции, происходящих на границе кость-имплантат при завершенной костносуставной консолидации, из фрагмента большеберцовой кости вырезали участки, содержащие зону интеграции имплантата и перифокальную костную ткань по периметру в 4 мм, при помощи алмазного диска с водным охлаждением образца (рис. 3). Полученные образцы также подвергались одноосному сжатию. В ходе механических испытаний определялась максимальная нагрузка (F_{max}), которую способен выдержать фрагмент большеберцовой кости без разрушения и величина упругой деформации при максимальной нагрузке [3].

Нормальность распределения признака оценивалась при помощи теста Шапиро-Уилка, при этом, если распределение отличалось от нормального, то применяли непараметрический анализ с использованием U-критерия Манна-Уитни для независимых и сопряжённых вариантов, если признак имел нормальное распределение применяли параметрический анализ с использованием t-критерия

Стьюдента. Степень взаимосвязи признаков оценивали при помощи коэффициента ранговой корреляции Спирмена для категориальных признаков и коэффициента линейной корреляции Пирсона – для количественных.

Результаты и обсуждение

Деформационное поведение образцов трабекулярной кости субхондральной



Рисунок 4 - Образец после сжатия (деформация >30%).



области при одноосном сжатии было подобно поведению упруго-пластичных тел. Образцы были способны выдержать значительную деформацию, которая могла превышать 30%, без разрушения их на части (рис. 4). На рисунке 4 видно, что в образце отсутствуют видимые трещины. деформировались Bce образцы до максимального значения напряжения, после чего напряжение снижалось и без образец далее деформировался разрушения (рис. 4 и 5).

На начальном этапе нагружения ход деформационной кривой практически до достижения максимального напряжения был линейным, что характерно для

> материалов, деформирующихся упруго (рис. 5). Максимальное напряжение, которое достигалось при сжатии образцов лежало в 5-10MПa. диапазоне Деформация при максимальном напряжении составила 2-3%.

Рисунок 5 - Типичная деформационная кривая образца из трабекулярной кости при одноосном сжатии.

Таблица 1 - Результаты физического исследования	образцов трабекулярной кости
при одноосном сжатии	

Изучаемый	параметр	ДОЛК*	ПОББК**	ПК***
	Медиана	4,33	4,25	8,9
Максимальное напряжение. МПа	25% перцентиль	3,52	2,45	6,33
	75% перцентиль	8,49	7,35	13,76
	Медиана	0,17	0,14	0,38
Модуль Юнга, ГПа	25% перцентиль	0,11	0,09	0,24
	75% перцентиль	0,38	0,32	0,59
	Медиана	3,26	4,24	3,42
упругая деформация, %	25% перцентиль	2,87	3,25	2,84
	75% перцентиль	4,91	4,92	3,9
*ДОЛК	– диста	льный отде	л лучевой кос	сти;

**ПОББК

- проксимальный отдел большеберцовой кости



Рисунок 6 - Распределение денсиметрической плотности дистального эпиметафиза бедренной кости.

***ПК

– пяточная кость

Результаты механических испытаний представлены в виде медианы и 25% и 75% квартилей (Ме (25%;75%)) в таблице 1. Точка максимального напряжения является характеристикой, определяющей максимальную нагрузку, которую кость способна выдержать без необратимой деформации. В клинической практике это проявляется в виде возникновения импрессионных переломов. Модуль Юнга характеризует жесткость, или податливость, материала при упругой деформации. Чем жестче образец, тем большую нагрузку нужно приложить, чтобы его упруго деформировать. Величина упругой деформации определяет возможность деформировать образец без необратимых изменений в его микроструктуре. Проведенные исследования, показали, что наблюдается значительный меж- и внутригрупповой разброс механических характеристик. Данное обстоятельство было связано с большим возрастным интервалом выбранных объектов для исследования. Также некоторый разброс мог быть вызван различным выбором места забора образцов, так как известно, что плотность костной ткани и, как следствие, механические свойства неодинаковы в различных участках субхондральной кости (рис. 6). Несмотря на это, удалось выделить различия в механических свойствах между группами (Таблица 1). Максимальное напряжение в группе ПК примерно в два раза выше, чем в группах ДОЛК и ПОББК. Подобная зависимость, прослеживалась и у модуля Юнга, тогда как максимальная упругая деформация наблюдалась в образцах из группы ПОББК. Полученные значения модуля Юнга, максимального напряжения и упругой деформации могут служить эталоном при выборе остеозамещающего материала для аугментации структурного дефекта, возникшего в результате импрессионного перелома.

Для подтверждения зависимости механических свойств от плотности или содержания в кости минеральных веществ, перед испытаниями была измерена физическая и денсиметрическая плотности. Денситометрия – распространенная неинвазивная методика, позволяющая количественно оценить состояние костной ткани по содержанию в ней минеральных компонентов. Денситометрия является ведущим методом диагностики остеопороза, обусловливая возможность выявить заболевание на ранних стадиях. Физическая плотность основана на измерении массы и объема материала. Стоит отметить, что масса нативного образца включает в себя массу самой костной ткани и костного мозга, содержащейся в ней.



Рисунок 7 - Зависимость плотности образца от максимального напряжения: а –физическая плотность; б - денсиметрическая плотность.

При проведении денситометрического исследования средняя плотность латерального мыщелка большеберцовой кости составила 218±39HU, дистального эпиметафиза лучевой кости 319±45HU, пяточной кости 328±36HU. При измерении физической плотности 0,93±0,03 г/мм³ 10⁻³; 0,96±0,02 г/мм³ 10⁻³ и 1,0±0,02 г/мм³ 10⁻³ соответственно. Несмотря на значительный разброс результатов, можно сказать, что наблюдалось повышение механических свойств костной ткани с увеличением ее плотности, как физической (рис. 7а), так и денситометрической (рис. 7б). Видно, что денситометрическая плотность находилась в прямой зависимости от плотности физической (рис. 8). На основании этих экспериментальных данных, механические свойства костной ткани живого пациента возможно предсказать, основываясь на результатах томографии, а также создавать модели любых элементов реконструкции опорно-двигательного аппарата, выполнять геометрические построения, объединяя модель костной ткани с моделями систем накостной фиксации и эндопротезами. предсказывать характер их взаимодействия.

При проведении оптической микроскопии образцов после нагружения, наблюдались поперечные фрагментированные переломы трабекул костного вещества, поверхностный рельеф трабекул, образованный пучками коллагеновых фибрилл и



Рисунок 8 - Связь между физической и денсометрической плотностью.

кристаллами гидроксиапатита, был сглажен, однако, детально исследовать этот процесс данным представлялось методом не Исследование возможным. образцов контроля группы позволило наблюдать недеформированные трабекулы костного вещества, определить их продольные и поперечные размеры ориентацию в пространстве. И Хорошо прослеживались размеры, форма и конфигурация пор, в их просвете сохранялись стромальные элементы костного мозга. В процессе деформации и микроперелома образования на оптическом уровне происходила и компактизация дезорганизация

костного матрикса за счет нарушения структуры костных трабекул, изменения размеров и конфигурации пор.

При проведении растровой электронной микроскопии в деформированных образцах контрольной группы прослеживались лакуны остеоцитов, ламеллы и отдельные гаверсовы системы. Направление ламелл в трабекуле было неоднородным: в центральной части пластинки костного вещества были расположены продольно, в периферической части – лежали поперечно. В основной группе при распространение одноосного сжатия происходило проведении трещин по интерламеллярным промежуткам; были отмечены множественные трещины, идущие вдоль оси нагружения в центральной и периферической частях костной трабекулы. Протяженность трещин варьировала от нескольких микрометров до тех, что протянулись вдоль всей трабекулы и являлись объединением множественных более мелких трещин, имеющих многочисленные ответвления, за счет которых происходил рост основной трещины. Зародившаяся на периферии поперечная трещина, дойдя до центральной части, изменяла свое направление на продольное в соответствии с расположением ламелл. В крупных трабекулах встречалась укладка костных пластин в виде гаверсовых систем. В этом случае трещины распространялись в радиальном направлении от центрального канала. В трабекулах отчетливо выявлялась первичная продольная микрослоистость, наблюдающаяся в виде чередование более светлых и более темных сплошных или линзовидных полосок. Толщина полосок колебалась в пределах 10-50 мкм. В деформированных образцах микрослоистость сохранялась, однако, в пределах полосок появлялись разволокнения в пучках костного коллагена.

В переходной зоне трабекулы наблюдались фрагментарные микропереломы трабекулы. Повреждения трабекул можно разделить на три типа: область расслоения органического матрикса в трабекуле (рис. 9а); множественное растрескивание или появление большого количества микротрещин в трабекуле (рис. 9б) и перелом трабекулы (рис. 9в). На основании полученных





Рисунок 9 - Микроструктура трабекулярной костной ткани после механического нагружения: а – область расслоения органического матрикса в трабекуле; б – множественное растрескивание трабекулы; в – перелом трабекулы.

микрофотографий можно предположить, что под нагрузкой, после достижения предела упругости, вначале происходит расслоение органического матрикса и образование микропор между коллагеновыми волокнами; далее, в области расслоения формируется микротрещина. Количество микротрещин начинает увеличиваться с нагрузкой. По достижению критической концентрации микротрещин, они объединяются, что приводит к зарождению и росту основной трещины, из-за которой происходит разрушение трабекулы. При увеличении массы образца увеличивается количество трабекул и, как следствие, увеличивается его прочность.

Разрушение образца не происходит, даже при больших деформациях благодаря сложному распределению трабекул и высокой пористости, когда разрушение отдельных трабекул не приводит к росту макроскопических трещин. Данная особенность костного материала также может быть связанна с его уникальным строением, при котором костный каркас окружен жировой тканью в виде желтого костного мозга (рис. 10).



Рисунок 10 - Микроструктура костной ткани околосуставной локализации.

Благодаря большому количеству жировой ткани, даже при разрушении костной основы не происходит хрупкого разрушения образца, так как отломки костного каркаса удерживаются жировой тканью.

При проведении атомно-силовой микроскопии в образцах контрольной группы прослеживались волокна коллагена, расположенные ангулярно, между которыми определялись промежутки различной формы, компоненты минерального матрикса присутствовали в виде упорядоченных ромбовидных пластинок, прочно связанных с коллагеном. В деформированных образцах наблюдалась дезорганизация коллагеновых фибрилл и объединение отдельных волокон в более крупные аморфные конгломераты. Кристаллы гидроксиапатита, покрывающие коллагеновые волокна, приобретали аморфный вид. Также изменялась конфигурация пространств между пучками коллагена: несколько более мелких пространств, отграниченных друг от друга и имеющих сложную конфигурацию, сливались в одно более крупное, утрачивающее свою первоначальную форму. Исследование органического матрикса методом атомносиловой микроскопии показало, что фиксированные и контрастированные фибриллы коллагена выглядят поперечно исчерченными с периодом 67 нм, который включает одну темную и одну светлую полоски, с диаметром в среднем 100 нм. При этом у лиц с патологией соединительной ткани исследователи наблюдали, что сопоставимые измерения длины и поперечника коллагеновых волокон сильно варьировали, с увеличением промежутка между волокнами до 98 нм (в среднем 84 нм) и уменьшения поперечного размера волокон до 40 нм (в среднем 56 нм) [4,5]. Другая группа авторов характеризует микроскопическую картину следующим образом: наблюдается разрушение белкового матрикса и последующие изменения в упаковке коллагеновых волокон. Хорошо видна перестройка коллагеновых волокон из сетчатого вида с волокнами толщиной 1-2 мкм в плотные ориентированные структуры значительной толщины (3-7 мкм) [6,7].

Механический параметр*	bTCP**	УНИ***	Ксенокость
Модуль Юнга [ГПа]	5,87±1,87	6,56±1,17	0,12±0,06
Максимальное напряжение [МПа]	28,01±7,18	113,7±14,6	2,83±1,17
Упругая деформация [%]	0,76±0,07	2,61±0,69	2,84±1,16
			$p = 0.012 \pi o$

Таблица 2 - Данные о механических параметрах остеозамещающих материалов

*разница между параметрами была статистически достоверна, р = 0,012 по тесту хи-квадрат

**bTCP – b-threecalcium phosphate (англ.); b-трикальций фосфат

***УНИ – углеродный наноструктурный имплантат

В ходе механических испытаний на одноосное сжатие остеозамещающих материалов были определены их механические характеристики. Данные о механических параметрах остеозамещающих материалов представлены в таблице 2. Остеозамещающие материалы на основе углеродного наноструктурного имплантата и b-трикальция фосфата по прочности превышали ксенопластический материал (в 9,8 раз b-трикальция фосфата и в 39,7 раз для углеродного наноструктурного имплантата; p = 0,025) и разрушались при достижении максимального напряжения в 28,01±7,18 МПа и 113,7±14,6 МПа соответственно. Значение модуля Юнга для данных остеозамещающих материалов составило приблизительно одинаковое значение (5,87±1,87 ГПа для b-трикальция фосфата и 6,56±1,17 ГПа для углеродного наноструктурного имплантата; различия статистически не достоверны при р = 0,189). На рисунке 11 представлены деформационные кривые остеозамещающих материалов.



Рисунок 11 - Деформационные кривые остеозамещающих материалов и трабекулярной кости человека: 1- bTCP, 2- Остеоматрикс (ксенокость), 3-УНИ



Рисунок 12 - Деформационные кривые системы трабекулярная кость – имплантат в 6 недель после операции:1- bTCP, 2- Остеоматрикс (ксенокость), 3-УНИ (углерод).

Деформационное поведение остеозамещающего материала а основе углеродного наноструктурного имплантата и b-трикальция фосфата подобно поведению хрупких материалов. Деформационное поведение ксенопластического материала было подобно поведению упруго-пластичных твердых тел

И

деформационному поведению кости человека околосуставной локализации, когда после упругой деформации материал способен значительной К необратимой деформации. Способность материала к необратимой деформации позволяет телу выдерживать значительные деформации без видимого разрушения. Ha примере ксенопластического материала видно, что OH способен. как И кость. выдерживать большие деформации, при даже превышении максимальной нагрузки (рис. 11). Хрупкие материалы разрушаются по достижению

максимального напряжения. На рисунках 12-14 приведены деформационные кривые фрагментов костей после выполнения пластики дефекта.

Механический параметр*			bTCP**	УНИ***	Ксенокость	Группа контроля****			
Максимальная	Bp	6	1446±12,21	1487±6,44	1246±6,28	1410,02±5,21			
нагрузка [Н]	eM	12	1118±7,56	960±8,27	1104±6,36	1417,33±8,58			
	я,нед	24	1715±9,23	889±9,35	1624±7,23	1421,24±12,22			
Упругая	В	6	1,42±0,30	1,77±0,34	1,51±0,37	2,54±0,21			
деформация [%]	нел	12	1,54±0,35	1,96±0,25	1,45±0,31	2,32±0,45			
	г _ј я	24	4,24±0,21	3,63±0,28	4,34±0,22	2,14±0,22			

Таблица 3 - Механические свойства проксимального эпиметафиза большеберцовой кости кролика

*разница между параметрами была статистически достоверна,

р = 0,012 по тесту хи-квадрат

bTCP – b-threecalcium phosphate (англ.); b-трикальций фосфат *УНИ – углеродный наноструктурный имплантат ****Группа контроля – оперативное аугментирование не проводилось, большеберцовые кости интактны



Рисунок 13 - Деформационные кривые системы трабекулярная кость – имплантат в 12 недель после операции: 1- bTCP, 2- УНИ (углерод), 3- Остеоматрикс (ксенокость). Результаты механических испытаний фрагментов большеберцовой кости С имплантированным аугментом, полученных от лабораторных животных приведены в таблице 3. По итогам проведенного эксперимента механические свойства проксимального эпиметафиза большеберцовой кости после выполнения пластики дефекта материалом bTCP в сроке 6 недель после операции значимо не изменились сравнению с контрольной ПО группой. Затем происходило снижение прочности и упругости в 12 недель. В срок 24 недели происходило полное восстановление прочностных свойств, которые превосходили значения в контрольной группе. Подобная тенденция изменения

прочности наблюдалась и в группе с применением материала «Остеоматрикс». Визуально после проведения испытания наблюдалось уменьшение высоты образца до нескольких мм, вдавление участка плато большеберцовой кости, образование клиновидных переломов эпиметафиза. Однако по сравнению с пластикой bTCP, в данном случае эпиметафиз уступал по прочности неповрежденной кости, в 12 недель упруго – прочностные свойства продолжали снижаться, но в 24 недели наблюдалось повышение прочности до уровня, предшествовавшего травме, но не превышающего таковой. Восполнение дефекта УНИ в сроке 6 недель позволяло достичь уровня прочности кости до травмы. С течением времени замещения его костью не происходили, на границе кости и материала, а также в самом имплантате накапливались микроповреждения, которые обусловливали неуклонное снижение прочностных характеристик.



Рисунок 14 - Деформационные кривые системы трабекулярная кость – имплантат в 24 недели после операции: 1- bTCP, 2- УНИ (углерод), 3- Остеоматрикс (ксенокость).

Анализ деформационного поведения фрагмента большеберцовой кости с имплантированным аугментом показал отсутствие зависимости характера деформационного поведения от времени проведения аугментации и от типа остеозамещающего материала (рис. 12-14).

Изменение механических свойств отражает способность функционального замещения имплантата костного дефекта на начальном этапе консолидации перелома, не вызывая накопления микроповреждений в месте контакта с донорским ложем. Данную способность определяет скорость резорбции остеозамещающего материала, а также способность новой трабекулярной кости противостоять нагрузке. Электронная сканирующая микроскопия позволяет отследить несколько стадий образования кости, начиная с отдельных очагов минерализации в областях роста капиллярной сети до формирования сложной пористой структуры. Изучение срезов кости, сделанных после испытаний на сжатие, дает возможность на микроуровне наблюдать процесс образования дефектов в области имплантации. Данные сканирующей электронной микроскопии показали, что Остеоматрикс и bTCP подвергались резорбции и диссоциации в биологической среде, постепенно замещаясь молодой костной тканью. При этом скорость биодеградации bTCP была несколько ниже, чем у Остеоматрикса, поэтому новая кость более плотно контактировала с имплантатом. УНИ не интегрировал с окружающей костью и не замещался ей (рис. 15-17).

Трещины, которые возникли в результате приложения нагрузки при механических испытаниях, зарождались в области материала преимущественно на расстоянии до нескольких микрометров от границы кости и имплантата, они останавливались в новой кости. Процессы разрушения происходили также и в толще имплантата, захватывая молодую костную ткань, образовавшуюся в его порах на сроке 6 месяцев (рис. 15). Также на рисунке 15 можно наблюдать, как трещина растет вдоль границы соединения «новообразованная кость-имплант». Низкая механическая прочность существенно ограничивает применение на практике многих материалов С хорошими остеокондуктивными свойствами. Искусственно полученные материалы на основе гидроксиапатита, приближенные по структуре и составу к минеральному матриксу кости, по данным зарубежных авторов, обладают выраженными остеоиндуктивными и остеокондуктивными свойствами, но достаточно



Рисунок 15 - Сканирующая электронная микроскопия образцов, содержащих остеозамещающий материал и периимплантную костную ткань в сроке 6 недель после операции: а – bTCP; б - Остеоматрикс (ксенокость); в - УНИ (углерод).



Рисунок 16 - Сканирующая электронная микроскопия образцов, содержащих остеозамещающий материал и периимплантную костную ткань в сроке 3 месяца после операции: а – bTCP; б - Остеоматрикс (ксенокость); в - УНИ (углерод).



Рисунок 17 - Сканирующая электронная микроскопия образцов, содержащих остеозамещающий материал и периимплантную костную ткань в сроке 6 месяцев после операции: а – bTCP; б - Остеоматрикс (ксенокость); в - УНИ (углерод).

низкими прочностными свойствами, что ограничивает их применение. Однако различные добавки (оксид кремния, оксид марганца, органические полимеры и др.) позволяют значительно повысить механические свойства материала. Например, добавление 5 и 10 wt % Nylon N6 nanofiber membranes к матрице из гидроксиапатита увеличивает модуль Юнга с 9.8 MPa до 19.2MPa и 35.7 MPa соответственно [9]. Группа авторов под руководством Н. Ingole, 2017, проводила измерение механических свойств материала на основе гидроксиапатита. По их данным, предел прочности материала при сжатии составил 46,6 МПа и модуль упругости составил 2,8 ГПа [10].

Определение механических свойств трабекулярной кости и адекватный выбор остеозамещающего материала являются важными аспектами, позволяющими спрогнозировать стабильность имплантации, которая существенно снижается в условиях уменьшения минеральной плотности костного вещества. По данным S. Salmasi, 2016, предел прочности трабекулярной кости при сжатии 2-12 МПа, а модуль

Юнга составляет 0.5-0.005 ГПа [10]. Научная группа под руководством Науменко Л.Ю., 2014, проводила эксперимент по имплантации остеоматрикса в бедренную кость крысы. По данным авторов, композитный ксеноматериал не оказывал токсического действия на организм животного и положительно влиял на репаративные процессы в костной ткани. Ни у одного из оперированных животных реакции отторжения или какойлибо иной местной патологической реакции воспаления обнаружено не было, что свидетельствовало в пользу хорошей биосовместимости исследуемого материала [11]. Интересное исследование провели Stacchi С. и соавт., 2017, они сравнили клинические дна аугментации верхнечелюстной пазухи использованием результаты С гидроксиапатита и ксенокости у 28 пациентов. Использование обоих материалов позволило получить жизнеспособную костную ткань. Значимых различий в механических свойствах кости обнаружено не было [12].

Заключение

Исследована структура субхондральной трабекулярной костной ткани трех локализаций в исходном состоянии и после пластической деформации. Установлено, что возникновение внутрисуставных импрессионных переломов обусловлено способностью трабекулярной кости к значительной необратимой деформации. Механические свойства материала (костной ткани?) зависят от ее минеральной плотности, снижение которой приводит к уменьшению способности к сопротивлению деформации и, следовательно, возникновению импрессионного перелома. Было показано, что трабекулярная костная ткань обладает пластичностью на всех уровнях организации, что проявляется в виде накопления трещин и дезорганизации коллагеновых фибрилл, уменьшения интерфибриллярных промежутков, нарушения укладки кристаллов гидроксиапатита и разрушением их связи с коллагеном.

Остеозамещающие материалы по своим механическим свойствам не похожи на трабекулярную кость. Материалы на основе углерода и b-TCP более прочные, чем кость, но обладают более высоким модулем Юнга. Деформационное поведение ксенокости (Остеоматрикс) близко к поведению трабекулярной кости человека, но ее предел прочности значительно ниже. При выборе остеозамещающего материала предпочтение следует отдавать безопасным и достаточно прочным пористым материалам, чья скорость биоинтеграции приближена к скорости неоостеогенеза в области аугментированного дефекта. Из трех исследуемых материалов bTCP в наибольшей степени соответствует перечисленным требованиям, поэтому находит широкое применение в оперативной травматологии и ортопедии.

Благодарности. Работа выполнена при поддержке РФФИ №18-38-20097.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Гилев, М.В. Влияние типа остеозамещающего материала на основные механические параметры трабекулярной костной ткани при аугментации импрессионного внутрисуставного перелома. Экспериментальное исследование / М.В.Гилев, Д.В. Зайцев, М.Ю. Измоденова, Д.В. Киселева, Е.А. Волокитина // Гений ортопедии, 2018. Т.24, №4. 492-499 с. DOI 10.18019/1028-4427-2018-24-4-492-499

2. Гилев, М.В. К вопросу о патомеханике внутрисуставных импрессионых переломов костей конечностей / М.В. Гилев, Д.В. Зайцев, Д.В. Киселева, М.Ю. Измоденова // Российский журнал биомеханики, 2018. Т. 22, № 2. 154–165 с.

3. Бродянский, В.М. Эксергетический метод и его приложения / В.М. Бродянский, В. Фратшер, К. Михалек – М.: Энергоатомиздат, 1998. – 288 с.

4. Аврунин, А.С. Взаимосвязь морфологических характеристик фибриллярной организации костного матрикса и его механических свойств с позиций теории слабого звена / А.С. Аврунин, Л.К. Паршин, А.А. Докторов // Гений Ортопедии, 2014. № 4, 81-88 с.

5. Голованова, О.А. Герк С.А. Механизм развития коксартроза на макро-, микро- и молекулярных уровнях костных тканей человека / О.А. Голованова, С.А. Герк //Вестник Кольского научного центра РАН, 2017. № 4 (9). 37–43 с.

6. Давыдов Д. А. Особенности морфологического строения и процессов ремоделирования костной ткани головки бедра при деформирующем артрозе различного генеза. - Политравма.-2015.-№ 2.- Стр. 83 – 89.

7. Кузнецова Т.Г. Наноструктурная организация минерального матрикса костной ткани //Проблемы здоровья и экологии. 2008 Т. 5, № 2. – С. 40–44.

8. Ingole, V.H. Ultrasoundassisted green economic of synthesis hydroxyapatite nanoparticles using eggshell biowaste and study of mechanical and biological properties for orthopedic applications / V.H. Ingole, K. Hany Hussein, A.A. Kashale, K. Ghule, T. Vuherer, V. Kokol, J.Y. Chang, Y.C. Ling, A. Vinchurkar, H.N. 2017. Vol. 105, No 11. P. 2935-Dhakal, A.V. Ghule // J. Biomed. Mater. Res. A. 2947. DOI: 10.1002/jbm.a.36146.

9. Serra, I.R. Production and characterization of chitosan/gelatin/ β-TCP scaffolds for improved bone tissue regeneration/ I.R. Serra, R. Fradique, M.C. Vallejo T R. Correia, S. P. miguel, I.J. Correia // Mater.Sci.Eng. C. Mater. Biol. Appl. 2015.Vol.55.P.592-604.

10. Salmasi, S. Nanohydroxyapatite effect on the degradation, osteconduction and mechanical properties of polymeric bone tissue engineered scaffolds / S. S almasi, L. Nayyer, A.M. Seifalian, G.W. Blunn // Open Orthop. J. 2016. Vol. 10. P. 900-919.

11. Науменко, Л.Ю. Влияние биокомпозитного материала Остеоматрикс на процессы регенерации костной ткани в условиях эксперимента (иммуногистохимическое иссследование)

/Л.Ю. Науменко, А.Ф. Панасюк, К.Ю. Кострица, А.М. Горегляд, А.А. Бондаренко, В.В. Хор оших // Травма.- 2014. Т. 15, № 4. С. 66-72.

12. Stacchi, C. Histologic and Histomorphometric Comparison between Sintered Nanohydroxyapatite and Anorganic Bovine Xenograft in Maxillary Sinus Grafting: A Split-Mouth Randomized Controlled Clinical Trial / C. Stacchi, T. Lombardi, F. Oreglia, A. Alberghini Maltoni, T. Traini // Biomed. Res. Int. 2017. Vol. 2017. P. 9489825.

Глава 5. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ГОРИЗОНТАЛЬНЫХ БАЛОК ПРИ ИЗГИБЕ

Павилайнен Г.В., Кропачева Н.Ю.

Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия, G_V_Pavilaynen@mail.ru

Введение.

Современная наука о прочности и пластичности стержневых и балочных конструкций предоставляет широкие возможности для проектирования и возведения экономичных сооружений при одновременном обеспечении их высокой надежности в условиях эксплуатации. Оптимальные конструкционные решения необходимы при проектировании буровых платформ для шельфовой добычи углеводородов, при увеличении мощности и размеров сооружений, повышении параметров рабочих давлений и внешних воздействий, в том числе и ледовой нагрузки.

Применение новых малокоррозийных материалов, обладающих существенной анизотропией свойств, делает актуальной задачу создания математических моделей для определения эксплуатационных способностей конструкций при допустимом развитии пластических деформаций и предотвращении хрупкого разрушения [1,2].

Первую группу составляют модели, в основу которых положена зависимость механических характеристик материала от знаков возникающих напряжений или развивающихся деформаций, их называют разносопротивляющимися [3]. При циклических нагружениях такие свойства получили название эффекта Баушингера [4].

Вторая группа моделей определяет НДС материалов за пределами упругого деформирования в зависимости от непрерывных функций вида напряженного состояния, и рассматривается в работах Друкера и Стоктона (Druker D.C., Stockton F.D.) [5], О.Г. Рыбакиной [6], И.В. Ефимова [7] и других. Такие материалы принято называть материалами *с* эффектом SD [6].

Третья группа моделей рассматривает задачи упругопластического деформирования с точки зрения статистических методов механики и теории разрушения. В этих случаях пластически анизотропные материалы часто называют разнопрочными [8].

И первая, и вторая группа моделей обычно объединяются под общим названием моделей деформирования пластически анизотропных материалов.

Обширные экспериментальные исследования [10] показывают, что абсолютная разница в пределах текучести у пластически анизотропных материалов при сложном нагружении может достигать 25 - 30 %.

Сделаем несколько замечаний по поводу возникновения пластической анизотропии. Различают две основные причины её возникновения - естественную и технологическую. Естественная связана с особенностями атомно-молекулярного строения металлических сплавов и определяющую роль играют состав сплавов и технология их изготовления. Такие сплавы в громадном своём большинстве разномодульны, т.е. имеют различные модули упругости при растяжении и сжатии. Естественно, что свойство разномодульности переходит и в упругопластическую стадию деформирования. Разномодульная теория упругости предложена С.А. Амбарцумяном [11] и в настоящий момент является признанной феноменологической теорией. Вторая причина возникновения пластически анизотропных материалов технологическая. Металлические сплавы подвергаются различным технологическим процессам обработки: прокатке, штамповке, протяжке, вальцовке, прессовке, ковке, экструзии и др. Все эти процессы сопровождаются появлением в металлических заготовках внутренних напряжений и анизотропии механических свойств. Для преодоления внутренних напряжений применяются многочисленные способы: термообработка, отпуск, закалка и другие. Основные проблемы технологической пластической анизотропии изложены в фундаментальном труде Р. Хилла "Математическая теория пластичности" [12] и книге В. Бекофена "Процессы деформации" [13].

Введем в рассмотрение параметр пластической анизотропии *d*, как отношение предела текучести при сжатии одномерного образца σ_s , к пределу текучести при растяжении σ_e .

Общие подходы к построению математической модели деформирования заключаются в принятии ряда положений, в том числе гипотезы Сен-Венана о сохранении плоских сечений при изгибе, одноосности нагружения, схемы идеальной пластичности. Для задач изгиба в упругой стадии и при изотропном упругопластическом изгибе эти допущения позволяют построить точные решения, удовлетворяющее уравнениям равновесия и совместности деформаций [3, 14, 15].

Некоторые задачи упругопластического изгиба пластически анизотропных конструкций можно решить аналитическими и численно-аналитическими методами [16 - 18], которые могут рассматриваться как тестовые при численных расчетах МКЭ. Сравнение решения численными и аналитическими методами позволяет судить о достоверности численных решений в частных случаях и расширить спектр решаемых задач.

Допущение об идеальной пластичности эквивалентно допущению о том, что коэффициент Пуассона *v* в пластических областях равен 0.5, а в упругих областях он ниже этого значения, чаще всего *v* = 0.3, следовательно, при переходе через линию раздела упругой и пластической области для некоторых составляющих тензора напряжений может нарушаться требование непрерывности. Однако, при поперечном изгибе, как указывал В.В. Новожилов, "гипотеза плоских сечений не включает в себя никаких предположений о свойствах материала, из которого изготовлен брус" [16].

В данной главе анализируются задачи упругопластического изгиба пластически анизотропных горизонтальных балок, свободно опертых или консольных при различных нагрузках.

В частности, рассматриваются случаи чистого изгиба, поперечного изгиба силой, изгиб под действием собственного веса и распределенной нагрузкой.

РАЗДЕЛ 1. ОБЩАЯ ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ИЗГИБА ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ БАЛКИ

Начнем с рассмотрения задачи об деформировании свободно опертой, горизонтальной балки постоянного прямоугольного сечения в случае чистого изгиба моментом. В такой постановке задача для изотропной, равнопрочной балки рассмотрена Л.М. Качановым [14].

В нашем случае предположим, что материал балки обладает эффектом пластической анизотропии, а именно, при переходе данного материала в пластическое состояние предел текучести при растяжении не совпадает с пределом текучести при сжатии. Следовательно, пластические области в зоне растягивающих нагрузок формируются ранее, чем в области сжимающих. При этом мы будем предполагать, что при упругом деформировании характер растяжения и сжатия происходит с одинаковым модулем упругости. Дополнительно считаем, что материал бруса изотропный, однородный и идеально пластический.

Рассмотрим призматический брус, прямоугольного сечения толщиной 2*h*, шириной *b* и длиной 2*L*, нагруженный на торцах общим моментом 2*M*, который вызывает изгиб бруса в плоскости *хоz*.



Рисунок 1 - Схема изгиба балки постоянным моментом

Глава 5.

На рисунке 1 области балки, которые находятся в пластическом состоянии, заштрихованы. Здесь необходимо сделать и некоторые замечания по поводу выбора системы координат. Предположение о различии пределов текучести при растяжении и сжатии балки приводит к нарушению симметрии при развитии пластических деформаций, следовательно, имеет место смещение нейтральной оси по сравнению со средней геометрической. Поэтому выберем начало координат в центре балки на нейтральной оси от средней геометрической введем z_0 и две новые величины z_1 , z_2 , которые будут характеризовать расстояния от нейтральной оси до границы раздела упругой и пластической части балки в областях растяжения и сжатия. Продольное напряжение при чистом изгибе не зависит от x, поэтому линии раздела пластических и упругого состояний являются прямыми. В дальнейшем будем считать, что предел текучести при растяжении меньше предела текучести при сжатии, т.е. $d \ge 1$. Это соответствует исследованиям свойств многих современных металлических сплавов [2].

Пусть все компоненты напряжения, кроме σ_x , равны нулю, при этом σ_x является только функцией *z*. Для упругой балки

$$\sigma_x = \frac{M}{I} z, \quad I = \frac{2}{3} b h^3$$

где *М* - изгибающий момент, *I* - момент инерции сечения. В нашем случае при изгибе бруса в упругой стадии, применяя гипотезу плоских сечений, соотношения для компонентов деформации имеют вид

$$\varepsilon_{\chi} = z \mathfrak{X}, \quad \varepsilon_{\gamma} = \varepsilon_{z} = -\upsilon \varepsilon_{\chi}, \quad \gamma_{\chi\gamma} = \gamma_{\chi z} = \gamma_{\gamma z}, \quad (1)$$

где æ - кривизна изогнутой нейтральной оси балки. Условие чистого изгиба дает нам возможность выписать компоненту продольного напряжения σ_x в упругой стадии согласно закону Гука, остальными компонентами напряжений мы можем пренебречь, принимая дополнительно гипотезу о ненадавливании слоев, которая соответствует требованию 2h = const при деформировании.

$$\sigma_x = E\varepsilon_x, \quad \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy} = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0. \tag{2}$$

В качестве Е используем модуль продольной упругости, равный

$$E = \frac{3E_0E_c}{3E_0+E_c},$$
 (3)

здесь E_o - модуль Юнга, E_c - секущий модуль в момент $\sigma_x = \sigma_e$. В пластической стадии деформирования следуем теории идеальной пластичности без упрочнения ($\sigma_e = const$, $\sigma_s = const$) и используем условие пластической несжимаемости $\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = 0$.

Введем еще некоторые обозначения M_t - значение изгибающего момента M при появлении пластических деформаций на нижней плоскости бруса в области растяжения; M_* - значение изгибающего момента при появлении пластичности на верхней плоскости бруса в области сжатия; M_k - критическое значение изгибающего момента, при котором весь брус переходит в пластическое состояние и перестает сопротивляться изгибу.

Процесс появления и развития пластичности при чистом изгибе пластически анизотропного бруса происходит следующим образом: при росте изгибающего момента до значения M_t брус деформируется упруго и распределение напряжения σ_x по толщине происходит по линейному закону (см. рис.2 а), затем появляется пластический слой на нижней поверхности бруса и при $M_t \le M \le M_*$ этот слой увеличивается по толщине (см. рис.2 в), затем появляется слой пластичности на верхней поверхности и он развивается по толщине при $M_* \le M \le M_k$ (см. рис.2 с). Процесс заканчивается полным исчерпанием несущей способности балки при переходе её полностью в пластическое состояние, в этот момент $M = M_k$, $a_1 + a_2 = 2h$. Здесь, через a_1 обозначена толщина пластического слоя в области растяжения, через a_2 - толщина пластического слоя в области сжатия,



Рисунок 2 - Эпюры напряжений в разных частях балки

$$\sigma_{x} = \begin{cases} \sigma_{s}, & \text{если } -(h-z_{0}) \leq z \leq -z_{2} \\ E\varepsilon_{x}, & \text{если } -z_{2} \leq z \leq z_{1} \\ \sigma_{e}, & \text{если } z_{1} \leq z \leq h+z_{0}. \end{cases}$$
(4)

Рассмотрим эпюру напряжения *σ*_x в произвольном сечении бруса при *M* ≥*M*_{*} (см. рис.2 с). Равновесие элемента поперечного сечения означает равенство заштрихованных площадей сверху и снизу нейтральной оси. Запишем эго равенство

$$(2h - a_2 - z_1 - z_2)\sigma_e + 0.5z_1\sigma_e = a_2\sigma_s + 0.5z_2\sigma_s.$$
 (5)

Заметим, что между всеми введенными величинами имеет место соотношение, которое следует из гипотезы ненадавливания слоев, а именно

$$z_1 + a_1 + z_2 + a_2 = 2h, (6)$$

а в случае $M = M_k$ выполняется $z_1 = z_2 = 0$, $z_0 = h(d-1)/(d+1)$. Далее используем соотношение, которое следует из подобия треугольников $d=z_2/z_1$. Выразим a_2 и a_1 из (5) и (6)

$$a_2 = \frac{2h}{1+d} - \frac{z_1(1+d)}{2}, \qquad a_1 = \frac{2hd}{1+d} - \frac{z_1(1+d)}{2}.$$
 (7)

Толщины пластических областей установлены в зависимости от величины *z*₁. Теперь найдем смещение *z*₀ из очевидного равенства

$$\begin{array}{c} h-(a_2+z_2)=z_0. \\ h(d-1) & z_1(d-1) \end{array}$$
(8)

$$z_0 = \frac{1}{1+d} - \frac{1}{2}.$$
 (9)

Видим, что смещение нейтральной оси *z*₀ зависит линейно от толщины упругого слоя в области растяжения *z*₁.

Воспользуемся условием непрерывности напряжения σ_x на границе упругой и пластических областей при растяжении и сжатии

$$\sigma_x = E \varepsilon_x = E z_1 a = \sigma_e, \qquad \sigma_x = E \varepsilon_x = E z_2 a = \sigma_s$$
 (10)
и выразим z_1 и z_2 ;

$$z_1 = \frac{\sigma_e}{E\varpi}, z_2 = \frac{\sigma_s}{E\varpi}.$$
 (11)

Запишем момент в любом сечении х

$$M = b \left(\int_{-h+z_0}^{-z_2} (-\sigma_s) z dz + \int_{-z_2}^{z_1} E \varepsilon_x z dz + \int_{z_1}^{h+z_0} (\sigma_e) z dz \right).$$
(12)

Подставим в (12) соотношения (10) и (11). После преобразований имеем

$$M = b\left(\sigma_e\left(\frac{(h+z_0)^2}{2}\right) + \sigma_s\left(\frac{(h-z_0)^2}{2} - \frac{z_2^2}{2}\right) + E \left(\frac{z_1^3}{3} + \frac{z_2^3}{3}\right)\right).$$
(13)

Из этого соотношения можно найти момент начала образования пластической области в зоне растяжения. При $z_1 = z_2 = h$, $Eh \approx = \sigma_e$, имеем

$$M_t = \frac{2}{3}bh^2\sigma_e.$$
 (14)

Аналогично можно определить критический момент, когда вся пластина становится пластической. Это происходит при $z_1 = z_2 = 0$. Тогда из (9) имеем $z_0 = h(d-1)/(d+1)$ и критический момент равен

$$M_k = \frac{2bh^2 d\sigma_e}{d+1}.$$
(15)

Найдем промежуточный момент *М*_{*}, при котором возникает пластичность в зоне сжатия, а в зоне растяжения она уже есть. Это происходит при

$$z_2 = h - z_0, \quad z_0 = \frac{h(1-d)^2}{(1+d)^2}, \quad z_1 = \frac{4h}{(1+d)^2}, \quad M_* = \frac{3d}{d+1}M_t.$$
(16)

В диапазоне *М*_t ≤ *М*≤ *М*∗ зависимость *z*₀ от *z*₁ перестает быть линейной

$$x_0 = \left(\sqrt{h} - \sqrt{z_1}\right)^2. \tag{17}$$

Напомним, что при *М*≤ *М*_{*t*}, выполняется *z*₀= 0.

Переходим к построению дифференциального уравнения для нахождения функции прогиба балки. Нам необходимо рассмотреть все три случая напряженнодеформированного состояния балки. Начинаем с упругого случая (см.рис.2 а). Решение в случае отсутствия пластических слоев при *М*≤ *M*_t известно [3] и имеет вид

$$w = -\frac{M}{EI} \left(\frac{x^2}{2} - \frac{L^2}{8} \right), \tag{18}$$

где $I = 2bEh^3/3$. Переходим к случаю одного пластического слоя (см.рис.2 в) при $M_t \le M \le M$. Имеют место соотношения

$$z_2 = h, \quad z_0 = \left(\sqrt{h} - \sqrt{z_1}\right)^2, \tag{19}$$

а выражение для момента преобразуется к виду

$$M(x) = b\sigma_e \left(\frac{(h+z_0)^2}{2} - \frac{z_1^2}{2}\right) + bE \approx \left(\frac{(h-z_0)^3}{3} - \frac{z_1^3}{3}\right).$$
(20)

Подставим (19) в (20) и используем (11). Дифференциальное уравнение для нахождения прогиба имеет вид ($s_e = \sigma_e$).

$$\frac{d^2 w}{dx^2} = -\frac{S_e}{Eh} \frac{(2M_t)^2}{\left(M_k \frac{d+1}{d} - M\right)^2}.$$
(21)

После интегрирования запишем

$$w = -K_1 \frac{x^2}{2} + c_1 x + c_2.$$
⁽²²⁾

Здесь через К₁ обозначена правая часть соотношения (21).

Найдем постоянные интегрирования из условия симметрии W(x) = W(-x), откуда $c_1 = 0$. Из граничного условия W(L/2) = 0 имеем $c_2 = K_1 L^2/8$. Переходим к самому сложному случаю с), в котором имеются два пластических слом разной толщины. Зависимость кривизны от изгибающего момента можно получить из (13), используя (11) и соотношение между пределами текучести, введенное ранее $d=\sigma_s/\sigma_e$.

$$\varpi = \sqrt{\frac{K}{M_k - M}},$$
(23)

где

$$K = \frac{b\sigma_e^3 (1+d)^3}{24E^2}.$$

Заметим, что это соотношение означает, что кривизна балки одинакова и постоянна вдоль всей длины. Далее используем известное в линейной теории соотношение между кривизной и прогибом

$$\boldsymbol{\mathfrak{a}} = \frac{d^2 w}{dx^2} \ . \tag{24}$$

Знак "минус" выбран из известного в сопромате правила знаков, определяемом по выбору направления осей системы координат. В нашем случае функция прогиба является выпуклой,

исходя из направления оси *z*, поэтому ее вторая производная, следовательно, и изгибающий момент должны быть отрицательны. Подставим (24) в (23) и проинтегрируем (24). После интегрирования получим выражение для функции прогиба в виде

$$w = -\sqrt{\frac{K}{M_k - M}} \frac{x^2}{2} + c_1 x + c_2.$$
(25)

Постоянные интегрирования надо определить из граничных условий свободного опирания

$$w(L/2) = w(-L/2) = 0$$

и W'(x) = 0. Имеем

$$c_1 = 0, \ c_2 = \sqrt{\frac{K}{M_k - M}} \frac{L^2}{8}.$$

Окончательно выражение зависимости прогиба W от x имеет вид

$$w(x) = \sqrt{\frac{K}{M_k - M}} \left(-\frac{x^2}{2} + \frac{L^2}{8}\right).$$
(26)

Проиллюстрируем решение задачи численным расчетом и выявим влияние пластической анизотропии на прогиб и смещение нейтральной оси. Расчет проведем в случае *М*≥ *M**.

Рассмотрим в качестве расчетного примера вариант балки из стали марки A40X. Это прочная конструкционная сталь с заметным аффектом SD, которая широко используется при строительстве опорных конструкций. Пусть размеры балки-полоски b=1,0 м; h=0,1; L=10 м; $\sigma_e = 760$ МПа, E=212 ГПа. Параметру d будем придавать различные значения в диапазоне d=1,1...1,3 для изучения его влияния на НДС балки.

Значения моментов в зависимости от значения параметра *d* приведены в таблице 1. Размерности входящих в таблицу величин следующие: все моменты в МПа**m*³, *d* остразмерная величина.

Таблица 1.

d	1,0	1,05	1, 1	1, 15	1,2	1,25	1,3
M_t	5,07	5,07	5,07	5,07	5,07	5,07	5,07
M∗	5,07	5,31	5,55	5,77	5,99	6,19	6,39
M_k	7,6	7,79	7,96	8,13	8,29	8,440	8,59

Результаты расчета показывают существенное увеличение прочности балки при учете пластической анизотропии, а именно, при увеличении предела текучести при сжатии на 30% по сравнению с пределом текучести на растяжение критический момент перехода всей балки в пластическое состояние возрастает на 13%. При этом динамика роста значения критического момента с ростом параметра *d* имеет почти линейный характер.

Перейдем к анализу величин смещения нейтральной оси изогнутой SD-балки, рассчитанные по формуле (9). В табл. 2 на пересечении столбцов и строк указаны значения *z₀/h*.

Таблица 2.

z1 / h	<i>d</i> =1,05	1, 1	1, 15	1,2	1,25	1,3
0,8	0,0043	0,0076	0,0097	0,0109	0,0111	0,0104
0,7	0,0068	0,0126	0,0172	0,0209	0,0236	0,0254
0,6	0,0093	0,0170	0,0247	0,0309	0,0361	0,0404
0,5	0,0118	0,0226	0,0322	0,0409	0,0486	0,0554
0,4	0,0143	0,0276	0,0397	0,0509	0,0611	0,0704
0,3	0,0168	0,0326	0,0472	0,0609	0,0736	0,0854
0,2	0,0193	0,0376	0,0547	0,0709	0,0861	0,1043
0,1	0,0218	0,0426	0,0622	0,0809	0,0986	0,1154

Анализ табл. 2 показывает, что максимальное значение отклонения составляет 11,5% половины толщины балки. Табл. 2 построена для случая, когда в балке имеются пластические слои как в области растяжения, так и области сжатия. В случае одного пластического слоя для расчета следует использовать формулу (19) в узком диапазоне z_1 от h до 2h/(1+d). Анализ результатов показывает, что с ростом разнопрочности смещение нейтральной оси возрастает. Для реальных конструкций это смещение должно учитываться при расположении отверстий для крепежных болтов с целью избежать срезки болтов при продольной деформации, возникающей от изгиба консоли. Отметим, что расчет смещение проведен в самом опасном сечении x = 0. При движении вдоль оси x это смещение уменьшается и равно нулю во всей упругой зоне деформирования.

В таблице 3 приведены расчеты глубин пластических слоев в зонах растяжения и сжатия и значение момента, при котором данные размеры реализуются. Параметр принят d = 1,3. Размерности входящих в таблицу величин следующие: момент в МПа* m^3 , все остальные - безразмерные.

Таблица 3.

z1 / h	z ₂ / h	z ₀ / h	М	a₁/h	a₂ / h
0,7	0,91	0,025	6,564	0,33	0,065
0,6	0,78	0,040	7,011	0,44	0,18
0,5	0,65	0,055	7,403	0,55	0,29
0,4	0,52	0,070	7,739	0,67	0,41
0,3	0,39	0,085	8,019	0,79	0,52
0,2	0,26	0,100	8,244	0,90	0,64
0,1	0,13	0,115	8,412	1,015	0,75

В результате сравнения толщин пластических слоев при растяжении и сжатии видно, что они различаются на 26%.

Приведем расчеты прогиба балки в зависимости от параметра d при значении момента M = 6.0 МПа* m^3 . Значения x и W в сантиметрах. Значения W(x) расположены на пересечении строк и столбцов. Таблица 4.

x	d = 1.0	1.05	1.1	1.15	1.2	1.25	1.3
-500	0	0	0	0	0	0	0
-400	20,3	19,9	19,7	19,6	19,6	19,6	19,7
-300	36,1	35,5	35,1	34,9	34,8	34,8	35,0
-200	47,4	46,5	46,0	45,8	45,7	45,7	45,9
-100	54,1	53,2	52,6	52,3	52,2	52,3	52,5
0	56,4	55,4	54,8	54,5	54,4	54,4	54,6
100	54,1	53,2	52,6	52,3	52,2	52,3	52,5
200	47,4	46,5	46,0	45,8	45,7	45,7	45,9
300	36,1	35,5	35,1	34,9	34,8	34,8	35,0
400	20,3	19,9	19,7	19,6	19,6	19,0	19,7
500	0	0	0	0	0	0	0

Наблюдается небольшое (3-5 %) уменьшение прогиба с ростом *d*.

Аналогично может быть решена задача для горизонтальной консоли при чистом изгибе. Все соотношения справедливы, кроме граничных условий. На рис. 3 показана зависимость прогиба балки величины изгибающего момента при значении параметра пластической анизотропии *d*=1.2 и зависимость прогиба консоли при изменении величины *d* и фиксированном моменте.







Рисунок 4 - Зависимость прогиба консоли от параметра d.

Анализ рисунка показывает существенное влияние величины *d* на относительный рост прогиба на конце консоли от 32 до 43 см, т.е. на 34%.

РАЗДЕЛ 2. УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ ПЛАСТИЧЕСКИ АНИЗОТРОПНОЙ ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ КОНСОЛИ

Рассмотрим изгиб горизонтальной пластически анизотропной балки, один из концов которой жестко заделан, а другой свободен. На балку будет действовать сосредоточенная следящая нагрузка Р, приложенная на свободном конце. Задачи изгиба упругих консолей рассматривались в работах С.П. Тимошенко [15]. В предлагаемой главе построим аналитическое решение, используя результаты работы [18]. Начнем с чистого изгиба.

Процесс появления и развития пластичности при чистом изгибе консоли происходит аналогично случаю свободно опертой балки. Задача существенно меняется при изгибе силой.



Рисунок 5 - Схема изгиба консоли сосредоточенной силой

Теперь на свободном конце консоли действует сосредоточенная следящая нагрузка. Расчет проводится до момента образования в консоли пластического шарнира в месте жесткой заделки. Для описания эффекта пластической анизотропии вводим, как и прежде, безразмерный параметр $D = \Sigma_s / \Sigma_E$. Задачу рассматриваем без учета веса. Влияние; веса будет определено при рассмотрении изгиба распределенной нагрузкой.

Фиксируем три случая различных напряженно-деформированных состояний в сечении балки. Упругий случай а), когда $X_1 \le x \le L$; случай b) с одной пластической зоной в области растяжения $X_2 \le x \le x_1$ и случай с) с двумя несимметричными пластическими зонами в области растяжения и в области сжатия *zones* $0 \le x \le x_2$.

Обозначим значения изгибающего момента в различных сечениях. При $X = X_1$ обозначим $M = M_{\tau}$, при $X = X_2$ обозначим $M = M_{\star}$. Критический момент в сечении X = 0 при смыкании пластических зон $z_1 = z_2 = 0$ обозначим $M = M_k$. Значения M_{τ} , M_{\star} , M_k определяются формулами (14), (15), (16).



Рисунок 6 - Эпюры продольного напряжения в разных частях консоли

Введем обозначения для концевой силы при этих значениях момента, а именно

$$P_t = \frac{M_t}{L}, \qquad P_* = \frac{M_*}{L}, \qquad P_k = \frac{M_k}{L}.$$

Переходим к построению дифференциальных уравнений равновесия относительно прогиба банки в областях с различными НДС. Изгибающий момент в сечении *x* без учета веса равен M = P(L - x).

Момент внутренних сил, в общем случае, равен

$$M = b\sigma_e \left(\frac{(h+z_0)^2}{2} - \frac{z_1^2}{2}\right) + b\sigma_s \left(\frac{(h-z_0)^2}{2} - \frac{z_2^2}{2}\right) + bE \approx \left(\frac{z_1^3}{3} + \frac{z_2^3}{3}\right).$$
(27)

Для трех различных НДС выражение для внутреннего момента имеют различный вид, а именно в упругом случае а)

$$M = bE \approx \left(\frac{z_1^3}{3} + \frac{z_2^3}{3}\right), z_1 = z_2;$$

в случае b)

$$M = b\sigma_e \left(\frac{(h+z_0)^2}{2} - \frac{z_1^2}{2}\right) + bE \approx \left(\frac{z_1^3}{3} + \frac{z_2^3}{3}\right), z_2 = h - z_0;$$

В случае с) момент надо принять в общем виде (27). Выразим теперь кривизну согласно линейному приближению через прогиб согласно (24), но без знака «минус» в силу выбора направления оси *z* (см. рис. 5)и подставим в выражения для момента

$$x = \begin{cases}
 \frac{M}{EI}, & x_1 \leqslant x \leqslant L \\
 \left(\frac{2M_t}{M_k(d+1)d^{-1} - M}\right)^2 \cdot \frac{\sigma_t - (L-x)\gamma}{Eh}, & x_2 \leqslant x \leqslant x_1 \\
 \left(\frac{2M_t}{M_k(d+1)d^{-1} - M}\right)^{\frac{1}{2}} (1+d)^{\frac{3}{2}} \cdot \frac{\sigma_t - (L-x)\gamma}{4Eh}, & 0 \leqslant x \leqslant x_2.
 \end{cases}$$
(28)

Итак, мы можем построить три дифференциальных соотношения для определения прогиба в различных частях консоли. Каждое дифференциальное соотношение может быть дважды проинтегрировано численно или аналитически и константы интегрирования найдены из условий непрерывности прогиба и угла поворота сечения. Сечения X_1 и X_2 , в которых меняется НДС балки, находятся из условий $M(X_1) = M_T$, и $M(X_2) = M_*$.

Для численной иллюстрации влияния веса сопоставим сначала первое и второе слагаемое в выражении для момента при учете веса, а именно, определим вклад каждого слагаемого в общее значение момента.

Здесь γ - удельный вес материала балки. Расчет проведем для стали марки A40X и для следующих размеров балки: *L* = 10 м, *H* = 0.1 м, *B* = 0.2 м, *E* = 212 ГПа, Σ_{τ} =760 МПа. Если принять значение нагрузки *P* = *P*_t, то получим в сечении *X* = 0 балки *M* = 5 • 10⁵ + 2 • 0,11 • 0, 2 • 0,1 • 5 • 7, 6 • 10⁴.

Очевидно, второе слагаемое на 2 порядка меньше первого, следовательно, в дальнейших расчетах им можно пренебречь.

В таблице 5 приведены значения особых моментов и нагрузок. Таблица 5.

D	1,0	1, 1	1,2	1,3
$M_{\tau} \bullet 10^5 Nm$	1,013	1,013	1,013	1,013
$P_{\tau} \cdot 10^5 N$	0,1013	0,1013	0,1013	0,1013
<i>M</i> ∗ • 10 ⁵ Nm	-	1,109	1,195	1,281
<i>P</i> ∗ • 10 ⁵ <i>N</i>	-	0,1109	0,1195	0,1281
<i>M</i> _κ • 10 ⁵ <i>Nm</i>	7,6	7,96	8,29	8,59
$P_{\kappa} \cdot 10^5 N$	0,70	0,796	0,829	0,859

Решение упругой изотропной задачи изгиба консоли известно [15] и имеет вид

$$w(x) = -\frac{Px^3}{6EJ} + \frac{PLx^2}{2EJ}.$$

Максимальный упругий прогиб достигается на свободном конце консоли

$$w(L) = \frac{P_t L^3}{3EJ}$$

Предельная нагрузка, до достижения которой консоль деформируется упруго, определяется условием $P = P_{\tau} = 2/3 H^2 B \Sigma_{E}$.

Особенностью данной задачи является отсутствие симметрии при развитии верхней и нижней пластических зон. Результаты расчета смещения положения нейтральной оси *z*₀ приведены в табл. 6.

z ₁ / h	<i>d</i> = 1.0	1.05	1.1	1.15	1.2	1.25	1.3
1.0	0	0.012	0.023	0.032	0.041	0.049	0.055
0.9	0	0.013	0.025	0.036	0.046	0.055	0.063
0.8	0	0.014	0.028	0.040	0.051	0.061	0.070
0.7	0	0.016	0.030	0.044	0.056	0.067	0.078
0.6	0	0.017	0.033	0.047	0.061	0.074	0.085
0.5	0	0.018	0.035	0.051	0.006	0.079	0.093

Таблица 6.

Сравним результаты таблицы 6 и аналогичной таблицы 2 в случае чистого изгиба. Сравнение показывает, что в случае консоли смещение нейтральной оси меньше, чем в случае свободного опирания балки.

РАЗДЕЛ 3. УПРУГОПЛАСТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ ГОРИЗОНТАЛЬНОЙ БАЛКИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАСПРЕДЕЛЕННОЙ НАГРУЗКИ

Переходим к исследованию следующего случая упругопластического изгиба свободно опертой балки. Рассмотрим изгиб балки под действием собственного веса или гидростатической нагрузки, т.е. "следящей" равномерно распределенной нагрузки по всей длине балки. При этом мы используем гипотезу о том, что в процессе деформировании нагрузка всегда направлена перпендикулярно касательной к изогнутой оси балки и постоянна по модулю. Систему координат выберем аналогично случаю чистого изгиба (см. рис.1). Распределенную нагрузку считаем постоянной. Можно показать, что решение довольно легко обобщается на случай переменной по длине балки распределенной нагрузки.



Рисунок 7 - Схема изгиба балки распределенной нагрузкой

Изгиб при действии поперечных нагрузок более сложен, чем чистый изгиб и сопровождается появлением касательных напряжений T_x . Однако для достаточно длинных балок ими можно пренебречь [3], как это проводится в сопротивлении материалов. Усложняется нахождение неизвестных функций $z_0(x)$, $z_1(x)$, $z_2(x)$, которые вместе с изгибающим моментом изменяются по длине балки.

Самым существенным отличием является существование ОДНОВРЕМЕННО трех различных напряженных состояний в различных частях балки, а именно:

случай а) - две упругие области деформирования на концах балки,

случай b) - две пластические зоны в области растяжения, симметричные относительно центральной вертикальной оси балки, достаточно удаленные от концов балки,

случай с) - имеется центральная область с двумя пластическими зонами в области растяжения и области сжатия, симметричная относительно вертикальной оси и несимметричная относительно нейтральной оси.

На рис.7 введены две новые неизвестные функции $x_1(M)$, $x_2(M)$, которые определяют длину пластической области при растяжении и при сжатии. Процесс появления и развития пластичности при изгибе отличается от описанного в разделе 1 тем, что в данном случае пластичность появляется не на всей верхней поверхности балки, а только в одном сечении x = 0 по линии, на рисунке 7 этим местом является

точка *X* = 0, *z* = *h*. Затем эта точка пластичности начинает развиваться вглубь и вширь с ростом нагрузки и появляется пластическая зона в области растяжения балки.

В дальнейшем, с ростом нагрузки появляется аналогичная точка пластичности в центре верхней поверхности балки и тоже развивается в зону с границей $z_2(x)$, которая связана с $z_1(x)$ соотношением $z_2(x) = D \cdot z_1(x)$. Конкретный вид этих функций установим позже. По ходу рассуждения функции $z_1(x)$ и $z_2(x)$ будут выписаны в явном виде. При дальнейшем росте нагрузки обе зоны смыкаются в сечении x=0, образуется "пластический шарнир" [16] и балка перестает сопротивляться нагружению, т.е. полностью теряет прочность.

Таким образом, нам необходимо последовательно рассмотреть НДС балки для трех интервалов $|x| \le x_2$, $x_2 \le |x| \le |x_1|$, $x_1 \le |x| \le L/2$, найти в каждом случае выражение для функции прогиба с неизвестными постоянными, а затем "склеить" три решения в одно, используя требование четности и гладкости функции прогиба.

Исследование начнем со случая $|x| \le x_2$. Момент в любом сечении x по-прежнему можно записать в виде (13). Сохраняет справедливость и зависимость (9) между толщиной упругого слоя при растяжении Z_1 и смещением нейтральной оси Z_0 . По-прежнему считаем параметр $D \ge 1$.

Изгибающий момент в случае равномерного поперечного давления на балку имеет вид

$$M = -\frac{bq x^2}{2} + \frac{bq L^2}{8}.$$
 (29)

Здесь Q - равномерно распределенная по верхней поверхности балки нагрузка. Интегрируя соотношения (28) дважды для различных частей балки получаем уравнения прогиба, содержащие произвольные постоянные. Для /x/<x2 имеем

$$\frac{d^2w}{dx^2} = -\sqrt{\frac{K}{M_k - M}} \,. \tag{30}$$

Здесь К определяется формулой

$$K = \frac{b\sigma_e^3 (1+d)^3}{24E^2}.$$

Решение уравнения существует, пока знаменатель положителен. Поскольку максимальный момент достигается в центре; балки при *x*=0, необходимо установить ограничение на *q*, а именно

$$q_k \leqslant \frac{8M_k}{bL^2}$$

Используя соотношения (11) и (30) нетрудно показать, что функции границ $Z_1(X)$ и $Z_2(X)$ имеют вид

$$z_1(x) = \frac{\sigma_e \sqrt{M_k + \frac{bqx^2}{2} - \frac{bqL^2}{8}}}{E\sqrt{K}}, z_2(x) = -\frac{\sigma_s \sqrt{M_k + \frac{bqx^2}{2} - \frac{bqL^2}{8}}}{E\sqrt{K}}.$$
 (31)

Интегрируя уравнение (30) один раз, получим

$$\frac{dw}{dx} = -A\ln|x + \sqrt{a^2 + x^2}| + c_1 .$$
(32)

Здесь введены новые обозначения

$$A = \sqrt{\frac{2K}{bq}}, a^2 = \frac{2M_k}{bq} - \frac{L^2}{4}.$$
 (33)

Условие симметрии задачи при X = 0 позволяют найти произвольную константу $c_1 = A$ In(a). Здесь A > 0. После второго интегрировании имеем

$$w(x) = -A\left(|x|\ln||x| + \sqrt{a^2 + x^2}| - \sqrt{a^2 + x^2}\right) + A\ln(a)|x| + c_2.$$
 (34)

Заметим, что это - четная функция, как этого требует постановка задачи. Постоянную интегрирования *C*₂ определим позже из условия непрерывности прогиба в сечении *X* = *X*₂.

Переходим к случаю одной пластической области и исследуем задачу при *x*₂ ≤ |*x*₁| ≤ |*x*₁|. В этом случае момент дифференциальное уравнение для прогиба имеет вид (отметим, что знак "минус" здесь сохраняется).

$$\frac{d^2w}{dx^2} = -\frac{N}{(n^2 + x^2)^2}.$$
(35)

Интегрируем данное уравнение первый раз и находим зависимость для угла поворота сечения.

$$\frac{dw}{dx} = -N\left(\frac{x}{2n^2(n^2 + x^2)} + \frac{1}{2n^3}\operatorname{arctg}(x/n)\right) + c_3.$$
(36)

Для обеспечения гладкости прогиба нужно выполнить условие непрерывности угла поворота сечения при $x = x_2$ и условие нечетности этой функции, а именно W'(x) = -W'(-x), откуда следует, что c_3 должно зависеть от x.

Величины x₁, x₂ легко находятся из условий M= M и M= M_t.

$$-\frac{qx_2^2}{2} + \frac{qL^2}{8} = M^* - \frac{qx_1^2}{2} + \frac{qL^2}{8} = M_t$$

Интегрируем (36) еще раз и находим искомую функцию прогиба.

$$w = -\frac{N}{2n^3} \operatorname{arctg}\left(\frac{x}{n}\right) + c_4 \tag{37}$$

Полученная функция должна быть четной из условия симметрии задачи, что и выполняется.

Переходим к упругой части балки при X₁ < |x| < L/2. Воспользуемся первым соотношением в (28) и получим дифференциальное уравнение для нахождения прогиба. Интегрируя его дважды получим

$$w(x) = -N_1 \left(\frac{L^2 x^2}{16} - \frac{x^4}{24} \right) + c_5 x + c_6$$
,
нение $N_1 = \frac{3q}{2h^2 F}$

где введено новое обозначение

Определим C_5 из условий непрерывности и нечетности функции угла поворота сечения. Постоянную C_6 найдем из граничного условия W(L/2) = 0.

Определим C_4 в (37) из условия непрерывности прогиба при $X = X_1$,

$$c_4 = \frac{N}{2n^3} x_1 \operatorname{arctg}(\frac{x_1}{n}) - N_1 \left(\frac{L^2 x_1^2}{16} - \frac{x_1^4}{24}\right) - c_3 \operatorname{sign}(x) + c_5 \operatorname{sign}(x) + c_6.$$

Остается определить *C*₂ Дня этого запишем условие непрерывности прогиба при *X* = *X*₂. Решение этой задачи теоретически закончено.

В качестве примера расчета проведем исследование изгиба балки из стали А40Х с размерами и свойствами, аналогичными рассмотренным в разделе 1.

Значения моментов и соответствующей распределенной нагрузки *q*, в зависимости от значения параметра *D* приведены в таблице 7.

Размерности входящих в таблицу величин следующие: момент в МПа**m*³, распределенная нагрузка в МПа.

Результаты расчета показывают существенное увеличение прочности балки при возрастании пластической анизотропии, а именно, при увеличении *d* на 30% критическая распределенная нагрузка Q_к в момент образования пластического шарнира в центре возрастает с 0,61 МПа до 0,69 Мпа.

Таблица 7.

D	1,0	1,05	1,1	1,15	1,2	1,25	1,3
M_t	5,07	5,07	5,07	5,07	5,07	5,07	5,07
Qt	0,41	0,41	0,41	0,41	0,41	0,41	0,41
M∗	5,07	5,31	5,55	5,77	5,99	6,19	6,39
Q *	0,41	0,43	0,44	0,46	0,48	0,50	0,51
M_k	7,6	7,79	7,96	8,13	8,29	8,440	8,59
Qĸ	0,61	0,62	0,64	0,65	0,66	0,68	0,69

Перейдем к анализу величин смещения нейтральной оси изогнутой балки по сравнению со средней геометрической осью.

В таблице 8 указаны максимальные значения смещения z_0/h нейтральной оси относительно средней геометрической в центре балки (x = 0) при значении распределенной нагрузки, среднему значению $q = (q_1 - Q_T)/2$ МПа.

Анализ таблицы 8 показывает, что смещение *z*₀ является очень малым, но быстро возрастает при увеличении параметра *D*.

Таблица 8.

D	1,0	1,05	1,1	1,15	1,2	1,25	1,3
Q	0	0,41	0,42	0,43	0,44	0,45	0,46
z₁/h	1,0	0,99	0,99	0,98	0,97	0,96	0,95
z₀/h	0,0003	0,0004	0,0007	0,0013	0,0025	0,0042	0,0068

В таблице 9 приведены расчеты глубин пластических областей при *x*=0 для различных *D* при распределенной нагрузке Q = 0,5 МПа.

Таблица 9.

D	z₁/h	z₂/h	z₀⁄h
1,0	0,73	0,73	0
1,05	0,75	0,71	0,0056
1,1	0,76	0,69	0,0094
1,15	0,77	0,67	0,0118
1,2	0,78	0,65	0,0131
1,25	0,78	0,62	0,0136
1,3	0,78	0,60	0,014

В результате сравнения толщин пластических слоев при растяжении и сжатии видно, что они различаются от 0 % до 23 % с ростом *D*.

Приведем расчеты длин пластических зон при растяжении и сжатии в зависимости от параметра *D* для трех значений распределенной нагрузки *Q*. Отметим, что длины пластических зон *x*₁ и *x*₂ указаны в метрах.

 ,a 10.								
Q	D	1,0	1,05	1,1	1,15	1,2	1,25	1,3
0,3	X ₁	0	0	0	0	0	0	0
0,3	X 2	0	0	0	0	0	0	0
0,45	X 1	1,57	1,57	1,57	1,57	1,57	1,57	1,57
0,45	X 2	1,57	1,16	0,57	0	0	0	0
0,5	X 1	2,17	2,17	2,17	2,17	2,17	2,17	2,17
0,5	X 2	2,17	1,93	1,67	1,37	1,02	0,46	0
0,6	X 1	2,85	2,85	2,85	2,85	2,85	2,85	2,85
0,6	X 2	2,85	2,70	2,55	2,40	2,24	2,08	1,92

Таблица 10.

Приведем предельные значения длин пластических областей при $Q = Q_{\kappa}$, D = 1,3. Имеем Q = 0,69 МПа, $x_1 = 3,21$ м, $x_2 = 2,54$ м. Это означает, что пластичность в момент образования пластического шарнира в центре не достигает краев балки и концы балки остаются упругими по всей толщине.

Сравним значения прогиба в центре балки в случае чистого изгиба и в случае распределенной нагрузки в пересчете на исходное значение M = 3,75 Мпа*м³ и соответствующем Q = 0,3 МПа. Получаем значения W(0) = 19,189 см и W(0) = 13,8 см соответственно. Таким образом, можно сделать вывод о том, что балка лучше сопротивляется при нагрузке распределенными силами.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ.

В качестве основных выводов можно указать три основных обстоятельства. Первое – поставленные задачи удается решить до конца аналитическими методами. Второе – оценка влияния пластической анизотропии указывает, что ее учет приводит к повышению прочностных свойств на 10-15 % по сравнению с классическими случаями. Третье – построенные математические модели позволяют найти аналитически размеры пластических областей как по длине, так и по глубине и тем самым являются объективными характеристиками при сравнении с аналогичными численными решениями, определяя их достоверность.

ЛИТЕРАТУРА

1. Унксов Е.П., Овчинников А.Г. Теория пластических деформаций металлов. Москва, "Машиностроение", 1983, 598 с.

2. Белл Ф. Дж. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел: в 2-х частях. Пер. с англ./ Под ред. А.П. Филина. Москва, "Наука", 1984, 600 с.

3. Трещев А.А Анизотропные пластины и оболочки из разносопротивляю-щихся материалов. М., Тула: РААСН. ТулГУ, 2007, 160 с.

4. Доннелл Л. Г. Балки, пластины и оболочки. М.: Наука, 1982, 567 с.

5. Druker D.C., Stockton F.D. Instrumentation and fundamental experiments in plasticity.// J. Proc. of the Soc. for Experim. Stress Analysis, 1953, v.10, N 2

6. Рыбакина О.Г. Критерий текучести анизотропного материала, обладающего эффектом SD. Исследования по упругости и пластичности. //Вестн. Ленингр. ун-та, 1982, №14 С. 132--142.

7. Забелин А.Н., Трещев А.А. Упруго-пластическая деформация тонкой пологой оболочки из разносопротивляющихся дилатирующих материалов при конечных прогибах. // Строительная механика и расчет сооружений, 2010, №4, с.63-68.

8. Ефимов И.В. Математическая модель контура текучести анизотропных материалов. // Вестн. С.-Петерб. ун-та. Сер. 1, 2011, вып. 1, с.57-64

9. Ломакин В.А. Статистические задачи механики твердых деформируемых тел.

Отв. ред. А.А. Ильюшин. Изд. 2-е. М. ЛЕНАРД, 2014, 144 с.

10. Kulawinski D., Nagel K., Henkel S., Hubner P., Kuna M., Biermann H.

Characterization of stress-strain behavior of a cast TRIP steel under different biaxial planar load rations. // Engineering Fracture Mechanics 78 (2011), p. 1684-1695.

11. Амбарцумян С.А. Разномодульная теория упругости. М:Наука, 1982, 316 с.

12. Хилл Р. Математическая теория пластичности. Москва, Гостехиздат, 1956, 403 с.

13. Бекофен В. Процессы деформации. М: "Наука", 1985, 408 с.

14. Качанов Л. М. Основы теории пластичности. М, Гостехиздат, 1956, 324 с.

15. Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. М., "Высш. школа", 1979, 624 с.

16. Павилайнен Г.В. Математическая модель задачи изгиба пластически анизотропной балки. // Вестник СПбГУ. Сер.1 Т. 2(60). 2015. Вып. 4. С. 633- 638.

17. Павилайнен Г.В., Бембеева А.И., Канин М.С. Упруго-пластический изгиб разнопрочных балок. // Вестн. С.-Петерб. ун-та. Сер. 1. 2014. Вып. 2. С. 284–291.

18. Pavilaynen G.V. Elastic-plastic deformations of a beam with the SD-effect. AIP Conference Proceedings 2014 ICNAAM, Greese, Rodos.

Глава 6. ТЕХНОЛОГИЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ТРУБНОГО ПРОКАТА

Платов С.И., Масленников К.Б.

МГТУ им. Г.И. Носова, г.Магитогорск, Российская Федерация, mkb@ausferr.ru Лобанов М.Л.

УРФУ им. Первого президента России Б.Н. Ельцина, Российская Федерация, m.l.lobanov@urfu.ru

Введение

Зависимость экономики РФ от экспорта и потребления энергоносителей порождает необходимость непрерывно увеличивать объёмы добычи и транспортировки нефти и газа.

По данным министерства энергетики прирост добычи сырой нефти по сравнению с 2013 г. составил 32661,90 тыс. т (6,24%) (Таблица 1).

Год	Объём добычи, тыс. т	Динамика относительно предыдущего периода, тыс. т	Динамика относительно предыдущего периода, %	Динамика относительн о 2013г, тыс. т	Динамика относительн о 2013г, %	
2013	523172,00	0,00	0,00%	0,00	0,00	
2014	526654,00	3482,00	0,67%	3482,00	0,67	
2015	533551,30	6897,30	1,31%	10379,30	1,98	
2016	547306,14	13754,84	2,58%	24134,14	4,61	
2017	546742,20	-563,94	-0,10%	23570,20	4,51	
2018	555833,90	9091,70	1,66%	32661,90	6,24	

Таблица 1- Объёмы добычи сырой нефти в 2014-2018 годах[1]

В свою очередь, прирост экспорта сырой нефти составил 22576,50 т (9,61%) по сравнению с 2013 г. (таблица 2).

Подобная динамика приводит к появлению ряда проблем:

1. Необходимость строительства сверхдальних нефте- и газопроводов. Примерами таких сооружений являются South Stream (2380 км) и ESPO (4857 км).

2. Требуется эксплуатация месторождений Ямала, Якутии, Восточной Сибири, Дальнего Востока, а также морских месторождений в северных широтах, что предполагает эксплуатацию в сложных климатических условиях, а именно с температурами окружающей среды до -60 °C.

3. Потребность в повышении экономической эффективности транспортировки газа на рынки сбыта порождает необходимость строительства нефтеи газопроводов высокого давления.

Таблица 2 - Объёмы экспорта сырой нефти в 2014-2018 годах[1]

Год	Объём экспорта, тыс. т	Динамика относительно предыдущего периода, тыс. т	Динамика относительно предыдущего периода, %	Динамика относительно 2013г., тыс. т	Динамика относительно 2013г., %
2013	234 928,00	0,00	0,00%	0,00	0,00%
2014	221 530,10	-13397,90	-5,70%	-13397,90	-5,70%
2015	241 307,40	19777,30	8,93%	6379,40	2,72%
2016	253 672,61	12365,21	5,12%	18744,61	7,98%
2017	256 925,70	3253,09	1,28%	21997,70	9,36%
2018	257 504,50	578,80	0,23%	22576,50	9,61%

Перспективным подходом для решения данных проблем является переход на производство нефтегазового оборудования (трубы, соединительные детали, запорная арматура) из сталей повышенных классов прочности: К60 (Х70) и К65 (Х80).

Основным документом, регламентирующим свойства материала газопроводных труб, является стандарт American Petroleum Institute API 5L (или согласующийся с ним международный стандарт ISO 3183). Некоторые наиболее интересующие нас данные из него представлены в таблице 3.

Для достижения указанных свойств необходимых для нефте-газо-проводов применяются современные малоуглеродистые трубные стали, а также применяется определенный тип обработки, который заключается в контролируемой прокатке с управляемым ускоренным охлаждением, который чаще всего называется TMCP (Thermo Mechanical Control Processing). Данный вид трубной продукции отличается повышенным сопротивлением локализации пластических деформаций и сохранением целостности при деформировании трубы.

Данный технологический процесс реализуется на специализированных производственных объектах, обладающих соответствующим комплексом оборудования – современных толстолистовых станах горячей прокатки с линией ускоренного охлаждения.

Класс	Предел текучести R _{t 0,5} ,		Предел текуч	Отношение			
Thace	MПа (psi)		(p	R _{t 0,5} / R _m ,			
прочности	минимум	максимум	минимум	максимум	макс.		
X52	360	530	460	760	0.02		
L360	(52200)	(76900)	(66700)	(110200)	0,93		
X60	415	565	520	760	0.02		
L415	(60200)	(81900)	(75400)	(110200)	0,93		
X70	485	635	570	760	0.02		
L485	(70300)	(92100)	(82700)	(110200)	0,93		
X80	555	705	625	825	0.02		
L555	(80500)	(102300)	(90600)	(119700)	0,93		
X100	690	840	760	990	0.07		
L690	(100100)	(121800)	(110200)	(143600)	0,97		
X120	830	1050	915	1145	0.00		
L830	(120400)	(152300)	(132700)	(166100)	0,99		

Таблица 3 - Требования к прочностным характеристикам основного металла труб для основных групп прочности[2]

Примером такого стана является Стан «5000» ПАО ММК, упрощённая схема которого приведена на рисунке 1.



Рисунок 1 - Схема расположения оборудования стана 5000 ОАО «ММК»: 1 - склад слябов; 2 - нагревательные печи; 3 - первичный гидросбив окалины; 4 - карман для листов свыше 50 мм; 5 - рабочая клеть; 6 - роликоправильная машина №1 (горячей правки); 7 - установка ускоренного охлаждения; 8 - роликоправильная машина №2; 9 - клеймитель; 10 - Карман ПФО (противофлокенного охлаждения); 11-холодильник; 12 - Инспекционный стол; 13 - кантователь; 14 - УЗК; 15 - ножницы поперечной резки (для обрезки торцов); 16 - ножницы продольной резки; 17 - ножницы №2 поперечной резки (для порезки на мерные длины); 18 - маркировщик; 19 - термические печи; 20 - роликоправильная машина №3 (холодной правки); 21 - маркировщик; 22 – карманы. Технологические возможности данного объекта позволяют выполнять три типа прокатки:

 нормальная прокатка, осуществляемая без учёта специальных температурных и механических требований;

 контролируемая прокатка с учётом температурных требований (контролируется температура конца прокатки);

• термомеханическая прокатка, при которой лист прокатывается в клети в два (три) этапа, с учётом требований по температуре и обжатию по толщине [3].



Рисунок 2 - Режимы охлаждения: а - ускоренное охлаждение; б - прямая закалка; в - закалка с самоотпуском

Установка ускоренного охлаждения данного стана позволяет производить регулируемое ускоренное охлаждение после прокатки, что приводит к термическому упрочнению толстолистовой стали с прокатного нагрева [4] (без дополнительной термической обработки впоследствии). На современных толстолистовых станах

осуществляются следующие стратегии охлаждения (рис. 2): ускоренное охлаждение; прямая закалка; закалка с самоотпуском.

После прохождения линии ускоренного охлаждения сталь приобретает требуемый комплекс механических свойств, что достигается за счет обеспечения необходимого соотношения в ней структурных составляющих. В современных сталях для газо- и нефтепроводных труб возможно получение следующих основных типов конечной структуры:

• феррито-перлитные стали с низким содержанием перлита, для которых характерна кривая растяжения с площадкой текучести;

• феррито-перлитные стали с продуктами промежуточного или мартенситного превращения (бейнит/мартенсит), имеющие более высокую прочность;

• стали со структурой неполигонального феррита и второй фазы в виде низкоуглеродистого бейнита или участков М/А-фазы (мартенсита и остаточного аустенита), имеющие непрерывную кривую растяжения.

Механические свойства в результате фазовых и структурных превращений значительно изменяются. Происходит повышение прочностных характеристик (по пределу текучести до 5%, временному сопротивлению - до 10%), в некоторых случаях - ударной вязкости (до 25%), относительное удлинение, как правило, снижается (примерно на 10%).

Очевидно, что данный технологический процесс вследствие своей сложности, многостадийности и системной интегральности воздействия всех производственных

факторов на конечный результат является весьма труднопрогнозируемым. Однако, современное развитие техники и знаний о процессах структурообразования позволяет в определённом приближении предсказать состояние кристаллической решётки, имея на входе основные параметры режима ТМСР для определённого химического состава стали.

В настоящее время ООО «ИТЦ Аусферр» (г. Магнитогорск, РФ) занимается разработкой комплекса программных продуктов, реализующего технологию раннего послойного прогнозирования состояния микроструктуры, преобладания различных компонент кристаллографической текстуры в металле и, как следствие, механических свойств продукта листового проката из малоуглеродистых низколегированных сталей для производства магистральных труб большого диаметра. В настоящей статье описаны результаты проведённых исследований и выявленных зависимостей.

Исследовательские работы проводились в двух направлениях:

1. В части моделирования кинетики тепловых процессов, происходящих с прокатом в процессе производства на ТЛС 5000 ПАО «ММК», которые являются определяющими для формирования требуемой бейнитно-мартенситной структуры;

2. В части углубленного анализа фактических данных, полученных при исследовании проб, полученных при опытной прокатке на ТЛС 5000 ПАО «ММК» малоуглеродистой низколегированной трубной стали марки 06Г2МБ.

Материально-техническая база исследований

Для построения математической модели тепловых процессов, в части определения тепловых эффектов фазовых превращений, происходящих при ТМСР, был разработан стенд (рис. 3), состоящий из муфельной нагревательной печи с механизмом извлечения и фиксации образцов, узла воздушного охлаждения с пневматической системой обдува, блока измерения температуры, узла управления и регистрации информации.

Измерения температуры применялись посредством трёх пирометров. Два из них – Raytek Marathon FR1A – двухрежимные пирометры инфракрасного спектра, имеющие диапазон измерения 550–1100 °C, а третий – быстродействующий пирометр OPTRIS CTfast, работающий в среднем ИК-диапазоне: -50–775 °C. Все пирометры юстировались в точку, находящуюся в центре образца, извлеченного из печи. С этой же точкой совмещаются оси охлаждающих струй воздуха.

Исследования проводились с использованием образцов полученных из промышленного листа малоуглеродистой низколегированной стали марки 06Г2МБ. собой пластины 20×70 Образцы представляли MM, толщина которых варьировалась в диапазоне 0,25-1,10 Подобные размеры MM. образцов обеспечивали практически одномерный теплообмен при процессах их нагрева или охлаждения [6].



Рисунок 3 - Установка для определения тепловых эффектов фазовых превращений при больших скоростях охлаждения:

а – схема; б – внешний вид; 1 – образец, 2 – механизм перемещения образца; 3 – область образца для измерений температуры, 4 – шахтная печь, 5 – термопара, 6 – подача аргона, 7 – контроллер печи

Для детального исследования микроструктуры, получаемой в технологических условиях ТЛС 5000, было произведено опытное производство в 5 режимах, различающихся температурой конца прокатки, скоростью движения раската и режимом работы коллекторов в установке ускоренного охлаждения (Таблица 4).

№ pe ж.	Температ ура конца прокатки,	Скорост ь раската в УО,	Коллекторы спрейерные (1 – вкл. 0 – выкл.)		Коллекторы ламинарные (1 – вкл. 0 – выкл.)	
	Ĵ	м/с	Верх	Низ	Верх	Низ
1	890-910	1,9	1111	1111	111111111000000	111111111000000
2	795-825	1,9	1111	1111	111111111000000	111111111000000
3	795-825	1,0	1111	1111	111111111000000	111111111000000
4	740-760	1,9	1111	1111	111100000000000	111100000000000
5	740-760	1,0	1111	1111	1111000000000000	111100000000000

Таблица 4 - Режимы опытного производства

От полученного листового проката был произведён отбор проб для проведения механических испытаний и металлографических исследований в соответствии со схемой, изображённой на рисунке 4.

Дополнительно, из каждого листа вырезано по 91-у образцу для проведения дальнейших исследований. Схема резки листов представлена на рисунке 5.


Рисунок 4 - Схема отбора проб для проведения механических испытаний. 1 – металлография.



Рисунок 5 - Схема резки листов.

Для анализа структурного состояния и кристаллографических текстур образцов применялась оптическая металлография, сканирующая электронная микроскопия с использованием ориентационной микроскопии, основанной на дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Электронно-микроскопическое исследование структуры проводили на растровом микроскопе Tescan Mira3 с автоэмиссионным катодом при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовали приставку EBSD HKL Inca с системой анализа Oxsford Instruments. Шаг сканирования – 0,1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки – не более ±1° (в среднем ± 0,6°).

Моделирование теплокинетических процессов при ТМСР

В процессе производства трубного листа с использованием ТМСР, в нашем случае на ТЛС 5000 ПАО «ММК», металл проходит ряд этапов, провоцирующих различные процессы в кристаллической решётке (рис. 6), каждый их которых потенциально оказывает своё воздействие на конечные прочностные характеристики.



Рисунок 6 - Процессы, влияющие на формирование структуры и свойств стали на линии ТЛС 5000 в соответствии с температурными режимами.

Вследствие этого необходимо учесть конструкционные и технические особенности оборудования рассматриваемого ТЛС (рис. 1), задействованного в данном технологическом процессе и проанализировать их влияние на тепловые потери металла на производственной линии.

Поскольку градиент температуры сляба по толщине при выгрузке из печи является регламентированным технологической инструкцией, начальное распределение температуры принято однородным.

На рольгангах стана потеря тепла происходит в основном по радиационному механизму, описываемому уравнением Стефана-Больцмана:

$$q = \varepsilon \cdot \sigma \cdot (T^4 - T_0^4), \tag{1}$$

где q – плотность мощности излучения, Вт/м²; ε – коэффициент черноты поверхности; σ - коэффициент Стефана- Больцмана, Вт/(м²К⁴); Т - температура излучающей поверхности, ^oK; T₀ - температура окружающей среды, ^oK.

Кроме того на рольганге происходят незначительные тепловые потери вследствие вынужденной конвективной теплоотдачи, вызываемой обдувом встречным потоком воздуха. Величина её определяется числом Нуссельта, которое находится в зависимости от чисел Рейнольдса и Прандтля:

$$Nu = \frac{\alpha L}{\lambda} = f(Re, Pr), \qquad (2)$$

где α – коэффициент теплоотдачи; L – характерный размер потока; λ - коэффициент теплопроводности; Re – число Рейнольдса; Pr – число Прандтля.

Контакт металла с механизмами стана провоцирует кондуктивную теплопотерю. Плотность потока энергии при этом выражается формулой:

$$q = -\frac{\lambda(T)dT}{\lambda},$$
(3)

где λ(T) – зависимость от температуры коэффициента теплопроводности, dT/dx – градиент температуры в теплопроводящем теле.

Величина потока энергии зависит от площади теплового контакта тел, участвующих в теплообмене. При движении металла по рольгангу кондуктиваня передача теплоты роликам незначительна, и нагрев роликов происходит в основном посредством радиационного теплообмена. Контакт с валками прокатной клети более значителен, однако длительность его мала.

Наиболее значимые потери тепла происходят на установке ускоренного охлаждения при контакте с хладагентом – водой. Так же необходимо проанализировать схожие процессы на усторйствах гидросбива. На гидросбивах и участке ламинарного охлаждения происходит взаимодействие металла с узконаправленной струёй воды (в случае гидросбива - с высоким напором), а на участке спрейерного охлаждения - с мелкодисперсным распылением.

При столкновении струи воды с поверхностью горячего металла, в месте касания вода нагревается до температуры металла и начинает кипеть, что приводит к

интенсивному парообразованию и «разбрызгиванию» хладагента. При этом компактность струи способствует свободному отводу пара из очага кипения. В то же время объём хадагента увеличивается в объёме примерно в 1000 раз, что на периферии пятна касания сводит на нет первичный импульс падения струи. Это приводит к тому, что в зоне проекции струи режим кипения - пузырьковый, а на периферии - плёночный. Результаты наших исследований показали, что коэффициент теплоотдачи в зоне пузырькового кипения при тепловых напорах, свойственных горячей прокатке, заведомо превышает возможности поступления тепла из толщи металла.

Расчёт теплоотвода при контакте с хладагентом производился в соответствии с формулой:

$$W_{o} = k \cdot g \cdot (c \cdot \Delta T_{b} + \delta) = \frac{G}{S \cdot (c \cdot \Delta T_{b} + \delta)},$$
(4)

где W_o – удельная (на единицу площади) мощность теплоотвода; g – удельный (на единицу площади контакта с металлом) расход воды, G – абсолютный, в килограммах в секунду, расход воды в струе, S – площадь струи при контакте с металлом, k – доля испаренной воды от общего расхода; с – теплоемкость воды; ΔTb – разность начальной температуры воды и температуры кипения; δ – удельная теплота испарения воды.

При этом приток тепла из толщи металла происходит посредством кондуктивной теплопередачи:

$$W_{i} = \lambda \frac{\Delta T_{m}}{\Delta x},$$
(5)

где ΔTm – разность начальной температуры металла и температуры его поверхности, Δx – глубина, с которой доставляется тепло, λ -коэффициент теплопроводности.

Наши оценки показали, что в условиях ТЛС 5000 для практических расчётов целесообразно взять граничные условия первого рода с температурой поверхности 100 °С.

Если струя имеет относительно малые размеры и высокий напор, она «пробивает» продукты кипения и полным расходом достигает поверхности металла, при этом инерция удерживает ее от «разбрызгивания». В этом случае коэффициент k в соотношении (4) близок к единице.

Основное отличие низконапорной струи от высоконапорной в том, что последняя может потерять компактность и разрушиться при «взрывном» испарении. В этом случае может реализоваться механизм теплоотвода с граничными условиями, как первого, так и второго рода. Если реализуется механизм второго рода, то большую роль играет доля воды, провзаимодействовавшая с металлом, то есть коэффициент к в соотношении (4). В случае практических расчетов он является адаптационным коэффициентом.

В отличие от компактной струи, механизм взаимодействия распыленной струи с горячим металлом иной. Если распыленная вода полностью достигает поверхности, то единственная особенность распыленного потока в том, что коэффициент расхода к может быть меньше единицы только в том случае, когда температура поверхности снижается ниже температуры кипения.

Поскольку в клети стана происходит пластическая деформация металла, необходимо учесть тепловой эффект внутреннего трения. Он пропорционален мощности главного привода клети с поправкой на КПД. Величина моментов привода и скоростей прокатки приведена в паспортах, генерируемых АСУ ТП стана. Для режимов опытной прокатки, принимая КПД привода равным 0.75, получаем мощности при пластической деформации в фазе 1 – 7.5 ÷ 23 МВт, в фазе 2 – 20 ÷ 55 МВт. Мощность энерговыделения с учетом КПД привода 0.75 составит 33.5 МВт. Расход металла через клеть равен 4700 кг/с. Считая теплоемкость металла равной 600 Дж/кг град, получаем оценку величины разогрева 11.8 °С.



Рисунок 7 - Динамика температуры металла при прокатке на стане 5000 с учетом энерговыделения при пластической деформации. Режим №1.

Результат аналитического расчёта температурных кривых (до фазы чистовой прокатки включительно) приведён на рисунке 7. Можно отметить, что потери тепла на гидросбивах не велики на фоне радиационного остывания металла (рис. 7, участок 0-100с). Кондуктивные потери тепла, как отмечалось ранее, тоже не оказывают существенного воздействия на среднемассовую теплопотерю. Также стоит отметить, что в фазе черновой прокатки тепловой эффект пластической деформации практически равен теплоотводу от контакта с валками. В чистовой фазе влияние деформационного разогрева заметнее (рис. 7, участок 700-900с), однако, общие потери тепла все равно больше тепловыделения – среднемассовая температура снижается.

Проведённый анализ теплопотерь вкупе с атомистическим моделированием процессов в кристаллической решётке показал, что главное воздействие на формирование микроструктуры и мехсвойств происходит на участке ускоренного охлаждения. Ни потери тепла на технологической линии ни предшествующая пластическая деформация, ни размер зерна аустенита не оказывают существенного влияния на γ → α превращение, кинетика которого определяется главным образом химическим составом и траекторией охлаждения. Так же стоит отметить, что, по нашим расчетам, нижняя поверхность раската охлаждается интенсивней.

Для полноты представления тепловых процессов, протекающих в стали при ускоренном охлаждении, необходимо проанализировать, наряду с непосредственной реакцией исследуемого образца на внешний градиент температур, возможные тепловые эффекты, инициированные изменениями, микроструктуры, происходящими в образце. С целью выявления практически значимого значения такового эффекта было произведено исследование, подробно описанное в ряде источников, например в [6, 13]. Некоторые результаты изображены на рисунке 8.



Рисунок 8 - Изменения температуры и производных от нее величин от времени при различных скоростях охлаждения (V_{охл}) образцов:

а – исходные термограммы: 1 – V_{охл} в интервале 850–950 ° C ≈ 700 °/с; 2 – ≈ 450 °/с; 3 – ≈ 200 °/с; 4 – ≈ 190 ° /с; 5 – ≈ 170 °/с; 6 – ≈ 160 °/с; 7 – ≈ 110 °/с; б – экспоненциальные аппроксимации высокотемпературной – γ, и низкотемпературной – α частей термограммы 6; в – изменение Voxл образца 6 в процессе фазового превращения; г – изменение доли низкотемпературной фазы в процессе фазового превращения [13]

Численный расчёт тепловых эффектов производился с использованием метода конечных разностей. Время протекания фазового превращения ($t_f - t_s$) определялось из анализа зависимости dT(t)/dt от t (рис. 9, в), шаг дискретизации расчёта был взят $\Delta t = 0.01$ с. Теплоемкости ү- и α-фаз в [Дж / (кг·°С)], согласно [14], задавались выражениями: Сү = 0,1202T + 514,5; Са = 0,4832T + 434,6.

Доля превращения (1 – Vү/(Vү+V α)) находилась нормированием участка функции $f(t)=\ln(T(t)-Tr)$, соответствующему времени протекания фазового превращения (рис. 9г).

Таким образом, были получены значения тепловых эффектов бейнитного (120 ± 10 кДж/К) и мартенситного (50 ± 20 кДж/К) фазовых превращений в трубной стали марки 06Г2МБ[6].

Зная динамику отвода тепла с поверхности проката и энергетические эффекты превращений можно в определённом приближении сформулировать модель кинетики полиморфных превращений для интересующего химического состава стали, а следовательно более точно построить траекторию остывания.

На сегодняшний день существует ряд достаточно правдоподобных моделей кинетики ферритного, перлитного и бейнитного превращения для изотермических условий. Но ускоренное охлаждение не изотермический процесс, необходима адаптация существующих моделей к непрерывной схеме охлаждения при производственном процессе.

Последовательная теория фазовых превращений в стали в неизотермических условиях в настоящее время, по-видимому, в литературе отсутствует. На практике модели, сформулированные для изотермических условий, обычно обобщают на неизотермический случай, рассматривая в них температуру в качестве переменной величины. Это может давать достаточно адекватный результат в случае, если зависимость температуры от времени может быть введена в температурно-зависимые параметры модели.

Это порождает необходимость при теоретической разработке модели вводить в систему расчёта допущения, носящие дискуссионный характер. Например, модель ^{С.Liu, X.Di, C.Chen} [15] базируется на предположении, что рост бейнитных планок

является сдвигово-контролируемым процессом, скорость которого много выше, чем скорость зарождения новых планок и рост объемной доли бейнита лимитируется только скоростью зарождения новых планок, а скоростью их роста можно пренебречь. Хотя на рост бейнитной планки влияют как минимум диффузия углерода и пластическая релаксации напряжений, т.е. переползание дислокаций, которые являются термически активируемым процессом. Другим упрощающим предположением модели является исключение карбидов из рассмотрения, хотя авторы отмечают, что карбиды при их наличии существенно влияют на кинетику.

По этому, применять какую-либо существующую модель «как есть» не представляется возможным. Для корректного описания кинетики превращений в условиях ускоренного охлаждения потребовалось сформулировать феноменологическую модель, базирующуюся на экспериментальных данных, полученных в процессе выявления тепловых эффектов превращений. Для этого потребовался анализ микроструктуры образцов в различных температурных режимах.

Экспериментально выявив необходимые параметры модели перехода, у нас появилась возможность рассчитывать траекторию охлаждения некоего однородного объёма металла. Проблема заключается в том, что трубному прокату, в силу своей толщины, свойственна сравнительная неоднородность температуры от центра к поверхности. Кроме того, как отмечалось ранее, нижняя поверхность раската охлаждается интенсивнее. Это приводит к неоднородному течению фазовых и структурных превращений по толщине листа, а, следовательно, необходимо учитывать кондуктивное взаимодействие разных слоёв полосы как с точки зрения отвода тепла водой, так и передачи теплового эффекта перехода. Более глубокие слои, попав в область ү—о перехода, сами испытывают тепловой эффект и, по возможности, «передают» его соседним, более холодным, слоям.

Возникает необходимость послойного моделирования кинетики и траектории охлаждения. Для каждого слоя в отдельности примерна феноменологическая модель кинетики, а взаимодействие слоёв аппроксимировано с применением конечноразностной схемы. В каждый выбранный момент времени для каждого слоя рассчитывается потеря теплоты, фазовый баланс и, как следствие, получение теплоты от объёма фаз, из условия устойчивости вычисляют шаг по времени и производят перерасчет температур ячеек.

Дискретность слоёв для моделирования в данном описываемом случае было выбрано равным 50. В этой связи, приводимые ниже температуры можно считать средними по соответствующему слою, составляющему 1/50 от толщины металла.

Расчет температуры поверхности в точке, соответствующей положению пирометра, показывает, что расчетная температура поверхности после завершения 2-й фазы прокатки находится в диапазоне показаний пирометра.

Описанная модель реализована в виде специализированного программного продукта, интегрированного в АСУТП ТЛС 5000, расчёты выполняются в потоке производства, результирующие данные записываются в БД соответствующей АИС и отображаются в технологическом паспорте раската.

Пример расчёта температурных кривых в зоне ускоренного охлаждения с учётом тепловых эффектов изображён на рисунке 10. Воздействие теплового эффекта заметно в диапазоне 6-15 с.



Рисунок 9 - Расчёт траектории охлаждения верхней части раската произведенного в режиме 2

Наилучшая сходимость расчетной выходной температуры поверхности с паспортными данными из АСУТП ТЛС 5000 выявлена в режимах 2 и 3. Средняя погрешность вычислений составляет ±65 °C, при погрешности бесконтактного пирометра стана ±35 °C.

Анализ влияния режима ТМСР на микроструктуру

Трубному прокату присуща неоднородность прочностных характеристик, являющаяся следствием формирования при производстве «смешанной» микроструктуры и специфической кристаллографической текстуры. В свою очередь, поскольку сталь является поликристаллической структурой, механические свойства стали меняют свои значения в зависимости от угла, под которым расположена плоскость разрушения относительно направления деформации. Таким образом, формирование того или иного структурно-текстурного комплекса может кардинальным образом сказаться на конечном наборе потребительских свойств как в лучшую, так и в худшую сторону[16-26].

Существенную роль в процессах разрушения листов трубных сталей играет не интегральная текстура изделия, а одна из ее слабых компонент – (001)[110]. Это является следствием того, что плоскостями скола в тугоплавких металлах с ОЦК решеткой (α-Fe, β-Ti, Cr, Nb, Mo, W и др.) являются плоскости {100} [27]. Отсюда, склонность материала к хрупкому разрушению зависит от частоты встречаемости этих кристаллографических плоскостей в горизонте изделия, в котором возникают максимальные касательные напряжения, соответствующие реализуемому напряженно-деформационному состоянию.

С другой стороны, склонность к вязкому разрушению будет определяться распределением плоскостей скольжения относительно поверхности, в которой возникают максимальные касательные напряжения [28].

Важно отметить, что для развития трещины при хрупком разрушении важным является наличие достаточно протяженных областей с соответствующей ориентировкой (т.е. поверхностями скола) по своей длине, превышающей критический размер трещины [25]. Последнее означает, что анизотропия механических свойств после ТМСР в сталях определяется не только наличием кристаллографической текстуры, но также формой и размерами зерен, то есть микроструктурой [25-26].

Кроме того, ряд источников указывает, что при фазовых превращениях, кристаллиты новой фазы связаны друг с другом набором собственных ориентационных соотношений, которые могут считаться производными от исходного ориентационного соотношения при превращении. В этом смысле границы между зернами новой фазы, по параметрам разориентировки, оказываются не произвольными, а кристаллографически обусловленными [29].

Руководствуясь данными тезисами, можно сделать вывод, что для прогнозирования прочностных характеристик трубного проката крайне важно, учитывая прогноз кинетики тепловых процессов, описанный ранее, построить достаточно достоверную послойную модель соотношения микроструктурных компонент.

В работах [30,31] было достаточно надежно установлено, что в пределах одного аустенитного зерна могут формироваться четыре типа мартенситных пакетов, связанных с четырьмя плоскостями {111} аустенита, каждый из которых содержит рейки шести ориентировок с общей плоскостью {011} феррита практически параллельной конкретной плоскости {111} аустенита. Из этого следует, что, задавшись прогнозом температуры в толще листа и максимально точными условиями сдвигового γ→α превращения, задача прогнозирования структурного, а за тем и текстурного состава листа по толщине, в целом, выполнима с определенной долей погрешности.

Для этого необходимо как можно более чётко понимать анизотропию микроструктуры по толщине листа в зависимости от температурного режима производства. Для этого нами были проведены детальные исследования описанных ранее образцов на предмет выявления основных особенностей формирования микроструктуры листов, и оценки влияния температуры изотермической прокатки и режима ускоренного охлаждения на параметры микроструктуры малоуглеродистой низколегированной стали, прошедшей ТМСР.

С точки зрения температуры конца прокатки наибольший интерес для нас представляет режимы 1 и 4, которые являются в определённом смысле «экстремальными» в этом плане. Режим 1 характеризуется повышенной температурой чистовой фазы прокатки, а режим 4 – наоборот, пониженной, с выходом из γ-области.

С точки зрения режима теплоотвода при ускоренном охлаждении наибольший интерес представляют режимы 2 и 3, имеющие одинаковые диапазоны температуры чистовой фазы прокатки, но значительно отличающиеся режимы теплоотвода. Скорость движения раската по режиму 3 в 1.9 раза больше, нежели по режиму 2.

Для анализа локальных текстурных состояний использовались ориентационные карты, расшифровка которых производилась в соответствие со стандартным стереографическим треугольником с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений (рис. 10 г). Далее представлены некоторые результаты исследований.

Анализ образцов, произведённых по режиму 1, выявил неравновесную структуру, включающую пакеты, соответствующие мартенситу или, нижнему бейниту (рис. 10). Большую часть объема занимали крупные, отдельные кристаллиты, характеризующиеся вытянутыми неравновесными формами, имеющие размер до 25 мкм при Dcp приблизительно 3,5 мкм.

На расстоянии от поверхности большем, нежели 3 мм в структурах, полученных по всем режимам, мартенситные пакеты практически отсутствовали. Структура представлена относительно крупными неравноосными кристаллитами и мелкими включениями на их границах. При большем увеличении было видно, что данные включения являются не выделениями, а являются отпущенным мартенситом, состоящим из пластин, на границах которых выделились карбидные фазы.



Рисунок 10 - Микроструктура стали, произведенной в соответствии с режимом 1, на расстоянии 0,8 мм от поверхности листа: а - ориентационный контраст в обратно рассеянных электронах; б - ориентационная карта в расцветке с НН||Y; в – ориентационная карта в расцветке с НП||X; г - стандартный стереографический треугольник, с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений.

В образцах, прошедших ТМСР в режимах 2 и 3 фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в направлении прокатки, толщиной 5...30 мкм (рис. 11, 12). Очевидно, что данные области соответствуют деформированным в результате контролируемой прокатки зернам аустенита.



Рисунок 11 - Микроструктура стали, произведенной в соответствии с режимом 2, на расстоянии 1 мм от поверхности листа: а - ориентационный контраст в обратно рассеянных электронах;

б - ориентационная карта в расцветке с НН||Ү (см. рис. 10 г);

в – ориентационная карта в расцветке с НП||Х (см. рис. 10 г).

В поверхности образца режима 3 (расстояние меньше 2 мм) наблюдалось чередование вытянутых областей, соответствующих деформированным зернам аустенита, с двумя различными структурами (рисунок 15). Реже фиксировалась характерная для мартенсита пакетная структура, состоящая из дисперсных реек. Основную долю занимали области, состоящие из более крупных, отдельных зёрен, характеризующиеся вытянутыми вдоль направления прокатки неравновесными формами, имеющие размер до 30 мкм при D_{ср} приблизительно 2,1 мкм.

Средние размеры зёрен основной структурной составляющей несколько увеличивались в диапазоне расстояний от поверхности от 6,5 до 7,5 мм с 2,5 мкм до 2,7 мкм (для режима ТМСР 3). В более глубоких слоях D_{ср} менялся незначительно. Важно отметить, что в центральных горизонтах образцов, произведенных по обоим

режимам ТМСР, в структуре также можно было наблюдать сравнительно большие, однородные, вытянутые вдоль направления прокатки области (более 100 мкм), соответствующие деформированным зернам аустенита, без высокоугловых межкристаллитных границ.



Рисунок 12 - Микроструктура стали, произведенной в соответствии с режимом 3, на расстоянии 1 мм от поверхности листа: а - ориентационный контраст в обратно рассеянных электронах;

б - ориентационная карта в расцветке с НН||Ү (см. рис. 10 г);

в – ориентационная карта в расцветке с НП||Х (см. рис. 10 г).

Для полос, прошедших ТМСР по режиму 4, как в подповерхностных, так и в центральных слоях образцов фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в НП, толщиной до 5 мкм. По-видимому, последние соответствуют образовавшемуся в процессе прокатки ферриту, испытавшему деформацию в последних проходах. В поверхности образца (с расстояния ~1 мм от поверхности) наблюдалось чередование вытянутых областей, соответствующих деформированным зернам, с двумя различными структурами (рисунок 16).

В результате исследования установлено, что структуры, формирующиеся при промышленном ТМСР по всем рассмотренным режимам, следует рассматривать как преимущественно бейнитные с включениями отпущенного мартенсита.



Рисунок 13 - Микроструктура стали, произведенной в соответствии с режимом 4, на расстоянии 1 мм от поверхности листа: а - ориентационный контраст в обратно рассеянных электронах; б - ориентационная карта в расцветке с НН||Y (см. рис. 10 г);

в – ориентационная карта в расцветке с НП||X (см. рис. 10 г).

Дисперсность мартенсито-бейнитных микроструктур уменьшается от поверхностной к центральной области листов.

Вследствие высокой температуры окончания горячей деформации при ТМСР по режиму 1, за время от окончания прокатки до начала ускоренного управляемого охлаждения в аустените стали, по крайне мере частично, реализуется процесс рекристаллизации с заменой текстуры деформации на рекристаллизационную.

В случае более высокой температуры окончания горячей деформации дисперсность микроструктуры увеличивается как в поверхностной, так в центральных областях приблизительно 1,5-1,6 раза.

В случае нормальной температуры прокатки и более интенсивного охлаждения (режим 3) дисперсность микроструктуры увеличивается как в поверхностной, так в центральных областях приблизительно на 5 %.

Текстура ТМСР при режимах 2 и 3 формируется в виде сравнительно небольшого набора компонент (3...7), которые соответствуют текстуре деформированного аустенита, преобразованной в соответствие с ориентационным соотношением сдвигового превращения. Малое количество компонент текстуры бейнита объяснено возникновением его зародышей на специальных границах близких к границам РСУ Σ3 и Σ11 между деформированными аустенитными зернами [32].

При проведении ТМСР по режиму 4, отличающемуся пониженной температурой изотермической прокатки, как в подповерхностных, так и в центральных слоях листа фиксировались протяженные ферритные области с практически параллельными границами, вытянутыми в направлении прокатки, образовавшиеся в процессе пластической деформации.

Предварительные результаты прогнозирования послойного структурного состояния

В рамках разработки технологии прогнозирования потребительских свойств трубного проката, как уже отмечалось ранее, нами реализована достаточно реалистичная модель стркутрообразования и расчетных траекторий остывания.

Данная модель была реализована в виде специализированного программного продукта моделирования теплокинетики, интегрированного в АСУТП ТЛС 5000.

Предварительные результаты моделирования структурного состояния приведены в таблице 5.

Стоит подчеркнуть, что эти результаты предварительны, и разработка модели на текущий момент продолжается. С целью уточнения модели были проведены детальные исследования влияния режима ТМСР на миктроструктуру, кратко описанные в предыдущем разделе. На текущий момент мы проводим работы по анализу и применению полученных данных с целью «сужения», детализации граничных диапазонов структурных переходов аустенит — феррит-перлит — бейнит верхний — мартенсит и выявление явных численных зависимостей между соотношением данных структур в слое с результирующими механическими свойствами.

			,			- 6614 -				10 2020		2		1000		2			
Партия		`	Ξ́ç		1000		Yd :		1.000148	vriago/	:		1000				2000		
0000	WW	WC	٢	Ŧ	8	H	Σ	Ŧ	B	H	Ξ	Ŧ	8	Б	Ξ	Ŧ	8	Б	Σ
2019- 103319- 100	21,2	1,5	706	0.108	0.237	0.633	0.022	0.327	0.652	600.0	0.011	0.76	0.196	0.02	0.024	0.702	0.243	0.025	0.03
2019- 103328- 100	21,6	1,6	708	0.193	0.252	0.535	0.02	0.38	0.591	0.014	0.016	0.703	0.252	0.021	0.024	0.646	0.301	0.025	0.029
2019- 202930- 200	21,2	1,3	607	0.141	0.312	0.509	0.038	0.156	0.638	0.196	0.011	0.781	0.178	0.019	0.023	0.726	0.222	0.023	0.028
2019- 202930- 200	21,2	1,3	707	0.141	0.312	0.509	0.038	0.156	0.638	0.196	0.011	0.781	0.178	0.019	0.023	0.726	0.222	0.023	0.028
2019- 103328- 200	21,2	1,3	707	0.149	0.307	0.507	0.038	0.164	0.642	0.183	0.011	0.78	0.178	0.019	0.023	0.725	0.223	0.024	0.028
2019- 303357- 100	21,6	1.7	669	0.216	0.239	0.526	0.019	0.402	0.568	0.014	0.016	0.708	0.248	0.021	0.024	0.646	0.3	0.025	0.029
2019- 103319- 100	21,2	1,6	704	0.117	0.233	0.629	0.022	0.333	0.647	600.0	0.011	0.759	0.196	0.02	0.024	0.701	0.244	0.025	0.03
2019- 103319- 100	21,2	1,5	705	0.094	0.244	0.639	0.023	0.321	0.659	600.0	0.011	0.765	0.191	0.02	0.024	607.0	0.237	0.025	0.03
2019- 103319- 100	21,2	1,6	704	0.12	0.235	0.623	0.021	0.345	0.634	0.01	0.012	0.755	0.2	0.02	0.024	0.696	0.248	0.025	0.03
2019- 103319- 100	21,2	1,5	702	0.123	0.229	0.627	0.022	0.324	0.656	600.0	0.011	0.763	0.193	0.02	0.024	0.705	0.24	0.025	0.03
2019- 103319- 100	21,2	1,6	2697	0.145	0.229	0.605	0.021	0.345	0.632	0.011	0.013	0.761	0.196	0.02	0.023	0.691	0.254	0.025	0.03
2019- 103351- 100	21,6	1,7	697	0.218	0.24	0.523	0.019	0.409	0.56	0.014	0.016	0.712	0.244	0.02	0.023	0.646	0.301	0.025	0.029

Таблица 5-Пример результата расчёта микроструктуры

												ī
I	Дельта	50	112	33	33	34	110	53	52	53	58	<u>63</u>
×	мод, °С	584	645	570	567	570	644	585	975	588	582	594
K	nacn, °C	534	533	537	534	536	534	532	523	535	524	531
cp	факт	-1	308	-1	0	318	345	319	354	311	322	310
KCU-60	нд	70-850	70-500	70-850	70-851	70-850	70-500	70-850	70-850	70-850	70-850	70-850
	факт	-1	207	7	0	222	217	223	250	221	226	223
HV10	НД	30-260	30-260	30-260	30-261	30-260	30-260	30-261	30-262	30-263	30-264	30-265
8	М	0.002	0.002	0.001	0.001	0.001	0.001	0.002	0.002	0.002	0.001	0.001
B 1/32 H	БН	0.938	0.929	0.942	0.942	0.936	606.0	0.931	0.935	0.931	0.927	0.922
T. COCTA	68	0.02	0.025	0.01	0.01	800'0	0.018	0.018	0.018	0.018	0.014	0.016
Струк	Φ+Π	0.041	0.045	0.047	0.047	0.055	0.071	0.049	0.045	0.049	0.058	0.061
2	Μ	0.005	0.005	0.002	0.002	0.002	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
IE 1/8 HI	ΒH	0.004	0.005	0.608	0.608	0.597	0.005	0.004	0.004	0.004	0.004	0.004
T. COCTA	68	0.827	0.801	0.317	0.317	0.319	0.784	0.82	0.825	0.815	0.824	0.822
Струк	Ф+П	0.164	0.188	0.073	0.073	0.082	0.204	0.171	0.167	0.176	0.168	0.168
2	Μ	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024	0.024	0.025	0.024	0.024	0.024
. состав 1/3 ни	БН	0.02	0.021	0.02	0.02	0.02	0.021	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02
	68	0.197	0.256	0.188	0.188	0.188	0.254	0.198	0.196	0.202	0.193	0.202
Струк	⊔+ Φ	0.758	0.699	0.768	0.768	0.768	0.7	0.758	0.759	0.753	0.762	0.754
-	Партия	2019- 103319- 100	2019- 103328- 100	2019- 202930- 200	2019- 202930- 200	2019- 103328- 200	2019- 303357- 100	2019- 103319- 100	2019- 103319- 100	2019- 103319- 100	2019- 103319- 100	2019- 103319- 100

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Министерство энергетики Российской Федерации. Официальный сайт Министерства энергетики Российской Федерации: статистика / Министерство энергетики Российской Федерации. – электронные данные. – 2019. – https://minenergo.gov.ru/activity/statistic.

2. American Petroleum Institute. API 5L: Specification for Line Pipe / American Petroleum Institute. – Washington, D.C.: API Publishing Services, 2004. – 166p.

3. Салганик В.М. Моделирование процесса контролируемой прокатки трубной заготовки в условиях стана 5000 ОАО «ММК» / В.М. Салганик, А.В. Шмаков, Д.О. Пустовойтов // Сб. трудов VIII Междун. конгресса прокатчиков. – Магнитогорск, 2010.

4. Румянцев, М.И. Моделирование процесса прокатки и охлаждения на толстолистовом стане / М.И. Румянцев, Д.Е. Малаховский, В.С.Митасов и др. // Сборник трудов конференции «Неделя металлов в Москве». – М.: ОАО «ВНИИМЕТМАШ», 2009. С. 322-331.

5. Салганик, В.М. Тонкослябовые литейно-прокатные агрегаты для производства стальных полос: Учеб. пособие / В.М. Салганик, И.Г. Гун, А.С. Карандаев, А.А. Радионов. – М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана. – 506 с.

6. Artemiev, I.A. Determination of thermal effects of diffusionless phase transformations in low-carbon low-alloy steels at high cooling rates / I.A. Artemiev, M.L. Krasnov, G.M. Rusakov, S.V. Danilov // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2018. – Iss. 6. – P. 173–183. – DOI: 10.17804/2410-9908.2018.6.173-183.

7. Хабибулин, Д.М. Моделирование процессов охлаждения катанки / Д.М. Хабибулин, С.А. Морозов, А.В. Капцан, В.Н. Урцев // Совершенствование технологии в ОАО «ММК»: Сб. трудов Центральной лаборатории ОАО «ММК». – Вып. 6. – Магнитогорск, 2002. – С. 336 – 345.

8. Виер, И.В. Математическое моделирование температурных полей в рабочих валках стана горячей прокатки / И.В. Виер, А.В. Козюлина, С.А. Муриков // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр., вып. 2. / В.Н. Урцев – Магнитогорск, 2002. – С. 374 – 384.

9. Урцев, В.Н. Математическое моделирование процесса охлаждения металла при мелкосортной прокатке / В.Н. Урцев, С.И. Платов, С.А. Муриков и др. // Тр. Шестого конгр. Прокатчиков (г. Липецк, 18 – 21 октября 2005 г.). – Т.1. – М., 2005. – С. 342 – 344.

10. Salganik, V. Plate rolling modeling at mill 5000 of OJSC "Magnitogorsk Iron and Steel" for analysis and optimization of temperature rates / V. Salganik, A. Shmakov, A. Pesin, D. Pustovoytov // Proceedings of the 10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes NUMI-FORM 2010. – Pohang, Republic of Korea, 2010. – P. 602 – 603.

11. Шмаков, А.В. Разработка и анализ температурных режимов толстолистовой прокатки с использованием математического моделирования процесса / А.В. Шмаков, В.М. Салганик, С.В. Денисов, Д.О. Пустовойтов // Сборник докладов XVIII Междун. научно-технической конференции «ТРУБЫ-2010» – Челябинск, 2010.

12. Муриков, С.А. Математическая модель термообработки изделия в условиях протекания фазовых переходов / С.А. Муриков, В.Н. Урцев, Ю.Н. Горностырев, А.В. Шмаков // Фазовые и структурные превращения в сталях: Сб. науч. тр., вып. 6. / В.Н. Урцев. – Магнитогорск: МГТУ им. Носова, 2010. С. 397 – 407.

13. Lobanov, M. L. Thermal effect of bainitic transformation in tube steels during accelerated cooling / M. L. Lobanov, G. M. Rusakov, V. N. Urtsev, M. L. Krasnov, E. D. Mokshin, A. V. Shmakov, S. I. Platov // Letters on Materials. – 2018. – Vol. 8 (3). – P. 246–251. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-246-251.

14. Иванов, Д. А. Расчет теплоемкости низкоуглеродистой низколегированной стали при моделировании неизотермических фазовых превращений / Д.А. Иванов, Н.В. Куваев, Т.В. Куваева // Теория и практика металлургии. – 2010. – №1–2. – С. 43–48.

15. Liu, C. A bainite transformation kinetics model and its application to X70 pipeline steel / C. Liu, X. Di, C. Chen, X. Guo, Z. Xue // J. Mater. Sci. – 2015. – 50: 5079–5090.

16. Гервасьев, А.М. Влияние микроструктуры и текстуры на трещиностойкость высокопрочных сталей для магистральных газопроводов нового поколения. Дисс.. работа на соиск. Степени канд. Техн. наук / А.М. Гервасьев. – М.: Изд. Уральского фед. Универ. Им. Первого Президента России Б. Н. Ельцина. – 2011. – 127 с.

17. Кичкина, А.А. Влияние структурной анизотропии ферритно-бейнитной трубной стали на механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб / А.А. Кичкина, М.Ю. Матросов, Л.И. Эфрон и др. // Металлург. – 2010. – № 12. – С. 33–39.

18. Штремель, М.А. Прочность сплавов. Ч II. Деформация. – М.: Издательство МИСИС. – 1997. – 527 с.

19. Беляевских, А.С Улучшение технологии производства сверхтонкой электротехнической анизотропной стали / А.С. Беляевских, М.Л. Лобанов, Г.М. Русаков и др. // Сталь. – 2015. – № 12. – С. 63–67.

20. Ray, R.K. Transformation textures in steels. International Materials / R.K. Ray, J.J. Jonas // Reviews. – 1990. – V. 35. – P. 1–36.

21. Вассерман, Г. Текстуры металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен. – М.: – Металлургия. – 1969. – 655 с.

22. Bae, J.H. Study of Texture Development and Anisotropy of Mechanical Properties of API-X80 Line Pipe Steel for Spiral-Welded Pipe / J.H. Bae, S.-H. Choi, K.S. Kim, K.B. Kang // Int. Conf. on Textures of Materials: Proc. of the 14th Int. Conf. Leuven, Belgium. – 2005.

23. Inagaki, H. Influence of Crystallographic Texture on the Strength and Toughness of the Control Rolled High Tensile Strength Steel / H. Inagaki, K. Kurihara, I. Kozasu // Transactions ISIJ. – 1973. – V. 61. – No. 7. – P. 83–103.

24. Lobanov, M.L. Texture Inheritance on Phase Transition in Low-Carbon, Low-Alloy Pipe Steel after Thermomechanical Controlled Processing / M.L. Lobanov, M.D. Borodina, S.V. Danilov, et al. // Steel in Translation. – 2017. – V. 47. – P. 710–716.

25. Pyshmintsev, I.Y. Effect of Bainite Crystallographic Texture on Failure of Pipe Steel Sheets Made by Controlled Thermomechanical Treatment / I.Y. Pyshmintsev, A.O. Struin, A.M. Gervasyev, M.L. Lobanov, G.M. Rusakov, et al. // Metallurgist. – 2016. – V. 60. – P. 405–412.

26. Danilov, S.V. Splitting of pipe steel produced by TMCP / S.V. Danilov, E.R. Struina, M.D. Borodina // Steel in Translation. – 2017. – V. 47. – No. 3. – P. 188–189.

27. Андреева, А.В. Основы физикохимии и технологии композитов / А.В. Андреева – М.: ИПРЖР. – 2001. – 192 с.

28. Baczynski, G.J. The Influence of Rolling Practice on Notch Toughness and Texture Development in High-Strength Linepipe / G.J. Baczynski, J.J. Jonas, L.E. Collins // Metallurgical and Material Transactions. – 1999. –V. 30A. – P. 3045–3054.

29. Золотаревский, Н.Ю. Большеугловые границы, возникающие при фазовых превращениях / Н.Ю. Золотаревский, Е.В. Нестерова, А.С. Рубцов, В.В. Рыбин // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1982. – № 5. – С. 30–35.

30. Счастливцев, В.М. Структура пакетного мартенсита в конструкционных сталях / В.М. Счастливцев, Л.Б. Блиндт, Л.П. Родионов, И.Л. Яковлева // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т.66. – №4. – С. 759–769.

31. Счастливцев, В.М. Некоторые структурные особенности закаленных монокристаллов конструкционной стали, выращенных из расплава / В.М. Счастливцев, Д.П. Родионов, В.Д. Садовский, Л.В. Смирнов // Физика металлов и металловедение. – 1970. – Т.30. – №6. – С. 1238–1244.

32. Лобанов, М.Л. Влияние скорости охлаждения на структуру низкоуглеродистой низколегированной стали после контролируемой термомеханической обработки / М.Л. Лобанов, М.Л. Краснов, В.Н. Урцев, С.В. Данилов, В.И. Пастухов // Металлов. и термич. обр. металлов.–2019,–№ 1.– С. 31-36.

33. Gong, W. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel / W. Gong, Y. Tomota, Y. Adachi, A.M. Paradowska, J.F. Kelleher, S.Y. Zhang // Acta Materialia. – 2013. – V. 61. – No 11. – P. 4142–4154.

Глава 7. ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ДВУХМЕРНЫХ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ ТЕРМОУПРУГОСТИ НЕОДНОРОДНЫХ ТЕЛ

Веремейчик А.И., Хвисевич В.М.

УО «Брестский государственный технический университет», г. Брест, Республика Беларусь, vai_mrtm@bstu.by

Введение

На практике элементы сооружений, механизмов и машин часто подвергаются воздействию стационарных температурных полей, механических усилий. При этом геометрия области рассматриваемых элементов является весьма сложной – кусочно-гладкой, многосвязной и т. д.

Современный уровень техники выдвигает перед инженерами, исследователями требования по созданию эффективных методов расчета позволяющих снизить материалоемкость элементов при их достаточной прочности и надежности [1–8]. Основная цель таких методов – исследовать напряженно-деформированное состояние рассматриваемых тел, а также распределение полей температур. Для этого необходимо поставить и решить краевые задачи теплопроводности, механики деформируемого твердого тела и в частности теории упругости, термоупругости. Во многих случаях решение получается с достаточной степенью точности, если ограничиться рассмотрением двухмерной области D исследуемого тела.

Неоднородность упругих свойств тела

Неоднородность упругих свойств в теле часто возникает в процессе формирования тела (например, различные температурные условия в технологическом процессе) в грунтах и горных выработках (естественная неоднородность), при эксплуатации конструкций под влиянием окружающей среды (термическое воздействие, радиационное облучение, воздействие активных жидкостей и газов). В будут рассматриваться задачи статики тел с непрерывной дальнейшем неоднородностью. Тела с этим видом неоднородности по способу описания механических свойств условно можно разделить на две группы: а) тела с прямой неоднородностью: б) тела с косвенной неоднородностью. К группе "а" относятся тела с неоднородностью, описанной выше в первых двух случаях, а к группе "б" относится третий случай (тела, в которых возникает неоднородность в процессе эксплуатации).

Функции, описывающие изменение механических свойств тел группы "а" строятся по результатам экспериментальных исследований. Построение таких функций для модуля упругости *E* в грунтах при создании подземных полостей рассматриваются, например, в работе [9].

В телах группы "б" для описания изменения механических свойств тел необходимо знать не только зависимости свойств тел от причин вызывающих неоднородность (радиационное облучение, температурное поле), но и распределение этих величин в теле. Таким образом построение функций изменения свойств складывается из двух частей. Если первая часть определяется аналогично построению функций для тел с прямой неоднородностью, то вторая является результатом решения соответствующих задач, например, краевой задачи теплопроводности. Отметим, что в настоящей работе постановка задач термоупругости предполагает решение краевых задач Дирихле для определения температуры, поэтому трудности, обусловленные второй частью построения упомянутых функций изменения свойств, не возникают.

Рассмотрим некоторые зависимости изменения механических и теплофизических параметров тел.

Как отмечается в работе [10], коэффициент теплопроводности разных веществ изменяется в широких пределах и зависит от химического состава, физического строения и состояния вещества. Он зависит и от температуры. Для многих металлов коэффициент теплопроводности уменьшается с повышением температуры по линейному закону:

$$\lambda = \lambda_0 (1 - kT), \tag{1}$$

где k – определяется с помощью экспериментальных кривых [11], λ_0 – коэффициент теплопроводности при исходной температуре.

Температурный коэффициент линейного расширения *α* металлов и сплавов с ростом температуры увеличивается. Авторы [12, 13] рекомендуют в первом приближении для определения *α* пользоваться формулой:

$$\alpha = \alpha_0 (1 + \gamma T), \tag{2}$$

где α_0 – значение коэффициента теплового расширения для исходного состояния, γ – постоянная величина, определяемая из экспериментов.

Данные экспериментов показывают, что при нагревании модуль упругости металлов уменьшается. Температурная зависимость модуля упругости сплавов мало отличается от таковой у чистых металлов.

Зависимости изменения модуля упругости *E* от температуры для металлов и конструкционных сплавов могут определяться по линейной формуле [14]:

$$E = E_0 \left(1 - \beta_1 T \right), \tag{3}$$

где E_0 – модуль упругости при начальной температуре, β_1 – эмпирический коэффициент.

В других случаях используется квадратичная зависимость:

$$E = E_0 \left(1 - \beta_2 T^2 \right), \tag{4}$$

где β_2 – эмпирический коэффициент, и экспоненциальная зависимость:

$$E = E_0 \exp(\beta_3 T), \tag{5}$$

где β_3 – эмпирический коэффициент.

Опытных исследований по определению влияния температуры на коэффициент Пуассона гораздо меньше. В работе [13] отмечено, что для многих материалов в широких диапазонах температур при существенном изменении модуля упругости от температуры наблюдается постоянство коэффициента Пуассона $\upsilon = const$.

Поэтому в работе рассматриваются случаи изменения механических и теплофизических характеристик материала по приведенным выше формулам, выражающим зависимости теплофизических и механических параметров от температуры.

Постановка задачи

Постановка двухмерной краевой задачи статической термоупругости в перемещениях u_i для изотропного однородного тела (параметры упругости E, υ и коэффициент α постоянны) в декартовой системе координат x_1 , x_2 состоит в определении перемещений u_i (в общем случае 8 неизвестных u_i , σ_{ij} , ε_{ij} и температуры T) удовлетворяющих: уравнениям равновесия

$$\Delta u_i + \frac{1}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial \Theta}{\partial x_i} - \frac{2(1 + \upsilon)}{1 - 2\upsilon} \alpha \frac{\partial T}{\partial x_i} = 0$$
(6)

и на границе *L* области *D* занимаемой телом условиям:

$$\sigma_{ij}n_j = q_i(x_L). \tag{7}$$

Напряжения определяются по гипотезе Дюамеля-Неймана:

$$\sigma_{ij} = \frac{E}{1+\upsilon} \bigg(\varepsilon_{ij} + \frac{\upsilon}{1-2\upsilon} \Theta \delta_{ij} - \frac{1+\upsilon}{1-2\upsilon} \alpha T \bigg), \tag{8}$$

а деформации по формулам Коши:

$$\mathcal{E}_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right), \tag{9}$$

Є іj удовлетворяют уравнениям совместности [15], *i*, *j* =1,2 (обозначения всех величин приняты как и в трехмерной задаче). Температура определяется в результате решения уравнения Лапласа

$$\Delta T = 0. \tag{10}$$

Постановка двухмерной задачи термоупругости неоднородных тел состоит в определении перемещений u_i (через которые выражаются напряжения σ_{ij} и деформации ε_{ij}), удовлетворяющих в области D занимаемой телом с учетом переменных E(T), $\alpha(T)$, $\lambda(T)$ и постоянного коэффициента Пуассона $\upsilon = const$ уравнениям равновесия:

$$\Delta u_{i} + \frac{1}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial \Theta}{\partial x_{i}} - \frac{2(1 + \upsilon)}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial}{\partial x_{i}} \left(\int_{0}^{T} \alpha(T) dT \right) = -\varphi B_{j} \frac{2(1 + \upsilon)}{E} \sigma_{ij} , \qquad (11)$$

где $\Theta = \frac{\partial u_k}{\partial x_k}$, φ – малый параметр, который определяется согласно [16],

 $B_j(x_s) = \Psi(T) \frac{\partial T}{\partial x_j}$, *i*, *j* = 1,2, и на контуре *L* области D условиям (7).

По гипотезе Дюамеля-Неймана запишем формулы напряжений:

$$\sigma_{ij} = \frac{E(T)}{1+\upsilon} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) + \frac{\upsilon}{1-2\upsilon} \Theta \delta_{ij} - \frac{1+\upsilon}{1-2\upsilon} \alpha T \right].$$
(12)

Температура T определяется в результате решения краевой задачи теплопроводности (задача Дирихле). Предполагаем, что источники тепла отсутствуют, а коэффициент теплопроводности является функцией температуры $\lambda = \lambda(T)$. Температурное поле T удовлетворяет уравнению теплопроводности:

$$div(\lambda grad T) = 0. \tag{13}$$

Построение сингулярных интегральных уравнений (СИУ) двухмерной задачи термоупругости с учетом изменения коэффициента линейного расширения lpha(T)

Разыскивая решение двухмерной задачи в виде степенного ряда:

$$u_i = \sum_{k=0}^{\infty} \varphi u_i^k , \qquad (14)$$

подставим (14) в (11) и приравнивая коэффициенты при одинаковых степенях параметра φ , получим в нулевом приближении u_i^0 краевую задачу классической термоупругости:

$$\Delta u_i^{(0)} + \frac{1}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial \Theta^{(0)}}{\partial x_i} = \frac{2(1 + \upsilon)}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\int_0^T \alpha(T) dT \right),$$

$$\sigma_{ij}^0 n_j = q_i(x_s), \tag{15}$$

$$\sigma_{ij}^{(0)} = \frac{E(T)}{1+\upsilon} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i^{(0)}}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j^{(0)}}{\partial x_i} \right) + \frac{\upsilon}{1-2\upsilon} \Theta^{(0)} \delta_{ij} - \frac{1+\upsilon}{1-2\upsilon} \int_0^T \alpha(T) dT \delta_{ij} \right],$$

где *i*, *j* = 1,2, и последовательность краевых задач теории упругости однородного тела:

$$\Delta u_i^k + \frac{1}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial \Theta^{(k)}}{\partial x_i} = -\frac{2(1 + \upsilon)}{E^2} \frac{\partial E}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial x_j} \sigma_{ij}^{(k-1)} ,$$

$$\sigma_{ij}^k n_j = 0 , \qquad (16)$$

$$\sigma_{ij}^{(k)} = \frac{E(T)}{1 + \upsilon} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i^{(k)}}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j^{(k)}}{\partial x_i} \right) + \frac{\upsilon}{1 - 2\upsilon} \Theta^{(k)} \delta_{ij} \right] .,$$

$$= \frac{\partial u_j^k}{\partial x_j} , \ k = 0, 1, 2, ...$$

где
$$\Theta^k = \frac{\partial u_j^k}{\partial x_j}, \ k = 0, 1, 2,$$

Применив метод возмущений для решения двухмерной краевой задачи термоупругости неоднородных тел, последняя сводится к решению краевой задачи термоупругости (15) и последовательности краевых задач теории упругости (16) однородных тел с объёмными силами.

Рассмотрим решение задачи термоупругости (15), возникающей в нулевом приближении. Запишем дифференциальное уравнение равновесия этой задачи в перемещениях

$$\Delta u_i^{(0)} + \frac{1}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial^2 u_j^{(0)}}{\partial x_i \partial x_j} = \frac{2(1 + \upsilon)}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial}{\partial x_i} \int_0^{\alpha(T)} \alpha(T) dT, \quad i, j = 1, 2.$$
(17)

где $u_i^{(0)}$ – вектор перемещений, соответствующий нулевому члену ряда (14).

Решение (17) разыскиваем как сумму общего решения однородного дифференциального решения теории упругости u_i^U и частного решения u_i^T в виде:

$$u_i^{(0)} = u_i^U + u_i^T . (18)$$

Частное решение представим как градиент некоторой функции *W*:

$$u_i^T = \frac{\partial W}{\partial x_i}.$$
 (19)

Подставляя (19) в (17), получим:

$$\frac{\partial}{\partial x_i} \Delta W = \frac{1+\upsilon}{1-\upsilon} \frac{\partial}{\partial x_i} \begin{pmatrix} \alpha(T) \\ \int \alpha(T) dT \\ 0 \end{pmatrix}.$$
 (20)

Уравнение (17) удовлетворяется, если принять:

$$\Delta W = \frac{1+\upsilon}{1-\upsilon} \int_{0}^{\alpha(T)} \alpha(T) dT.$$
(21)

Используя зависимость температурного коэффициента линейного расширения $\alpha(T)$ от температуры (2), получаем соотношение:

$$\Delta W = a \left(T + \frac{T^2}{2} \gamma \right), \tag{22}$$

где $a = \frac{1 + \upsilon}{1 - \upsilon} \alpha_0$, α_0 – начальное значение коэффициента линейного расширения.

Температура T подчиняется уравнению (13) и не является гармонической функцией, однако если ввести функцию теплопроводности $T^* = \int_0^T \lambda(T) dT$, то из (6)

получим: $\frac{\partial T^*}{\partial x_i} = \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial x_i}$. В результате приходим к равнению Лапласа

относительно функции $T^*: \Delta T^* = 0.$

Определив $T^*(x_1, x_2, x_3)$ из выражения для функции теплопроводности, которое дает неявную зависимость $T = f(T^*)$, можно определить температуру $T(x_1, x_2, x_3)$, которую можно неявно выразить через гармоническую функцию T^* соотношением:

$$T = \frac{1}{k} \left(1 - \sqrt{1 - \frac{2k}{\lambda_0} T^*} \right).$$
(23)

Внося (23) в (22), получим:

$$\Delta W = a \left(bT - cT^* \right), \tag{24}$$

где $b = 1 + \frac{\gamma}{k}$, $c = \frac{\gamma}{k\lambda_0}$.

В правой части (24) находится алгебраическая сумма функций температуры T и гармонической функции T^* . Гармоническую функцию T^* можно представить в форме (25), если рассматривается внутренняя краевая задача и (28) в случае внешней краевой задачи,

$$T(x) = \sum_{i=1}^{n} \int_{L_{i}+L_{e}} \chi(y) \frac{\cos\varphi}{r} dl_{y} + \sum_{i=1}^{n} A_{i} \ln r_{A_{i}} .$$
(25)

Константы A_i определяем из граничного условия (26):

$$T^{(m)} = \int_{L_i} F dl \,. \tag{26}$$

и соотношений

$$T_{k+1}^{(m)} = \frac{1}{L_{k+1}} \sum_{i=1}^{n} \int_{L_i} \ln r_{A_i} dl + 2\pi \chi e^{(m)}, \qquad (27)$$

где $\chi_e^{(m)}$ – средняя плотность распределения источников на контуре L_{k+1} или внешнем (охватывающем контуре) L_e .

Тогда решение в двухмерной внешней области D^- принимает форму:

$$T(x) = T_{\infty} + \sum_{i=1}^{n} \int_{L_{i}} \chi(y) \frac{\cos\varphi}{r} dl_{y} + \sum_{k=1}^{m} A_{k} \ln r_{A_{k}} , \qquad (28)$$

где r_{A_k} – расстояние от источника до точки x границы L .

Константы A_k определяем через среднее значение температуры на L_i , которое легко вычислить из граничного условия

$$T^{(m)} = \int_{L_i} F dl \,. \tag{29}$$

В граничных точках контуров потребуем, чтобы:

$$T_k^{(m)} = \frac{1}{L_k} \sum_{k=1}^n A_k \int_{L_k} \ln r_{A_k} \, dl + T_\infty \,. \tag{30}$$

т.е. T^* выражается одномерным интегралом по контуру L.

Выразим температуру T через функцию Дирака $\delta(y-x)$, а T^* представляем в форме (25). Тогда (24) запишется в виде:

$$\Delta W = -\frac{ab}{2\pi} \int_{F} T(y) \Delta \left(\ln \frac{1}{r} \right) dF_{y} - ac \left\{ \int_{L} \chi(y) \Delta \left[\frac{r}{4} \cos \varphi (1 - 2\ln r) dl_{y} + \right. \right. \\ \left. + \sum_{k=1}^{n} A_{k} \Delta \left[\frac{r^{2}}{\frac{Ak}{4}} \left(1 - \ln r_{Ak} \right) \right] \right\},$$

$$(31)$$

откуда

$$W = -\frac{ab}{2\pi} \int_{F} T(y) \ln \frac{1}{r} dF_{y} - ac \left[\int_{L} \chi(y) \frac{r}{4} \cos \varphi (1 - 2\ln r) dl_{y} + \sum_{k=1}^{n} A_{k} \frac{r_{A_{k}}^{2}}{4} (1 - \ln r_{A_{k}}) \right],$$
(32)

где *F* – двухмерная область интегрирования.

С использованием (32) строим интегральные формулы добавок температурных перемещений, напряжений и фиктивной температурной нагрузки, т.е. задачу (15) сводим к задаче изотермической теории упругости.

Представим бигармоническую функцию W в виде двух слагаемых:

$$W = \overset{[\alpha]}{W} + \overset{[q]}{W}, \tag{33}$$

где:

$$\begin{bmatrix} \alpha \\ W \end{bmatrix} = -\frac{ab}{2\pi} \int_{F} T(y) \ln \frac{1}{r} dF_y , \qquad (34)$$

a $\Delta W = abT$.

Дифференцируя (34), найдем:

$$\frac{\partial W}{\partial x_i} = -\frac{ab}{2\pi} \int_F T(y) \frac{\beta_i}{r} dF_y , \qquad (35)$$

$$\frac{\partial^2 W}{\partial x_i \partial x_j} = -\frac{ab}{2\pi} \int_F T(y) \frac{2\beta_i \beta_j - \delta_{ij}}{r^2} dF_y \,. \tag{36}$$

Термоэластопотенциалы (35) и (36) необходимы соответственно для построения формул перемещений и напряжений.

Исследуя свойства интеграла в (35), легко видеть, что при переходе через кривую контура L, ограничивающего область D^+ , он не испытывает разрыва. Интеграл в (35) является сходящимся, порядок особенности 1/r меньше мерности области интегрирования.

Интеграл в (33) представляет собой частную производную второго порядка от логарифмического потенциала площади. Этот интеграл особенный и необходимо выразить его неинтегральный член. Для этого в окрестности особой точки опишем окружность малого радиуса \mathcal{E} . Применяя формулу Гаусса, получим:

$$I = \int_{F} T(x) \frac{\partial^{2}(\ln 1/r)}{\partial x_{i} \partial x_{j}} dF_{y} \cong T(y) \int_{F} \frac{\partial^{2}(\ln 1/r)}{\partial x_{i} \partial x_{j}} dF_{y} = T(y) \int_{L} n_{j}(x) \frac{\partial(\ln 1/r)}{\partial x_{i}} dl_{y} ,$$
(37)

где *L* – контур интегрирования.

Т.к. для окружности в полярных координатах $dL = \varepsilon d \vartheta$, а $n_j = \beta_j$, то интеграл примет вид:

$$I = T(y) \int_{I} \beta_{i} \beta_{j} d\vartheta.$$
(38)

Выполняя интегрирование по контуру окружности в пределах от нуля до 2π , имеем:

$$I = \pi$$
, если $i = j$; $I = 0$, если $i \neq j$. (39)

На основании вышеизложенного при $x \equiv y$ термоэластопотенциал (36) запишется в виде:

$$\frac{\partial^2 W}{\partial x_i \partial x_j} = -\frac{ab}{2\pi} \left(\pi T(x) + \int_F T(y) \frac{2\beta_i \beta_j - \delta_{ij}}{r^2} dF_y \right). \tag{40}$$

Когда точка x стремится к точкам границы области и вторые производные логарифмического потенциала площади имеют определенные пределы. Эти пределы различны для точек x, стремящихся к границе из внутренней D^+ и внешней D^- области. Используя теорему Гюгонио-Адамара [17] и предполагая, что плотность потенциала T(y) такова, что его внутренний потенциал удовлетворяет уравнению Пуассона, определяем скачки этих производных:

$$I = \eta \pi T(x) n_i(x) n_j(x) + \int_F T(y) \frac{\partial^2 (\ln 1/r)}{\partial x_i \partial x_j} dF_y, \qquad (41)$$

где $\eta = -\pi$ для внутреннего предела и $\eta = \pi$ для внешнего предела.

Тогда термоэластопотенциал (36) в граничных точках выражается формулой:

$$\frac{\partial^2 W}{\partial x_i \partial x_j} = -\frac{ab}{2\pi} \left(\eta \pi T(x) n_i(x) n_j(x) + \int_F T(y) \frac{2\beta_i \beta_j - \delta_{ij}}{r^2} dF_y \right).$$
(42)

Имея (38), (40), (42), составим формулы добавок напряжений, пользуясь формулой:

$$\sigma_{ij}^{T} = \frac{E}{1+\upsilon} \left(\frac{\partial^{2} W}{\partial x_{i} \partial x_{j}} - \Delta W \delta_{ij} \right).$$
(43)

Вначале запишем на основании (20) и (35) формулу добавок перемещений:

$$\overset{(\alpha)}{u}_{i}^{T} = -\frac{ab}{2\pi} \int_{F} T(y) \frac{\beta_{i}}{r} dF_{y} .$$
(44)

Добавки напряжений внутри области определяются как:

$$\left. \begin{array}{l} \overset{(\alpha)}{\sigma} _{ij}^{T}(x) = -\frac{E(T)ab}{2\pi(1+\upsilon)} \right| \int_{F} T(y) \frac{2\beta_{i}\beta_{j} - \delta_{ij}}{r^{2}} dF_{y} + 2\pi T(x)\delta_{ij} \right|.$$
 (45)

В особых точках напряжения определяем, учитывая (40):

$$\frac{\alpha}{\sigma} \left[\frac{T}{ij} \left(x_0 \right) = -\frac{E(T)ab}{2\pi (1+\upsilon)} \right] 3\pi T(x) \delta_{ij} + \int_F T(y) \frac{2\beta_i \beta_j - \delta_{ij}}{r^2} dF_y \left],$$
(46)

а в граничных точках учитывая (43):

Формулы добавок перемещений $u \stackrel{T}{i}$ и напряжений $\sigma \stackrel{I}{ij}$, которые выражаются из соотношений (48) и (50):

$$u_{i}^{T} = {}^{\binom{K}{i}} {}^{T}_{i} - \frac{a}{4} \sum_{k=1}^{n} A_{k} \bigg[\beta_{i}^{\binom{A_{k}}{i}} r_{A_{k}} \big(2\ln r_{A_{k}} - 1 \big) \bigg],$$
(48)

где $\begin{pmatrix} K \\ u \\ i \end{pmatrix}_{i}^{T}$ – определяем по формуле (49):

$$u_i^T(x) = -\frac{a}{2} \int_L \chi(y) [n_i(y)(2\ln r - 1) + 2\beta_i \cos \varphi] dl_y, \quad i = 1, 2,$$
(49)

$$\sigma_{ij}^{T}(x) = \overset{(K)}{\sigma}_{ij}^{T}(x) + \mu a \sum_{k=1}^{n} A_{k} \left[\left(0.5 + \ln r_{A_{k}} \right) \delta_{ij} - \beta_{i}^{(A_{k})} \beta_{j}^{(A_{k})} \right].$$
(50)

Тогда формула для определения температурных добавок перемещений запишется в виде:

$$u_{i}^{T}(x) = \overset{(\alpha)}{u}_{i}^{T} + \overset{(q)}{u}_{i}^{T} = -\frac{a}{2} \left\langle \frac{b}{\pi} \int_{F} T(y) \frac{\beta_{i}}{r} dF_{y} - c \left\{ \int_{L} \chi(y) [n_{i}(y)(2\ln r - 1) + 2\beta_{i} \cos \varphi] dl_{y} + \frac{1}{2} \sum_{k=1}^{n} A_{k} \left[\beta_{i}^{(A_{k})} r_{A_{k}} (2\ln r_{A_{k}} - 1) \right] \right\} \right\rangle.$$
(51)

Температурные добавки напряжений внутри области определятся по формуле:

$$\sigma_{ij}^{T}(x) = \overset{(\alpha)}{\sigma}_{ij}^{T} + \overset{(q)}{\sigma}_{ij}^{T} = -\frac{aE(T)}{2(1+\upsilon)} \left\langle \frac{b}{\pi} \left[2\pi T(x)\delta_{ij} + \int_{F} T(y) \frac{2\beta_{i}\beta_{j} - \delta_{ij}}{r^{2}} dF_{y} \right] + c \left\{ \int_{L} \chi(y) \frac{1}{r} \left[n_{i}(x)\beta_{j} + n_{j}(x)\beta_{i} - \left(2\beta_{i}\beta_{j} - \delta_{ij}\right)\cos\varphi \right] dl_{y} + \left(52 \right) + \sum_{k=1}^{n} A_{k} \left[\left(0.5 + \ln r_{A_{k}} \right) \delta_{ij} - \beta_{i}^{(A_{k})} \beta_{j}^{(A_{k})} \right] \right\} \right\rangle.$$

Для особых точек вместо (45) в формуле (52) используется (46).

Формулы температурных добавок напряжений в граничных точках составляем на основе (47), (50), принимая во внимание (32):

$$\sigma_{ij}^{T}(x_{L}) = \overset{(\alpha)^{T}}{\sigma}_{ij}(x_{L}) + \overset{(q)^{T}}{\sigma}_{ij}(x_{L}),$$

или:

$$\sigma_{ij}^{T}(x_{L}) = -\frac{aE(T)}{2(1+\upsilon)} \left\{ bT(x_{L}) \left[\eta m_{i}(x_{L})n_{j}(x_{L}) + 2\delta_{ij} \right] + c\pi \chi(x_{L}) \left[\eta n_{i}(x_{L})n_{j}(x_{L}) - \delta_{ij} \right] + \frac{b}{\pi} \int_{L} T(y) \frac{2\beta_{i}\beta_{j} - \delta_{ij}}{r^{2}} dl_{y} + V.p.\sigma_{ij}^{(q)T},$$
(53)

где *V.p.* – означает главное значение сингулярного интеграла по Коши.

Полные термические перемещения рассматриваемой задачи определяем по формуле (18), где u_i^U – выражаются формулой (54) эластопотенциала простого слоя, построенного на матрице (55):

$$q_i(x) = \int_L \upsilon_i(y) u_{ij}(x, y) dl_y .$$
(54)

$$u_{ij}(x,y) = \frac{1}{4\pi\mu(1-\nu)} \Big[\beta_i \beta_j - (3-4\nu)\ln r\Big],$$
(55)

где β_i , β_j – направляющие косинусы вектора $\bar{r}(x, y) = |y - x|$, \bar{u} – вектор смещения точки x среды от действия силы $F_j(x) = 1$, помещенной в точке y, i, j = 1, 2.

Эластопотенциал определяет перемещение в точке x двухмерной области от действия распределенных на контуре L сил интенсивностью $v_i(y)$.

Полные напряжения во внутренних точках области определяются по формуле:

$$\sigma_{ij}(x) = \sigma_{ij}^U(x) + \sigma_{ij}^T(x).$$
(56)

Здесь $\sigma_{ij}^U(x)$ соответствуют перемещению u_i^U и представлены (57):

$$\sigma_{ij}(x) = -\int_{L} \upsilon_{k}(y) T_{ij}^{k}(x, y) dl_{y} = \frac{1}{2\pi(1-\upsilon)} \int_{L} \upsilon_{k}(y) \Big[(1-2\upsilon) \Big(\delta_{ik}\beta_{j} + \delta_{jk}\beta_{i} - \delta_{ij}\beta_{k} \Big) + 2\beta_{i}\beta_{j}\beta_{k} \Big] \frac{dl_{y}}{r(x, y)}. \quad i, j = 1, 2.$$
(57)

а $\sigma_{ij}^{T}(x)$ определены соотношениями (52). Таким же образом вычисляем напряжения и в граничных точках:

$$\sigma_{ij}(x_L) = \sigma_{ij}^U(x_L) + \sigma_{ij}^T(x_L),$$
(58)

где $\sigma^U_{ij}(x_L)$ определяем по формуле:

$$\sigma_{ij}(x_L) = \upsilon_i(x_L)n_i(x_L) \left[1 + \frac{n_j^2(x_L)}{1 - \upsilon} \right] + \upsilon_{ji}(x_L)n_j(x_L) \left[\frac{n_j^2(x_L)}{1 - \upsilon} - 1 \right] + V.p.\sigma_{ij}(x_L),$$

$$i, j = 1, 2; \quad i \neq j,$$

где $n_i(x)$ – направляющие косинусы вектора по внешней нормали из области, а $\sigma_{ij}^T(x_L)$ выражаются формулой (53).

Для получения системы СИУ данной задачи подставляем (58) в граничные условия (15). После подстановки и соответствующих преобразований получаем [20]:

$$\upsilon_{i}(x_{L}) + \frac{1}{2\pi(1-\upsilon)} \int_{L} \left\langle \upsilon_{i}(y) \cos\psi \left[(1-2\upsilon) + 2\beta_{i}^{2} \right] + \upsilon_{j}(y) \left\{ (1-2\upsilon) \left[n_{j}(x_{L})\beta_{i} - n_{i}(x_{L})\beta_{j} \right] + 2\beta_{i}\beta_{j}\cos\psi \right\} \right\rangle \frac{dl_{y}}{r} = f_{i}(x_{L}) + f_{i}^{T}(x_{L}),$$
(59)

где $f_i(x_L)$ – заданные механические нагрузки, а $f_i^T(x_L)$ – фиктивная поверхностная температурная нагрузка. Формулу для $f_i^T(x_L)$ в развёрнутом виде приводить не будем ввиду ее громоздкости, а запишем так

$$f_i^T(x_L) = -\sigma_{ij}^T(x_L)n_j(x_L).$$
(60)

Таким образом, решение краевой задачи термоупругости с переменным коэффициентом $\alpha(T)$ сведено к решению задачи изотермической теории упругости с поверхностными нагрузками $f_i(x_L)$ и $f_i^T(x_L)$.

Полные напряжения вычисленные по формулам (56), (58) используются далее и первом приближении при решении краевой задачи теории упругости как компоненты плотности массовых сил.

Построение СИУ краевых задач теории упругости с фиктивными массовыми силами

После решения краевой задачи термоупругости (15) и определения напряжений $\sigma_{ii}^{(0)}$ необходимо решить последовательность краевых задач теории упругости (16).

Правая часть дифференциальных уравнений равновесия этих задач содержит произведение частных производных температуры, компонент тензора напряжений и дифференциала функции E(T).

Запишем дифференциальное уравнение равновесия задачи теории упругости, возникающей в первом приближении после применения метода возмущений:

$$\Delta u_i^{(1)} + \frac{1}{1 - 2\upsilon} \frac{\partial^2 u_i^{(1)}}{\partial x_i \partial x_j} = -\frac{2(1 + \upsilon)}{E^2} \frac{dE}{dT} \frac{\partial T}{\partial x_j} \sigma_{ij}^{(0)}.$$
 (61)

Величины, которые стоят в правой части (61), за исключением $\frac{\partial T}{\partial x_i}$, известны:

компоненты тензора напряжений $\sigma_{ij}^{(0)}$ находим после решения краевой задачи термоупругости (15) на нулевом приближении, дифференциал функции E(T) определяем используя зависимости (3)–(5). Для вычисления частных производных $\frac{\partial T}{\partial x_j}$ с помощью теории потенциала необходимо выполнить дополнительные

исследования, которые приведены ниже.

Будем разыскивать решение (61) на первом приближении в виде:

$$u_i^{(1)} = u_i^U + u_i^N, (62)$$

где u_i^U – общее решение однородного дифференциального уравнения теории упругости, u_i^N – частное решение, которое представим следующим образом:

$$u_i^N = 2(1+\nu) \int_F \left(\frac{1}{E^2} \frac{dE}{dT} \frac{\partial T}{\partial x_p} \sigma_{jp}^{(0)} \right) u_{ij} dF_y , \qquad (63)$$

где u_{ij} – фундаментальное решение Кельвина плоской задачи теории упругости (55), выражение в скобках правая часть (61) является плотностью массовых сил, F – область, занятая телом в двумерном пространстве E_2 .

Запишем (63) в виде:

$$u_i^N = -\frac{(1+\upsilon)^2}{2\pi(1-\upsilon)} \int_F \left(\frac{1}{E^2} \frac{dE}{dT} \frac{\partial T}{\partial x_p} \sigma_{jp}^{(0)}\right) \left[(3-4\upsilon) \ln\frac{1}{r} \delta_{ij} + \beta_i \beta_j \right] \frac{1}{E(T)} dF. \quad (64)$$

Для получения тензора напряжений $\sigma^{(N)}_{ij}$, соответствующего вектору $u^{(N)}_i$, внесём (64) в уравнения закона Гука (16).

Дифференцируя (64) с учетом зависимости E(T) от координат и выполняя преобразования, получим для внутренних точек области компоненты добавок напряжений, обусловленных неоднородностью материала:

$$\sigma_{ij}^{N}(x) = \frac{(1+\upsilon)E(T)}{2\pi(1-\upsilon)} \int_{F} \left(\frac{1}{E^{2}} \frac{dE}{dT} \frac{\partial T}{\partial x_{p}} \sigma_{pk}^{(0)} \right) \left\langle \frac{1}{E(T)r} \left[(1-2\upsilon) \left(\delta_{ik}\beta_{j} + \delta_{jk}\beta_{i} - \delta_{ij}\beta_{k} \right) + 2\beta_{i}\beta_{j}\beta_{k} \right] - \frac{1}{2E^{2}} \left\{ \frac{\partial E}{\partial x_{i}} \left[(3-4\upsilon)\ln\frac{1}{r}\delta_{jk} + \beta_{j}\beta_{k} \right] + \frac{\partial E}{\partial x_{j}} \left[(3-4\upsilon)\ln\frac{1}{r}\delta_{jk} + \beta_{j}\beta_{k} \right] + \frac{\partial E}{\partial x_{i}} \left[(3-4\upsilon)\ln\frac{1}{r}\delta_{mk} + \beta_{m}\beta_{k} \right] \right\} \right\rangle dF_{y} = -\frac{(1+\upsilon)E(T)}{2\pi(1-\upsilon)} \int_{F} \rho_{k}^{\rho}(y) \frac{1}{E^{3}(T)} \frac{dE}{dT} \left\langle \frac{1}{r} \left[(1-2\upsilon) \left(\delta_{ik}\beta_{j} + \delta_{jk}\beta_{i} - \delta_{ij}\beta_{k} \right) + 2\beta_{i}\beta_{j}\beta_{k} \right] - \frac{1}{2E} \frac{dE}{dT} \left\{ \frac{\partial T}{\partial x_{i}} \left[(3-4\upsilon)\ln\frac{1}{r}\delta_{jk} + \beta_{j}\beta_{k} \right] + \frac{\partial T}{\partial x_{i}} \left[(3-4\upsilon)\ln\frac{1}{r}\delta_{ik} + \beta_{j}\beta_{k} \right] + \frac{\partial T}{\partial x_{i}} \left[(3-4\upsilon)\ln\frac{1}{r}\delta_{ik} + \beta_{i}\beta_{k} \right] + \frac{\partial T}{\partial x_{i}} \left[(3-4\upsilon)\ln\frac{1}{r}\delta_{mk} + \beta_{m}\beta_{k} \right] \right\} \right) dF_{y}.$$
(65)
$$rge \ \rho_{1}^{\rho} = \left(\frac{\partial T}{\partial x_{1}} \sigma_{11}^{(0)} + \frac{\partial T}{\partial x_{2}} \sigma_{12}^{(0)} \right), \ \rho_{2}^{\rho} = \left(\frac{\partial T}{\partial x_{1}} \sigma_{21}^{(0)} + \frac{\partial T}{\partial x_{2}} \sigma_{22}^{(0)} \right).$$

Интеграл в (65) имеет слабую особенность, поэтому добавки напряжений в граничных точках рассматриваемой области можно вычислять по этой же формуле.

Полные перемещения определим, подставив в (62), (54) и (64):

$$u_{i}^{(1)} = \frac{1+\upsilon}{2\pi(1-\upsilon)} \left\{ \frac{1}{E_{0}} \int_{L}^{L} \upsilon_{i}(y) \left[(3-4\upsilon) \ln \frac{1}{r} + \beta_{i}\beta_{j} \right] dl_{y} - (1+\upsilon) \int_{F}^{\rho} \rho_{k}^{\rho}(y) \frac{1}{E(T)} \left[(3-4\upsilon) \ln \frac{1}{r} \delta_{ij} + \beta_{i}\beta_{j} \right] dF_{y} \right\}.$$
(66)

Полные напряжения $\sigma^{(1)}_{ij}(x)$ выражаем формулой

$$\sigma_{ij}^{(1)}(x) = \sigma_{ij}^U(x) + \sigma_{ij}^N(x), \qquad (67)$$

где $\sigma^U_{ij}(x)$ соответствует вектору u^U_i .

Полностью формула для определения $\sigma^{(1)}_{ij}(x)$ внутри области с учётом (57) и (65) запишется в виде:

$$\sigma_{ij}^{(1)}(x) = \frac{1}{2\pi(1-\upsilon)} \left| \int_{L} \upsilon_{k}(y) \frac{1}{r} \Big[(1-2\upsilon) \Big(\delta_{ik} \beta_{j} + \delta_{jk} \beta_{i} - \delta_{ij} \beta_{k} \Big) + 2\beta_{i} \beta_{j} \beta_{k} \Big] dl_{y} - (1+\upsilon) E(T) \int_{F} \rho_{k}^{\rho}(y) \frac{1}{E^{3}(T)} \frac{dE}{dT} \Big\langle \frac{1}{r} \Big[(1-2\upsilon) \Big(\delta_{ik} \beta_{j} + \delta_{jk} \beta_{i} - \delta_{ij} \beta_{k} \Big) + 2\beta_{i} \beta_{j} \beta_{k} \Big] - \frac{1}{2E} \frac{dE}{dT} \Big\{ \frac{\partial T}{\partial x_{i}} \Big[(3-4\upsilon) \ln \frac{1}{r} \delta_{jk} + \beta_{j} \beta_{k} \Big] + \frac{\partial T}{\partial x_{j}} \Big[(3-4\upsilon) \ln \frac{1}{r} \delta_{ik} + \beta_{i} \beta_{k} \Big] + \delta_{ij} \sum_{m=1}^{2} \frac{\partial T}{\partial x_{m}} \Big[(3-4\upsilon) \ln \frac{1}{r} \delta_{mk} + \beta_{m} \beta_{k} \Big] \frac{2}{1-2\upsilon} \Big\} \Big\rangle dF_{y} \Big|.$$
(68)

Напряжения в граничных точках определяем согласно (68), но с учётом скачков при $x \to L$ для $\sigma^U_{ii}(x)$ согласно (59):

$$\sigma_{ij}^{(1)}(x_L) = v_i(x_L)n_i(x_L) \left[1 + \frac{n_j^2(x_L)}{1 - v} \right] + v_j(x_L)n_j(x_L) \left[\frac{n_j^2(x_L)}{1 - v} - 1 \right] + V.p.\sigma_{ij}^U(x_L) + \sigma_{ij}^N(x_L), (69)$$

e i, i = 1, 2, i \neq i.

ΓД€

Все величины, входящие в (65), определяются в предыдущем приближении, исключение составляет лишь вычисление частной производной от температуры. Эта производная представляет сомножитель в плотности массовых сил $ho_k^
ho$ и ее определение рассматривается в дальнейшем.

Подставляя предельные значения напряжений в граничные условия задачи (16), получим систему сингулярных интегральных уравнений двухмерной краевой задачи теории упругости с массовыми силами:

$$\upsilon_{i}(x_{L}) + V.p.\sigma_{ij}^{U}(x_{L})n_{j}(x_{L}) = f_{i}(x_{L}) + f_{i}^{N}(x_{L}).$$
(70)

В правой части системы (70) присутствует фиктивная поверхностная нагрузка $f_i^{\,N}(x_L)$ и заданная механическая нагрузка $f_i(x_L).$

Нагрузка $f_i^N(x_L)$ определяется следующим образом:

$$f_i^N(x_L) = -\sigma_{ij}^N(x_L)n_j(x_L).$$
(71)

Определив $f_i^N(x_L)$, можно решить систему СИУ (70) относительно плотности $v_i(y)$ и по формулам (66), (68), (69) определить перемещения и напряжения. Однако для этого нам необходимо ещё найти способ вычисления частных производных $\frac{CI}{Cx_i}$,

которые присутствуют в формулах (64), (65), (71).

Отметим, что полученные формулы остаются справедливыми и для задач на последующих n+1 приближениях (n=0,1,2,...). Значения напряжений (4.31), вычисленные на *п* приближении, и частных производных от температуры используются как плотность массовых сил при вычислении добавок напряжений (68) и фиктивной нагрузки (71) на n+1 приближении.

Особенности определения частных производных функции температуры

Из рассмотренного ранее видно, что в формулах добавок перемещений $u^N_{\ i}$ и напряжений σ^N_{ii} присутствуют частные производные от температуры. Температура Tне является гармонической функцией и тем самым не удовлетворяет уравнению Лапласа. Однако функцию Т можно неявно выразить через гармоническую функцию T^* , воспользовавшись соотношением (23).

Если продифференцировать (23), получим следующее соотношение:

$$\frac{\partial T}{\partial x_p} = \frac{\partial T^*}{\partial x_p} \frac{1}{\lambda_0 \sqrt{1 - \frac{2k}{\lambda_0} T^*}}, i = 1, 2.$$
(72)

Таким образом, определив $\frac{\partial T}{\partial x_p}$, по формуле (72) можно найти и $\frac{\partial T}{\partial x_p}$.

Гармоническую функцию T^{*} можно представить формулой (25) в случае внутренней температурной задачи и формулой (28) в случае внешней задачи. Тогда, дифференцируя (25), будем иметь:

$$\frac{\partial T^*}{\partial x_p} = \int_L \chi(y) \frac{2\beta_i \cos\varphi - n_p(y)}{r^2} dl_y + \sum_{k=1}^n A_k \frac{\beta_i^{(A_k)}}{r_{A_k}}.$$
(73)

Интеграл в (73) расходящийся, не существующий в смысле главного значения

по Коши. Значения $\frac{\partial T^*}{\partial x_p}$ в точках внутри области можно вычислять, для граничных же

точек интеграл не имеет смысла.

 $\chi(y)$ определяется в результате Плотность потенциала решения интегрального уравнения внутренней или внешней краевой задачи Дирихле (74) или (75):

$$\pi \chi(x_{L}) + V.p.\sum_{i=1}^{n} \int_{L_{i}+L_{e}} \chi(y) \frac{\cos \varphi}{r} dl_{y} + \sum_{i=1}^{n} A_{i} \ln r_{A_{i}} = F(x_{L}), \quad (74)$$

$$T_{\infty} - \pi \chi \left(x_L \right) + V \cdot p \cdot \int_{L_i} \chi \left(y \right) \frac{\cos \varphi}{r} dl_y + \sum_{k=1}^n A_k \ln r_{A_k} = F \left(x_L \right), \tag{75}$$

и считается заданной функцией на контуре L. Её можно выбирать произвольно, единственное требование, чтобы на контуре L функция χ была равна заданному значению $F(x_L)$. Продолжим функцию внутрь области D^+ и дополним D^+ до полного евклидова пространства E_2 .

Пусть, например, в области

$$\Delta \chi = 0. \tag{76}$$

Запишем вторую формулу Грина для $\,\chi\,$ и функции $\,u$, которая удовлетворяет уравнению Пуассона ($\Delta u = -2\pi\delta$):

$$\int_{F} (\chi \Delta u - u \Delta \chi) dF_{y} = \int_{L} \left(\chi \frac{du}{dn} - u \frac{d\chi}{dn} \right) dl_{y}, \qquad (77)$$

$$2\pi\chi = \int_{L} \left[\chi \frac{d(\ln 1/r)}{dn} - \ln \frac{1}{r} \frac{d\chi}{dn} \right] dl_{y} .$$
⁽⁷⁸⁾

Дифференцируя обе части (78), получаем:

$$0 = \int_{L} \left[\chi \frac{2\beta_{i} \cos \varphi - n_{i}(y)}{r^{2}} - \frac{d\chi}{dn} \frac{\beta_{i}}{r} \right] dl_{y} , \qquad (79)$$

откуда

$$\int_{L} \chi \frac{2\beta_{i} \cos \varphi - n_{i}(y)}{r^{2}} dl_{y} = \int_{L} \frac{d\chi}{dn} \frac{\beta_{i}}{r} dl_{y}.$$
(80)

Устремляя точку х к L из дополненной области определяем предельные значения интеграла в правой части (80):

$$I(x) = \pi n_i(x) \frac{d\chi}{dn} + \int_L \frac{d\chi}{dn} \frac{\beta_i}{r} dl_y .$$
(81)

Интеграл в (81) имеет слабую особенность и его можно вычислить методом механических квадратур.

Таким образом предложенный способ позволяет заменить расходящийся интеграл в (73) интегралом (81) и с слабой особенностью.

Значение частных производных $\frac{\partial T^*}{\partial x_n}$ внутри области вычисляем по формуле

(73), а в граничных точках:

$$\frac{\partial T^*}{\partial x_p} = \pi n_p(x) \frac{d\chi}{dn} + \int_L \frac{d\chi}{dn} \frac{\beta_i}{r} dl_y + \sum_{k=1}^n A_k \frac{\beta_p^k}{r_{A_k}}.$$
(82)

Для определения $\frac{\partial \chi}{dn}$ представим функцию χ на контуре L потенциалом

простого слоя:

$$\chi = \int_{L} \upsilon(y) \ln \frac{1}{r} dl_y \,. \tag{83}$$

Эта функция считается найденной в результате решения соответствующей температурной задачи, поэтому из (83) можно определить плотность потенциала v(y)

Дифференцируя левую и правую часть (82) по нормали n(x), получаем:

$$\frac{\partial \chi}{\partial n} = \int_{L} \upsilon(y) \frac{\cos \psi}{r} dl_{y} , \qquad (84)$$

где $\cos \psi = n_i(x)\beta_i$.

В граничных точках контура L интеграл в правой части (84) изменяется скачкообразно:

$$\frac{d\chi}{dn} = \eta \pi \upsilon(x) + \int_{L} \upsilon(y) \frac{\cos \psi}{r} dl_y, \qquad (85)$$

где $\eta = 1$ при $x \to L$ из области D^- , $\eta = -1$ при $x \to L$ из области D^+ .

Определив из (85) производную $\frac{d\chi}{dn}$ и подставляя ее в (82), по формуле (72) находим частные производные $\frac{\partial T^*}{\partial x_p}$ в граничных точках двухмерной области и по

рассмотренным выше формулам определяем перемещения и напряжения плоской задачи теории упругости, возникающей на *п* -м приближении метода возмущений.

Таким образом, используя этот способ, можно понизить порядок особенности интеграла в формуле касательной производной потенциала двойного слоя и вычислять частные производные температуры внутри области и на её границе.

Вычислив значение частной производной (72), полностью определяется плотность массовых сил ρ_k в (63), (65) и далее по предложенной выше методике находится решение двухмерной задачи теории упругости неоднородных тел.

Алгоритм численного решения двухмерных задач

Решение двухмерной краевой задачи термоупругости непрерывнонеоднородных тел заключается в численной реализации выведенных интегральных уравнений (59), (51)–(52) термоупругости однородного тела на нулевом приближении и интегральных уравнений (70), (62), (67) задач теории упругости на первом и последующих приближениях.

Численное решение задачи термоупругости, возникающей на нулевом приближении осуществлено в два этапа. На первом этапе отдельно решается интегральное уравнение теплопроводности относительно плотности потенциала $\chi(y)$:

$$\pi \chi(x_L) + V.p.\int_L \chi(y) \frac{\cos\varphi}{r} dl_y = F(x_L).$$
(86)

Значение температуры T^{*} в точках области *D* определяем после решения СИУ (86) относительно $\chi(y)$ по формуле:

$$T^{*}(x) = \sum_{i=1}^{n} \int_{L^{i}+L^{e}} \chi(y) \frac{\cos\varphi}{r} dl_{y} + \sum_{i=1}^{n} A_{i} \ln r_{Ai} .$$
 (87)

Затем по формуле (22) находится выражение для T и частные производные $\frac{\partial T^{*}}{\partial x_{p}}$ и $\frac{\partial T}{\partial x_{p}}$ во внутренних точках области. Значения производной необходимы вычисления плотности массовых сил в интегральных уравнениях задач

теории упругости, возникающих на первом и последующих приближениях.

Если необходимо вычислять значения $\frac{\partial T}{\partial x_n}$ в граничных точках, решается уравнение

(83), относительно плотности υ . Далее по формуле (85) определяется $\frac{\partial \chi}{\partial n}$ значения

которой нужны для вычисления интеграла (81). Определив $\frac{\partial T^*}{\partial x_p}$, по формуле (72)

вычисляем значения частной производной $\frac{\partial T}{\partial x_n}$ в граничных точках области.

После вычисления рассмотренных выше величин определяются температурные добавки перемещений и напряжений, которые представлены в формулах (68), (69) выражениями в скобках и фиктивной поверхностной нагрузки (60).

Второй этап решения задачи состоит в решении системы СИУ (59) относительно плотности потенциала $u_i(y)$ и вычислении по формулам (55)–(58) соответственно полных перемещений и напряжений.

Достоверность формул и точность разработанного алгоритма подтверждена решением тестовых задач [20, 21].

Заключение

Разработана механико-математическая модель, построены сингулярные интегральные уравнения двухмерной задачи термоупругости изотропных неоднородных тел. Построены СИУ двухмерных краевых задач теории упругости с фиктивными массовыми силами. Рассмотрены особенности вычисления частных производных функции температуры, входящих в выражения для перемещений и напряжений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Работнов, Ю. Н. Механика деформируемого твердого тела / Ю. Н. Работнов. – М.: Наука, 1979. – 744 с.

2. Бреббия, К. Методы граничных элементов / К. Бреббия, Ж. Теллес, Л. Вроубел. – М.: Мир, 1987. – 524 с.

3. Бенерджи, П. Метод граничных элементов в прикладных науках Пер. с англ. / П. Бенерджи, Р. Баттерфилд. – М.: Мир, 1984. – 404 с.

4. Мусхелишвили, Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н. И. Мусхелишвили. – М.: Наука, 1966. – 707 с.

5. Белоцерковский, С. М. Численные методы в сингулярных интегральных уравнениях / С. М. Белоцерковский, И. К. Лифанов. – М.: Наука, 1985. – 253 с.

6. Зенкевич, О. К. Метод конечных элементов в технике / О. К. Зенкевич. – М.: Мир, 1975. – 541 с.

7. Карслоу, Б. Теплопроводность твердых тел / Б. Карлсроу, Д. Егер. – М.: Наука, 1964. – 487 с.

8. Беляев, Н. М. Методы теории теплопроводности / Н. М. Беляев, А. А. Рядно. – В 2–х т. – М.: Высшая школа, 1978. – Т. 1. – 327 с. – Т. 2. – 304 с.

9. Андреев, В. И. Упругое и упруго - пластическое равновесие толстостенных цилиндрических и сферических непрерывно-неоднородных тел: автореф. дис. ... докт. техн. наук: 01.02.04 / В. И. Андреев. – М., 1984. – 346 с.

10. Лыков, А. В. Теория теплопроводности / А. В. Лыков. – М. : Высшая школа. – 1967. – 599 с.

11. Шнейдер, П. Инженерные проблемы теплопроводности / П. Шнейдер. – М., 1960. – 340 с.

12. Михаилов, В. Н. Решение уравнения теплопроводности в сложных двумерных областях В. Н. Михайлов // Вычислительная матем. и матем. физика. – Т. 16, № 3. – 1976. – С. 680–688.

13. Писаренко, Г.С. Прочность материалов при высоких температурах / Г.С. Писаренко, В. Н. Руденко, Г. Н. Третьяченко. – М.: Наука, 1966. – 796 с.

14. Расчеты на прочность, устойчивость и колебания в условиях высоких температур / Н. И. Безухов, В. Л. Бажанов и др. – М.: Машиностроение. – 1965. – 567 с.

15. Крауч, С. Методы граничных элементов в механике твердого тела / С. Крауч, А. Старфилд. – М.: Мир, 1987. – 328 с.

16. Trostel, R. Stationare Warmspannungen mit temperaturabhangigen Stofwerten / R. Trostel // Ingenieur-Archiv, 26. – 1958.

17. Гюнтер, Н. М. Теория потенциала и ее применение к основным задачам математической физики Н. М. Гюнтер. – М.: Гостехиздат, 1953. – 415 с.

18. Хвисевич, В. М. Интегральные уравнения и алгоритм решения плоской краевой задачи стационарной термоупругости методом потенциала / В. М. Хвисевич // Строительная механика и расчет сооружений. – 1991. – № 2. – С. 48–51.

19. Хвисевич, В. М. Прямое решение трехмерных краевых задач несвязанной стационарной термоупругости методом интегральных уравнений теории потенциала: дис. ... канд. техн. наук : 01.02.04 / В. М. Хвисевич. – М.: МИСИ, 1980. – 230 с.

20. Веремейчик, А. И. К решению плоских краевых задач термоупругости неоднородных тел методом потенциала / А. И. Веремейчик, В. В. Гарбачевский, В. М. Хвисевич // Теоретическая и прикладная механика. – 2015. – Вып. 30. – С. 184–189.

21. Хвисевич, В. М. К решению плоских краевых задач термоупругости неоднородных осесимметричных тел методом потенциала / В. М. Хвисевич, В. В. Гарбачевский, А. И. Веремейчик // Новые технологии и материалы, автоматизация производства : материалы междунар. науч.-техн. конф., Брест, 2–3 ноября 2016 г. / Брест. гос. техн. ун-т. – Брест, 2016. – С. 190–193.

Глава 8. МИКРОМЕХАНИКА ХЛАДНОЛОМКОСТИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Мишин В.М.¹, Филиппов Г.А.², Мишин В.В.¹

¹Северо–Кавказский федеральный университет, Пятигорск, Россия ²«ЦНИИчермет им. И. П. Бардина», ИКС, Москва, Россия mishinvm@yandex.ru

Введение

Изменение механических свойств при снижении температуры проявляется главным образом в повышении сопротивления сдвигу и последующему развитию пластической деформации. Так при снижении температуры создаются условия, затрудняющие пластическую деформацию, поэтому следует ожидать, что образование пластической зоны в основании надреза или трещины будет задерживаться [1,2]. Таким образом, понижение температуры является основным фактором, приводящим к охрупчиванию стали.

Скорость нагружения, как и температура испытания, способна привести к смене механизма разрушения от хрупкого к вязкому [1,2]. Это главным образом вызвано зависимостью предела текучести ОЦК-металлов от скорости деформации, с ростом последней предел текучести возрастает. Увеличение скорости деформации приводит к росту критической температуры хрупкости.

Изменение напряженного состояния тела может вызвать его переход из пластичного состояния в хрупкое [2,4]. Причиной такого влияния напряженного состояния на тип разрушения является зависимость напряжения течения от жесткости напряженного состояния [5]. Сложнонапряженное состояние возникает в зоне локальной концентрации напряжений, например, в вершинах надрезов, выточек, галтелей и т.п. [6]. При нагружении детали в вершине концентратора напряжений возникает трехосное напряженное состояние, которое затрудняет возможность релаксации напряжений в этой области [5,6]. Причина в этом случае заключается в увеличении стесненности пластической деформации в результате смены напряженного состояния от плосконапряженного состояния к плоскодеформированному [5].

К внутренним микроструктурным факторам, влияющим на охрупчивание стали при понижении температуры относят легирующие добавки, размер зерна и др. [5,6].

В существующих методиках оценки склонности стали к хрупкому разрушению сталей критериальные параметры, как правило, зависят от геометрии образца, надреза, скорости и способа нагружения и не могут непосредственно применяться в расчетах на прочность [1-4,11,12]. Поэтому актуальным вопросом является разработка критерия локального разрушения, основанного на характеристиках не зависящих от условий испытаний.

Анализ известных методов оценки хладноломкости сталей [1-4,6,7,11-15] (критической температуры хрупкости) позволил сформулировать основные требования к критерию хладноломкости, которые заключаются в следующем:

1. Необходимость учета основных факторов влияющих на критическую температуру хрупкости: внешних – понижение температуры, скорость нагружения, геометрия образца и концентратора напряжений и внутренних – микроструктурное состояние стали в зоне локального разрушения в вершине концентратора напряжений (напряженное состояние, размер зерна, легирование и др.

2. Возможность расчета критической температуры хрупкости образцов и деталей с концентраторами напряжений с учетом их геометрии по характеристикам, определяемым из испытаний лабораторных образцов, т.е. его применимость в инженерных расчетах на прочность.

В связи с этим, является актуальным разработка метода определения критической температуры хрупкости, учитывающего и разделяющего вклады внешних и внутренних (микроструктурных) факторов в охрупчивание стали при понижении температуры.

Считали, что силовой критерий локального разрушения может быть положен в основу критериев хрупкого разрушения при кратковременном нагружении при понижении температуры испытаний. В связи с выше изложенным, значительный научный и практический интерес представляет дальнейшее изучение силового критерия локального разрушения, не зависящего от внешних условий нагружения, дающего возможность физически обоснованно прогнозировать конструктивную прочность стальных деталей [16-20].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Влияние геометрии концентраторов напряжений и скорости нагружения на критическую температуру хрупкости проводили на стали 10кп, выплавленной в открытой индукционной печи [20]. Использовали образцы на растяжение диаметром 8,00 мм гладкие и с кольцевыми проточками глубиной 2,00 мм, углами раскрытия 30°, 60°, 120° и *U*-образными. Термообработку проводили по режиму: нагрев 1000 °C, 60 мин, охлаждение на воздухе. С целью предохранения поверхности образцов от обезуглероживания образцы перед термообработкой помещали в кварцевые ампулы и вакуумировали. Размер зерна после такой термообработки составлял 30 мкм.

Влияние внутренних микроструктурных факторов (легирующих добавок) проводили на модельных сплавах выплавленных на основе карбонильного железа с введением легирующих добавок никеля 4,2 % и кремния 2,3 % [5,21,22]. Выбор Ni и Si в качестве легирующих элементов был обусловлен тем, что их влияние на температуру хладноломкости при легировании железа и его сплавов хорошо изучено. Как известно Ni понижает, а Si повышает температуру хладноломкости при легировании железа. Использовали образцы для испытаний сосредоточенным изгибом с острым надрезом типа Шарпи (ГОСТ 9454-78). Известно, что температура хладноломкости зависит от размера зерна, поэтому изучение влияния легирования на температуру хладноломкости необходимо проводить при одинаковом размере зерна. С целью получения одинакового балла зерна на образцах из чистого железа и сплавов железоникель и железо-кремний проводили отработку режимов термической обработки. Металлографическим анализом определяли балл зерна после различных режимов термообработки. В результате установили режимы, обеспечивающие размер зерен 2 балла. Для железа – 900 °C, 3 ч, воздух, 1150 °C, 30 мин, воздух; для сплава железоникель - 900 °C, 3 ч, воздух, 1200 °C, 30 мин, воздух и сплава железо-кремний -900 °С, 3 ч, воздух.

Влияние размера зерна, как внутреннего микроструктурного фактора на температуру хладноломкости изучали на стали 10кп [5,8,9,21,22]. Путем применения различных термообработок были получены состояния стали, различающиеся средним размером зерен: 11, 28, 45 и 60 мкм. Использовали цилиндрические образцы без надреза и с надрезами для испытаний на растяжение. Испытания проводили в диапазоне температур 77–293 К.

Испытания образцов проводили на испытательной машине "Инстрон" в диапазоне скоростей нагружения 0,2–50 см/мин и температур от 77 до 293 К. Регистрировали разрушающую нагрузку *Pp* и нагрузку общей текучести *POT*. По результатам испытаний на растяжение гладких образцов определяли температурную зависимость предела текучести. Критическое максимальное локальное растягивающее напряжение *σF* определяли согласно [5]. Экспериментальное определение критической температуры хрупкости заключалось в определении температуры, при которой нагрузка общей текучести равна разрушающей нагрузке [19]. Были проведены испытания гладких образцов из стали 10кп на растяжение при понижении температуры со скорость нагружения 2, 20 и 200 мм/мин.

Методика определения максимальных растягивающих напряжений б_{11мах} в пластической зоне перед надрезом

При низких нагрузках распределение напряжений перед надрезом подобно предсказанному теорией линий скольжения, но при высоких нагрузках влияние деформационного упрочнения проявляется в общем подъеме кривой. Одним из

наиболее точных методов расчета напряженно-деформированного состояния перед концентратором напряжений является метод конечных элементов (МКЭ) [5]. Результаты, полученные методом конечных элементов, хорошо согласуются с результатами, полученными экспериментальными методами определения локальных напряжений [17-20,24,25].

Для расчета упруго-пластических полей напряжений использовали программный комплекс, разработанный Е.М. Морозовым и Г.П. Никишковым [8]. Моделировали образец типа Шарпи 10х10х40 с надрезом глубиной 2,00 мм, углом раскрытия надреза 45° радиусом закругления 0,25 мм, нагруженный сосредоточенным изгибом, а также цилиндрические образцы с надрезами 120, 60 и 30° для испытаний на растяжение. Для моделирования образца Шарпи строили дискретную модель из квадратичных элементов для симметричной части образца с надрезом. Распечатка модели образца Шарпи в области прилежащей к надрезу показана на рис. 1. На рис. 2 представлена конечно-элементная сетка цилиндрического образца с надрезом 120°. На рис. 3 показаны карты деформаций, определенные МКЭ, на поверхности цилиндрических образцов с различной геометрией надрезов: а) 30°; б) 60°; в) 120°.



Рисунок 1 - Графический образ сетки конечных элементов вблизи концентратора напряжений образца Шарпи



Рисунок 2 - Конечно–элементная сетка цилиндрического образца с надрезом 120°



а) б) в) Рисунок 3 - Карта деформаций, определенная МКЭ, поверхности цилиндрических образцов с различной геометрией надрезов: а) 30°; б) 60°; в) 120°

Входные характеристики программы: предел текучести, модуль Юнга, показатель и коэффициент упрочнения определяли из испытаний на растяжение гладких образцов МРГ-3. В результате расчетов методом конечных элементов определяли напряженнодеформированное состояние перед концентратором напряжений для дискретных нагрузок до и после появления пластической зоны вплоть до состояния общей текучести образца во всех узлах сетки квадратичных элементов. По этим данным строили зависимость растягивающего напряжения от расстояния до поверхности надреза вдоль оси симметрии образца.
Наиболее важной характеристикой для дальнейшего использования является перенапряжение Q = σ_{11max} / σ T, равное по определению отношению максимального растягивающего напряжения перед надрезом к пределу текучести. Зависимость перенапряжения Q от отношения номинального растягивающего напряжения к пределу текучести σн/σΤ уникально для каждого вида образцов. Поэтому для практического использования по результатам, полученным методом конечных элементов строили зависимость перенапряжения Q от отношения *он/оТ* номинального напряжения к пределу текучести для каждого типа образцов и концентраторов напряжений (рис. 4). Так как эта зависимость отнормирована на предел текучести, она может быть максимальных локальных напряжений использована для расчета в $\sigma_{11\max}$ пластической зоне перед надрезом.



Рисунок 4 - Зависимость перенапряжения $Q = \sigma_{11 \text{max}} / \sigma_T$ от отношения σ_H / σ_T

(номинального напряжения к пределу текучести) для: 1) стандартного образца Шарпи (расчет МКЭ) [5], 2) изгибный образец с надрезом 45°, глубиной 4,25 мм

Таким образом, определив напряжение номинальное предел и текучести при данной температуре можно с помощью расчетного графика Q = /σΤ для данного образца с $\sigma_{_{11\mathrm{max}}}$ надрезом определить соответствующее перенапряжение Q в зоне локального разрушения перед надрезом. Далее, возможно вычислить максимальное

локальное напряжение $\sigma_{_{11\mathrm{max}}}$ перед надрезом для исследуемого образца:

$$\sigma_{11\max} = \sigma T \cdot Q$$

(1)

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ Зависимость критической температуры хрупкости от характеристик прочности, текучести и перенапряжения

Хрупкое разрушение сколом образцов с надрезом зависит от внутренних и внешних факторов. Внутренние факторы отражают структурно–чувствительные свойства стали: прочность и текучесть, а внешние определяют условия и характер воздействия на металл.

Представляется возможным связать внутренние (критическое максимальное локальное растягивающее напряжение σF и предел текучести) и внешние факторы (температуру, скорость нагружения, геометрию концентратора напряжений и образца). При этом исходили из предположения, что такая связь существует на верхней температурной границе применимости силового критерия разрушения сколом.

Целью данного раздела являлась разработка методики расчета критической температуры хрупкости образцов (деталей) с помощью метода конечных элементов.

Полагали, что в основу механизма температурного критерия хладноломкости может быть положен критерий локального разрушения – критическое максимальное локальное растягивающее напряжение (σF), инвариантное (независимое) к таким внешним факторам, как геометрия концентраторов напряжений и образцов, скорость нагружения и температура испытаний [9,17,19].

Испытания проводили растяжением на испытательной машине "Instron" при скоростях нагружения 2, 20 и 200 мм/мин и различных температурах испытания в диапазоне от 77 до 293 К.



Рисунок 5 - Температурные зависимости нагрузок разрушающей и общей текучести цилиндрических образцов с кольцевыми надрезами с углами раскрытия 120°, 60° и 30° при скоростях нагружения а) 2 мм/мин; б) 20 мм/мин; в) 200 мм/мин

Регистрировали разрушающую нагрузку *P*_p и нагрузку общей текучести *P*_{от.} По результатам испытания гладких образцов определяли температурную зависимость предела текучести при скорости нагружения 2, 20 и 200 мм/мин.



Рисунок 6 - Температурная зависимость предела текучести при скорости нагружения 2, 20 и 200 мм/мин [5]

По аналогичной методике испытывали образцы, различающиеся геометрией надрезов и проводили расчет максимальных локальных растягивающих напряжений методом конечных элементов.

При хрупком разрушении сколом микротрещина зарождается

под воздействием сдвиговых напряжений, однако разрушение в целом может контролироваться величиной максимального локального растягивающего напряжения $\sigma_{11\text{max}}$ перед концентратором напряжений, где напряжение может превосходить предел текучести. Рост $\sigma_{11\text{max}}$, локализованного вблизи границы пластической и упругой зон, обеспечивается за счет стеснения деформации в пластической зоне перед надрезом. Максимальное локальное растягивающее напряжение в процессе нагружения образца связано с пределом текучести σT (*T*,*de*/*dt*), зависящим от температуры (*T*) и скорости нагружения (*de*/*dt*), и перенапряжением (*Q*), являющимся функцией нагрузки, геометрии концентратора напряжений, образца и скорости нагружения [5] (2):

$$\sigma_{11\max} = \sigma T (T, \, de/dt) \, Q \tag{2}$$

Соответственно максимальное локальное растягивающее напряжение перед надрезом при нагрузке общей текучести достигает своего наибольшего значения – критического максимального локального растягивающего напряжения (*σ_F*) (3).

$$\sigma F = \sigma_{11\max} (Q_{\text{or}}) \tag{3}$$



Рисунок 7 - Схема влияния перенапряжения на критическую температуру хрупкости. 1 – гладкий образец; 2 – образец с *U* – надрезом; 3 – образец с V – надрезом; 4 – образец с трещиной

Существуют критические температуры (T_1, T_2, T_3, T_4), при которых в образцах с различными геометриями надрезов $\sigma_{11\text{max}}$ может достигнуть критического значения – σF (рис. 7):

$$\sigma_{11max}\left(T_{\rm KD}\right) = \sigma_F \qquad (4)$$

Причем эта критическая температура (*T*₁, *T*₂, *T*₃, *T*₄) зависит от остроты концентратора напряжений. Эта температура (*T*_{кр}), в дальнейшем называемая критической температурой хрупкости, феноменологически

соответствует температуре, при которой нагрузка общей текучести *P*_{от} достигает разрушающей нагрузки *P_P*.

Условие локального разрушения при этом имеет вид:

$$\sigma_F = \sigma_T (T_{cr}, \frac{de}{dt}) \cdot Q_{0T}$$
(5)

где Q_{от} – перенапряжение общей текучести образца с концентратором напряжений.

Известно, что зависимость предела текучести $\sigma_T(T, de/dt)$ от температуры испытаний (*T*) и скорости нагружения (*de/dt*) имеет вид:

$$\sigma_T\left(T, \frac{de}{dt}\right) = \sigma_T\left(T_o, \frac{de}{dt}\right) \cdot exp\left\{\left[\beta\left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_o}\right)\right]^n\right\}$$
(6)

где $\sigma_T(T_o, de/dt)$ – предел текучести при комнатной температуре, определенный при скорости нагружения (*de/dt*), $T_o = 293 \ K, \ \beta, \ n$ –коэффициенты, зависящие от типа стали.

Выразив критическую температуру хрупкости явным образом из (4) получили зависимость $T_{\kappa p} = F(\sigma F; \sigma T; Q_{\sigma \tau})$, учитывающую влияние сопротивления разрушению (δ_F), текучести (δ_T) (зависящей от скорости нагружения de/dt) и геометрии образца, концентратора напряжений и способа нагружения ($Q_{\sigma \tau}$):

$$T_{\rm kp} = \left[\frac{1}{T_o} + \frac{1}{\beta} \left(Ln \frac{\sigma_F}{Q_{O.T.} \cdot \sigma_T (T_o, e)}\right)^{\frac{1}{n}}\right]^{-1}$$
(7)

где β , *п* коэффициенты связи предела текучести с температурой, зависящие от марки стали и приведенные в известных справочниках; T_0 –нормальная температура (20 С°); σT – предел текучести при нормальной температуре (T_0).

Выражение (7) определяет критическую температуру хрупкости образцов с концентраторами напряжений через независимо устанавливаемые величины σ_{F} , $\sigma_T(T_o, e)$, β , n и расчетную характеристику Q_{ot} . Полученное выражение (7) дает возможность расчетом определить критические температуры хрупкости стальных образцов с надрезами различных типов. Для этого, согласно формуле (7) необходимо знать критическое максимальное локальное растягивающее напряжение, предел текучести стали при комнатной температуре $\sigma_T(T_{\alpha} \dot{e})$, определенный при скорости нагружения равной скорости нагружения зоны локального разрушения детали [5], коэффициенты *n* и β в уравнении (6) и перенапряжение общей текучести Q_{от}. Необходимые для вычисления критических температур хрупкости значения $\sigma_T(T_o, \dot{e})$, n, β были получены из независимых экспериментов на растяжение гладких образцов в результате построения температурной зависимости предела текучести. Экспериментальные зависимости предела текучести от температуры испытания

аппроксимировали функцией (6). Путем подстановки экспериментально определенных значений коэффициентов β и *n* в выражение (7) получили зависимости критической температуры хрупкости от *σ_F*, *σ_T*(*T*_o) и Q_{ot} для стали 10кп.

Изучение инвариантности критерия критических максимальных локальных растягивающих напряжений к температуре, скорости нагружения и геометрии надреза

Целью данной главы являлась разработка температурного критерия хрупкого разрушения, который бы учитывал весь комплекс совокупно воздействующих факторов (внешних и внутренних), ответственных за переход стального образца или детали из вязкого состояния в хрупкое и позволил бы прогнозировать критическую температуру хрупкости образцов и деталей с концентраторами напряжений [18-20].

Полагали, что в основу такого критерия может быть положен критерий локального разрушения — критическое максимальное локальное растягивающее напряжение, инвариантное к таким внешним факторам как геометрия концентраторов напряжений и образцов, виду напряженного состояния, скорости нагружения и температуре испытаний.

Для металлов с ОЦК – решеткой имеет место выраженное с понижением температуры явление перехода от вязкого разрушения к хрупкому. Этот переход выражается в довольно резком изменении какого–либо свойства в сравнительно узком диапазоне температур.

Считали необходимым подтвердить инвариантность критерия локальных растягивающих напряжений [5], а именно независимость сопротивление сколу *σF* (критического максимального локального растягивающего напряжения) от таких внешних факторов, как геометрия концентраторов напряжений и образцов, скорость нагружения и температура испытаний.

По результатам испытаний и расчета были построены зависимости критического максимального локального растягивающего напряжения σF от температуры испытаний, скорости нагружения и угла раскрытия надреза (рис. 8).

Установлено экспериментально, что критическое максимальное локальное растягивающее напряжение *оF* не зависит от температуры испытаний, угла раскрытия надреза и скорости нагружения для стали 10кп, что подтверждает результаты полученные Ужиком, Ноттом, Орованом, Мешковым [1,3,5].

Таким образом, в основу критерия хладноломкости (критической температуры хрупкости) может быть положен критерий сопротивления сколу *σF* (критическое максимальное локальное растягивающее напряжение), инвариантное к геометрии концентраторов напряжений и образцов, скорости нагружения и температуре испытаний.



Рисунок 8 - Независимость критических максимальных локальных растягивающих напряжений *σF* от а) температуры испытаний, б) скорости нагружения, в) угла раскрытия надреза. Сталь 10кп

Для сравнительной оценки свойств стали широко применяются ударные испытания образцов с концентраторами напряжений различных геометрий (надрез, трещина), позволяющие моделировать наиболее жесткие условия ее эксплуатации [1,3,10,13]. Однако использование этих результатов непосредственно в проектных расчетах не представляется возможным, поскольку выходной характеристикой метода является энергия разрушения или критическая температура, причем образца, а не конкретной детали. Наиболее перспективным направлением оценки критических температур хрупкости является подход, основанный на рассмотрении критического состояния материала в зоне локального разрушения перед вершиной конструктивного концентратора напряжений или трещины [5,19,20].

Влияние внешних факторов на критическую температуру хрупкости Влияние скорости нагружения на критическую температуру хрупкости

Увеличение скорости нагружения приводит к возрастанию критической температуры хрупкости. Смещение критической температуры хрупкости в область повышенных температур связывают с ростом предела текучести при повышении скорости деформации [3,19]. Влияние, которое оказывает повышение скорости нагружения на критическую температуру хрупкости может быть учтено с помощью выражения (7).

С целью проверки соотношения (7) определяли критические температуры хрупкости экспериментально для образцов с углами раскрытия надрезов 30°, 60°, 120° на растяжение со скоростью движения траверсы испытательной машины 2, 20, 200 мм/мин. Экспериментально определяли критические температуры хрупкости как температуры достижения кривой текучести кривой разрушения. С другой стороны, вычисляли критические температуры хрупкости для образцов на растяжение с надрезами различной геометрии (углами раскрытия 120°, 60°, 30°) по формуле (7). Результаты определения и вычисления критических температур хрупкости для различных образцов из стали 10кп с различными надрезами представлены на рис. 9.





Как следует полученных ИЗ результатов, увеличение остроты надреза приводит смещению К критической температуры хрупкости в область повышенных температур. Расчетные критические температуры хрупкости образцов с различными геометриями надрезов (углами 120°, 60°. 30°), раскрытия определенные формуле (7), по сравнивали экспериментально С определенными критическими температурами хрупкости. Сравнение

расчетных и экспериментальных критических температур хрупкости образцов с различными концентраторами напряжений, представленное на рис. 9 показывает хорошую сходимость результатов.

Таким образом, установлено, что существует возможность учета скорости нагружения при расчете критической температуры хрупкости образцов с различной геометрией концентраторов напряжений по предложенной формуле (7) на основе известной зависимости предела текучести от температуры при этой скорости нагружения и известной геометрии образца.

Влияние геометрии надреза на критическую температуру хрупкости

Рассчитывали критические температуры хрупкости для образцов с различными углами раскрытия надреза при скорости нагружения 2, 20 и 200 мм/мин по формуле (7). Необходимые для расчета значения предела текучести при различных скоростях нагружения определяли из испытаний на растяжение гладких образцов. Значение критического максимального локального растягивающего напряжения для использования в расчетах определяли по результатам испытаний образцов с *U*образным надрезом. Расчетные значения критической температуры хрупкости при скоростях нагружения 2, 20 и 200 мм/мин образцов с различной геометрий надрезов (углами раскрытия надрезов 30°, 60° и 120°) показаны на рис. 10.



Рисунок 10 - Расчетные и экспериментально определенные критические температуры хрупкости образцов с различной остротой надреза из стали 10кп при скоростях траверсы: 1 – 2; 2 – 20; 3 – 200 мм/мин [3,19]

образом, Таким критическая температура хрупкости, определяемая как температура достижения критического состояния – локального разрушения в вершине конструктивного концентратора напряжений, непосредственно связана с характеристиками прочности, текучести и перенапряжения. Критическая температура хрупкости образцов с концентраторами напряжений может быть определена расчетным путем ПО известному

критическому максимальному локальному растягивающему напряжению, температурной зависимости предела текучести и перенапряжению общей текучести. Предлагаемый подход может быть использован при разработке методики определения критической температуры хрупкости деталей с конструктивными концентраторами напряжений.

Влияние внутренних факторов на критическую температуру хрупкости Влияние легирования на порог хладноломкости железа с помощью критерия локального разрушения

Согласно известной схеме Иоффе–Орована существует температура, при которой напряжение локального течения σ_{11}^{T} достигает напряжения сопротивления отрыву (в терминах схемы Иоффе) или (в терминах схемы Орована) критического максимального локального растягивающего напряжения σF :

$$\sigma_{11}^{T} (T_{\kappa \rho}) = \sigma_{F}$$
(8)

Эта температура хладноломкости $T_{\kappa p}$ определяется пересечением зависимостей критического σ_F и напряжения локального течениия – $\sigma T \cdot Q_{ot}$ от температуры испытаний. Соответственно повышение или понижение уровня критического $\sigma_{11max} = \sigma_F$

, а с другой стороны кривой температурной зависимости напряжения локального течения (*σT* · Q_{ot}), приводит к изменению температуры хладноломкости. На рис. 11 представлена схема влияния уровня критического *σ*_F на температуру хладноломкости [3,19].

Как видно из рис. 11 увеличение критического σ_F приводит к снижению температуры хладноломкости, соответственно уменьшение критического σ_F

приводит к ее росту при неизменном положении температурной зависимости напряжения локального течения. В то же время, смещение температуры хладноломкости может быть связано с изменением температурной зависимости напряжения локального течения (рис. 12).



Рисунок 12 - Схема влияния положения температурной зависимости напряжения локального течения на температуру хладноломкости

Рисунок 11 - Схема влияния уровня критического максимального локального растягивающего напряжения на температуру хладноломкости



Смещение температурной зависимости напряжения локального течения к более высоким значениям обусловливает рост температуры хладноломкости при постоянном критическом σ_{F} . Таким образом, положение температуры хладноломкости определяется комбинацией изменения критического максимального локального растягивающего напряжения и напряжения локального течения [19].

Легирование сплавов с ОЦК решеткой может приводить к изменению температуры хладноломкости [19]. Как правило, изменение температуры хладноломкости в результате легирования сплавов с ОЦК решеткой связывают с облегчением или затруднением протекания микропластической деформации, что на схеме Орована–Иоффе соответствует изменению положения кривой температурной зависимости напряжения локального течения. Однако изменение температуры хладноломкости может быть связано с изменением величины сопротивления отрыву в результате легирования.

Микротрещина при хрупком разрушении железа, сплавов железо-никель и железо-кремний зарождается под воздействием сдвиговых напряжений, однако ее дальнейший рост осуществляется растягивающих за счет напряжений, локализованных в зоне расположения зародышевой микротрещины. Возрастание масимального локального растягивающего напряжения $\sigma_{_{11\mathrm{max}}}$, локализованного вблизи границы пластической и упругой зон, обеспечивается за счет стеснения пластической деформации перед надрезом. Поэтому, для образцов из железа, сплавов железоникель и железо-кремний зависит от их предела текучести, зависящего от $\sigma_{\scriptscriptstyle 11\mathrm{max}}$ температуры, скорости нагружения и перенапряжения. Перенапряжение Q, в том числе перенапряжение общей текучести образца Qот, являясь в большей степени геометрической характеристикой, практически не зависит от вида сплава. Поэтому, в процессе нагружения образца состав сплава влияет, прежде всего, на температурноскоростную зависимость предела текучести $\sigma_T(T, \dot{e})$.

Условие локального разрушения (8) – это достижение максимальным локальным растягивающим напряжением перед надрезом – σ_{11max} значения σ_F – структурно чувствительной прочностной характеристики стали.

Понижение температуры и увеличение скорости нагружения приводят к росту предела текучести, что в свою очередь ведет к увеличению максимально достижимого за счет стеснения деформации напряжения локального течения. Причем изменение состава сплава очевидно приводит к изменению как правой части уравнения локальной прочности (8), а именно $\sigma_T(T, e)$, так и левой части – σ_F .

Сравнение экспериментальных данных для железа с результатами, полученными на двух других сплавах, позволяет оценить воздействие никеля и кремния на температуру хладноломкости при различных скоростях нагружения. По результатам

испытаний были установлены температурные зависимости разрушающей нагрузки и нагрузки общей текучести и определены температуры хладноломкости для выше указанных материалов при скоростях нагружения 0,2; 5; 20 см/мин. Рассчитывали зависимости напряжения локального течения и критического σ_F от температуры испытаний для чистого железа, сплавов железо–никель и железо–кремний для каждой скорости нагружения. В данном случае, достижение напряжением локального течения уровня критического максимального локального растягивающего напряжения соответствует температуре хладноломкости. На рис. 13 а–в представлены зависимости σ_F и напряжения локального течения $\sigma_T(T, \acute{e}) \cdot Q_{ot}$ от температуры испытаний для сплавов железо–никель, железо–кремний и чистого железа.

Установлено, что легирование железа ($\sigma_F = 1100 \text{ н/мм}^2$) как никелем, так и кремнием повышает уровень σ_F до 1550 и 1400 н/мм² соответственно. Следует отметить, что легирование никелем приводит к более высоким значениям критического σ_F по сравнению с легированием кремнием. С другой стороны, легирование кремнием или никелем приводит к общему подъему температурной зависимости напряжения локального течения.



Рисунок 13 - Зависимости напряжения локального течения и уровни σ_F от температуры испытаний для сплавов Fe–Ni; Fe–Si и чистого железа. Скорость траверсы: a – 0,2; б – 5; в – 20 см/мин. 1 – технически чистое железо; 2 – сплав Fe – 4,2% Ni; 3 – сплав Fe – 2,3% Si [21]

Однако увеличение напряжения локального течения за счет легирования железа кремнием более значительно. Легирование никелем приводит к понижению, а легирование кремнием к повышению температур хладноломкости по сравнению с чистым железом.

легирования Механизм влияния железа никелем и кремнием на температуру хладноломкости может быть проанализирован с помощью схемы рис. 14 15. И Ha схемах представлено влияние на температуру одновременное хладноломкости независимых факторов: критических $\sigma_{_{11\mathrm{max}}}$ = σ_F и температурно зависящего напряжения локального течения, индивидуально реагирующих на легирование никелем и кремнием.

Установлено, что понижение температуры хладноломкости при легировании железа никелем происходит за счет увеличения уровня критического σ_{F} , несмотря на повышение температурнозависящего напряжения локального течения, что дает вклад в некоторое повышение температуры хладноломкости (рис. 14).

Анализ влияния легирования железа кремнием показывает, что введение кремния повышает температуру хладноломкости за счет значительного увеличения напряжения локального течения, несмотря на некоторый прирост критического σ_{F} (рис. 15).



Рисунок 14 - Механизм влияния легирования железа никелем на температуру хладноломкости

Понижение температуры хладноломкости при легировании никелем железа происходит в основном за счет повышения уровня критического σ_F , в то время как повышение температуры хладноломкости при легировании железа кремнием происходит преимущественно за счет общего роста температурной зависимости напряжения локального течения.

Рисунок 15 - Механизм влияния легирования железа кремнием на температуру хладноломкости

Увеличение температуры хладноломкости железа и его сплавов с ростом скорости нагружения связано с общим подъемом температурной зависимости напряжения локального течения без изменения критических максимальных локальных растягивающих напряжений.

Таким образом, влияние легирования на температуру хладноломкости заключается в проявлении конкуренции двух факторов: смещения температуры хладноломкости за счет

изменения уровня критического максимального локального растягивающего напряжения и за счет изменения положения температурной зависимости напряжения локального течения. Результат конкуренции этих факторов определяет значение температуры хладноломкости.

Влияние размера зерна на сопротивление стали хрупкому разрушению при понижении температуры

Величина зерна – важнейший структурный фактор, определяющий сопротивление металла хрупкому разрушению при понижении температуры. Механизмы разрушения сталей с учетом размера зерна рассмотрены в известных работах Петча, Коттрелла, Стро и др. [2,5]. В соответствии с дислокационнной теорией разрушения увеличение размера зерна обусловливает повышение локальной концентрации напряжений у границ зерна, что должно приводить к понижению напряжения хрупкого разрушения и повышению критической температуры хрупкости. Экспериментально полученные результаты подтверждают, что рост зерна сопровождается значительным повышением склонности металла к хрупкому разрушению, что проявляется как при ударных, так и статических испытаниях [8].

Полагали, что использование критерия критических максимальных локальных растягивающих напряжений и критерия вязко–хрупкого перехода позволит выяснить закономерности влияния размера зерна на сопротивление хрупкому разрушению при понижении температуры с позиций структурной механики разрушения и, на этой основе, разработать способ прогнозирования критической температуры хрупкости по известному размеру зерна [8].

По результатам испытаний гладких цилиндрических образцов строили зависимости предела текучести стали от температуры испытаний стали для различных размеров зерен (рис. 16).



Рисунок 16 - Температурные зависимости предела текучести стали 10кп (размер зерна 1 – 11; 2 – 28; 3 – 45; 4 – 60 мкм) [8]

Определяли критические максимальные локальные растягивающие напряжения по ранее изложенной методике, заключающейся в установлении температуры совпадения нагрузок разрушающей и общей текучести и, далее, расчете критического максимального локального растягивающего напряжения по формуле:

 $\sigma_F = \sigma_T(T_{\kappa\rho}, \dot{e}, d) \cdot Q_{ot} \quad , \qquad (9)$

где Q_{от} – перенапряжения общей текучести, $\sigma_{\tau}(T_{\kappa p}, e)$ – предел текучести при критической температуре хрупкости, *d* – размер зерна.

Рисунок 17 - Зависимость критического максимального локального растягивающего напряжения от размера зерна стали 10кп [8]

Экспериментальную зависимость критического максимального локального растягивающего напряжения – σ_F (H/мм²) от размера зерна – d (мм) стали 10кп (рис. 17) аппроксимировали выражением:

$$\sigma_F = 306 + 99 \cdot d^{-\frac{1}{2}} \tag{10}$$

Ранее было показано, что существует связь критической температуры хрупкости с критическим максимальным локальным растягивающим напряжением, пределом текучести и перенапряжением общей текучести, учитывающим скорость нагружения, способ нагружения, геометрию концентратора напряжений и образца:

$$T_{\rm kp} = \left[\frac{1}{T_o} + \frac{1}{\beta} \left(Ln \frac{\sigma_F}{Q_{O.T.} \cdot \sigma_T (T_{o.}, e)}\right)^{\frac{1}{n}}\right]^{-1}$$
(11)

С другой стороны, критическое максимальное локальное растягивающее напряжение σ_F и предел текучести стали σ_m зависят от размера зерна. Однако, σ_F не зависит от температуры испытаний, а предел текучести σ_T зависит. Поэтому представляется возможным связать критическую температуру хрупкости непосредственно с размером зерна – d, одновременно учитывая геометрию концентратора напряжений и способ нагружения – Q_{or} и скорость нагружения – \dot{e} :

 T_{кр} = f(d, Q_{от}, é)
 (12)

 Для практических целей прогнозирования критической температуры хрупкости более удобно пользоваться выражением:

$$T_{\kappa p} = \left(\frac{1}{T_o} + \frac{1}{\beta} \left(Ln \frac{A + k \cdot d^{-1/2}}{Q_{o.T_o} \cdot \sigma_T (T_{o, e})}\right)^{\frac{1}{n}}\right)^{-1}$$
(13)

Предлагаемую зависимость критической температуры хрупкости от размера зерна проверяли экспериментально. На рис. 18 представлены экспериментальные и расчетные зависимости критической температуры хрупкости от размера зерна, полученные по результатам испытаний образцов из стали 10кп с надрезами. Видно, что увеличение размера зерна стали приводит к росту критической температуры хрупкости.

Сравнение расчетной и экспериментальной зависимости критической температуры хрупкости от размера зерна указывает на возможность прогнозирования критической температуры хрупкости стали по известному размеру ее зерна.



Рисунок 18 - Экспериментальные и расчетные зависимости критических температур хрупкости образцов с надрезами различной геометрии от размера зерна стали 10кп [8]. 1 – расчет, 2 – эксперимент

Таким образом, критическая температура хрупкости стального образца или детали с концентратором напряжений может быть оценена по заданному размеру зерна с одновременным учетом скорости, способа нагружения и геометрии концентратора напряжений.

Заключение

Методами микромеханики разрушения установлены основные закономерности влияния легирования элементами повышающими и понижающими температуру хладноломкости сплавов на основе железа с помощью критерия локального разрушения. Влияние легирования на температуру хладноломкости заключается в проявлении конкуренции двух факторов: смещения температуры хладноломкости за счет изменения уровня критического σ_F и за счет изменения положения температурной зависимости напряжения локального течения. Результат конкуренции этих факторов определяет значение температуры хладноломкости.

Установлена и подтверждена аналитическая зависимость критической температуры хрупкости стальных образцом с надрезом от размера зерна, предела текучести, скорости нагружения и перенапряжения в зоне локального разрушения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гуляев А.П. Ударная вязкость и хладостойкость металлов / Проблемы хладостойкости конструкционных сталей. – Иркутск: Восточно-Сибирское книжное издво, 1971. С. 79–87.

2. Красовский А. Я. Хрупкость металлов при низких температурах. – Киев: Наукова думка. 1980. – 337 с.

3. Ю.Витман Ф.Ф., Степанов В.А. О влиянии скорости деформирования на хладноломкость стали. І. ЖТФ, 1939, т.9, №12, С. 1071 – 1085.

4. Семенов Я.С. Теория вязкохрупкого перехода сталей и сплавов железа. Обоснование механизма вязкохрупкого перехода // ДАН. 2007. Т.416, № 6, С. 780–783.

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

6. Мешков Ю.Я. О проблеме прогнозирования хладноломкости сталей под действием концентраторов напряжений // МиТОМ. 1997. №6. С.30–33.

7. IAEA-TECDOC-1441 Effects of nickel on irradiation embrittlement of light water reactor pressure vessel steels. – Vienna: IAEA, 2005. – 64 p.

8. Сибилев А.В., Мишин В.М. Учет влияния размера зерна на температуру хладноломкости стальных образцов и деталей с концентраторами напряжений на основе компьютерного моделирования методом конечных элементов // Современные наукоемкие технологии. 2013. №3. С.74–76. 9. Сибилев А.В., Мишин В.М. Физико–механическая модель связи хладноломкости стали со структурными и прочностными характеристиками // Современные наукоемкие технологии. 2013. №3. С.105.

10. ASTM E399-12e3. Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness KIC of Metallic Materials. – Philadelphia: ASTM, 2012 – 33 p.

11. РД ЭО 0598-2004. Методика определения критической температуры хрупкости материалов корпусов реакторов по результатам испытаний малоразмерных образцов на ударный изгиб. – М.: Росэнергоатом, 2004. – 12 с.

12. Попов А.А., Паршутин Е.В. Сидорин О.Б. Методические аспекты применения критической температуры хрупкости для оценки ресурса корпусов атомных реакторов // Заводская лаборатория. 2001. Т.67. №8. С.43–47.

13. Махутов Н.А. Методы определения критических температур хрупкости для материалов и элементов конструкций // Заводская лаборатория. 1981. Т.47. №9. С.79–81.

14. Васильченко Г.С., Кунавин С.А., Меринов Г.Н. Шур Д.М. Экспериментальное обоснование методики определения критической температуры хрупкости высокопрочных сталей // Заводская лаборатория. 2000. Т.66. С.45–48.

15. Встовский Г.В., Бакиров М.Б. Обобщенная модель хрупковязкого перехода реакторных сталей // Заводская лаборатория. 2003. Т.69. №4. С.39 –49.

16. Mishin V.M., Sarrak V.I., Spektor A.Ya. Relationship of the micromechanism of crack initiation with the fracture toughness criterion // Materials Science. Springer, New York. 1992. V.28. №2. p. 119–122.

17. 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.

18. Сибилев А.В., Мишин В.М. Установление критерия хладноломкости стальных образцов на основе критерия локального разрушения // Фундаментальные исследования. 2013. №4. С.843–847.

19. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физико–механический критерий хладноломкости, учитывающий тип концентратора напряжений и скорость деформации // Сталь. 2006. №8. С. 73–76.

20. V. M. Mishin, I. V. Kislyuk, V. I. Sarrak. Link of the critical temperature of brittleness with the geometry of the stress concentrator and loading rate // Strength of Materials. Springer, New York. 1991, Vol.23. Issue 12. pp 1303–1308.

21. Мишин В.М., Кислюк И.В., Саррак В.И. Анализ влияния легирования на порог хладноломкости железа в рамках схемы Иоффе-Орована // Физика металлов и металловедение. 1991. №7. С.188–192.

22. Мишин В. М., Филиппов Г. А. Микроструктурные факторы, снижающие локальную прочность границ зерен мартенситных сталей // ФММ. 2018. Том 119. №5. С. 533–538.

23. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Разделение влияния прочностных и деформационных факторов на критическую температуру хрупкости стали // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 6. С.21–26.

24. Мишин В. М., Филиппов Г. А., Щитов Д. В. Актуальные проблемы прочности: монография. В 2–х т. Т. 1. / Алифанов А. В., Мишин В. М. [и др.]; под ред. В. В. Рубаника. – Беларусь, Витебск : УО «ВГТУ», 2018. – 423 с. (т. 1).

25. Mishin V.M., Filippov G.A. Microstructural factors that decrease the local strength of grain boundaries in martensitic steels // Physics of Metals and Metallography. 2018. Vol.119. №5, pp. 504–509.

Глава 9. ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ

Савенков Г.Г.^{1,2}, Кузнецов А.В.¹

¹АО «Машиностроительный завод «Армалит», г. Санкт-Петербург, Россия, e-mail: sav-georgij@yandex.ru ²Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия

Введение

Развитие современного материаловедения в последние два десятилетия тесно связано с формированием новой концепции об управлении свойствами материалов путём целенаправленного управления структурой поверхностного слоя. Такая концепция связывает свойства материалов не с исходной микроструктурой, а с динамической нано-мезоструктурой, которая формируется в сугубо неравновесных условиях. Неравновесные условия формирования поверхностной структуры возникают, как правило, в процессах импульсной термообработки материала, в частности, при лазерном поверхностном легировании.

Лазерное поверхностное легирование является разновидностью лазерного упрочнения поверхности материалов. В общем случае при лазерном воздействии на металл энергия лазерного пучка теряется в основном на возбуждение электронной подсистемы, и наиболее значительно этот эффект проявляется на поверхности и экспоненциально убывает с глубиной. Тем не менее, лазерное упрочнение позволяет получать вполне достаточную для большинства случаев глубину упрочнённого слоя от десятков микрон до 1,2 – 1,5 мм глубину упрочняемого слоя без оплавления поверхности и до 2 – 2,5 мм с минимальным оплавлением [1]. Отметим, что наиболее актуальна и востребована закалка без плавления.

Лазерный луч позволяет упрочнять любые минимальные локальные участки деталей, тонкостенные нежёсткие детали и широкую номенклатуру материалов. Основными недостатками лазерного упрочнения являются неравномерность тепловвода и низкая энергетическая эффективность существующих лазеров, что, однако, легко устранимо при появлении лазеров нового поколения, например, многоканальных (многолучевых) лазеров серии МКТЛ.

Отличительные особенности лазерного луча от других источников КПЭ – это возможность его транспортировки на значительные расстояния и подвода в труднодоступные места, а также отсутствие динамического воздействия на обрабатываемую поверхность, что позволяет значительно расширить круг технологических операций по обработке различных деталей машин и инструментов.

Как было отмечено выше, лазерное легирование материалов изделий является разновидностью лазерного упрочнения и отличается от него тем, что повышение твёрдости и других эксплуатационных показателей достигается не только за счёт структурных и фазовых превращений в зоне лазерного воздействия, но и путём создания нового сплава с отличным от матричного материала химическим составом, хотя в основе нового сплава лежит матричный материал. Размеры легированной зоны зависят в основном от энергетических параметров излучения и толщины покрытия из легирующего материала. Как правило, легирование импульсным излучением обеспечивает меньшие размеры легированной зоны, чем при обработке непрерывным излучением. На степень упрочнения влияет как вид легирующего элемента, так и состав матричного материала. Вследствие расплавления материала шероховатость легированной поверхности обычно велика, поэтому после этой операции требуется финишная обработка. Припуск на такую обработку обычно составляет до 0,4 мм.

Можно отметить, что этот вид поверхностной лазерной обработки (лазерное легирование) имеет достаточно высокую перспективу применения вследствие роста дефицита чистых материалов типа вольфрама, молибдена, кобальта и ванадия.

Однако в научной литературе совершенно отсутствуют сведения, касающиеся влияния поверхностного лазерного легирования (ПЛЛ) на динамические свойства обработанных материалов. Между тем, некоторые изделия (например, элементы судовой арматуры) после лазерного легирования подвергаются ударным нагрузкам и возникает настоятельная необходимость учета влияния ПЛЛ на стойкость материалов к динамическим внешним воздействиям. В настоящей главе приводятся результаты динамических испытаний образцов после поверхностного лазерного легирования.

Материалы, образцы, технологическое и испытательное оборудование, методики испытаний

Исследования проводились с образцами из бронзы марки 9-4-4-1 титанового сплава ЗМ и стали 08Х18Н10Т. Сведения обо всех трёх сплавах, в том числе, их физико-механических свойствах приведены в [2].

Вид образца, рабочая поверхность которого подвергалась ПЛЛ, а затем производилось его испытание, приведен на рис.1.

Процесс лазерного легирования поверхности образцов из всех трёх материалов осуществлялся с помощью универсальной лазерной установки LRS – 100. Основные параметры установки: максимальная энергия импульса излучения – 40 Дж, максимальная импульсная мощность излучения – 5 кВт, длительность импульса излучения – 0,2 – 20 мс.

Процесс лазерного легирования осуществлялся путём подачи присадочного материала в виде порошка в зону обработки поверхности. В качестве присадки использовался алюминий (для бронзы и титанового сплава). Мощность излучения, при которой осуществлялся технологический процесс лазерного легирования составлял (0,6 – 1,0) кВт (в зависимости от материала образца), диаметр лазерного луча – (1,5 – 3,0) мм.



Рисунок 1 - Образец для испытаний

При лазерном легировании бронзовых образцов скорость обработки составляла – 25 мм/с, обработка производилась в среде аргона, время обработки – 3 с.

При лазерном легировании титанового сплава 3М скорость обработки составляла – 10 мм/с, обработка производилась в среде аргона, время обработки – 3 с.

Обработка нержавеющей стали 08Х18Н10Т проводилась со скоростью 30 мм/с в среде азота (дутьё) без алюминиевой присадки за время 3 с. То есть, по сути, в этом случае мы имеем дело с лазерным азотированием.

Испытания обработанных и необработанных образцов производилось по методу Кольского с применением методики разрезного стержня Гопкинсона (РСГ) [3]. В экспериментах применялся традиционный вариант РСГ (рис.2): два тонких длинных стержня с высоким пределом текучести, между которыми располагается образец малой длины (рис.1) из исследуемого материала, причём предел текучести мерных стержней выше предела текучести образца. Систему стержни-образец нагружают упругими импульсами, которые регистрируются с помощью тензодатчиков, размещённых на мерных стержнях, и затем на основании одномерной теории упругих волн строится динамическая диаграмма деформирования образца.

Основная предпосылка методики заключается в том, что ввиду малой длины образца по сравнению с длиной нагружающего импульса в образце реализуется одноосное напряжённое состояние с равномерным распределением напряжением и деформаций по его длине. Таким образом, несмотря на высокие скорости образца испытание можно рассматривать как квазистатическое.



Рисунок 2 – Схема экспериментальной установки для испытаний при сжатии и растяжении:

Сжатие: 1 – газовая пушка, 2 – ударник, 3 – нагружающий стержень, 4 – образец, 5 – опорный стержень.

Растяжение: 16 – газовая пушка, 2 – ударник, 17 – опорный стержень, 18 – образец, 19 – нагружающий стержень.

Пневматическое и электронное оборудование: 6 – тензодатчик, 7 – фотодиодный измеритель скорости,8 – пневматическая управляющая система, 9 – компрессор, 10 – цифровой частотомер, 11 – источник питания, 12 – оригинальные схемы питания и калибровки, 13 – цифровой осциплограф,

14 – предусилитель запуска, 15 – двухканальный генератор для калибровки.

После испытаний образцы разрезались вдоль оси растяжения, из разрезанных частей изготавливались металлографические шлифы. Металлографические исследования проводились при помощи светового инвертированного металлографического микроскопа Axio Observer A1m , оснащённого цифровой видеокамерой и системой ввода изображения.

Кроме особенностей процессов, происходящих в зоне разрушения образца определялась методом вертикальных сечений по тангенсу угла наклона прямой "суммарная длина профиля L(h) – шаг его измерения h" фрактальная размерность контура разрушения.

Для образцов из бронзы с помощью рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV, снабженного комплексом управляющих программ и обрабатывающим комплексом PDXL с базой дифракционных стандартов PDF-2 (2008 г.) был проведён анализ фазового состава приповерхностного обработанного слоя.

Исследованный слой был представлен следующими фазами: твердым раствором на основе меди, Сu, с ГЦК решеткой и параметром a=3,65Å, (в подложке), и интерметаллидами Cu₉Al₁₄ (γ-фаза), с кубической объемно-центрированной решеткой I43m и AICu₃ (β-фаза), с кубической объемно-центрированной решеткой

Im3m, (расшифровка по одному дифракционному максимуму с межплоскостным расстоянием *d*=2,05Å).

Результаты динамических и металлографических испытаний и их обсуждение

Бронза марки БрАЖНМц 9-4-4-1

Результаты динамических испытаний образцов с необработанной и обработанной поверхностью приведены в таблице 1 и на рис.3 Примеры диаграмм нагружения приведены на рис. 4.

Таблица 1 - Результаты динамических испытаний исследованных образцов бронзы до и после лазерного легирования

Состояние	Скорость	Предел	Относительное	Относительное
образцов	деформации	прочности	удлинение	сужение
	$\dot{arepsilon}$, C ⁻¹	$\sigma_{\scriptscriptstyle bd}$, МПа	$\delta_{_d}$, %	${oldsymbol{\psi}}_d$,%
	550	560 ± 15	15 ± 0,5	16 ± 0,5
Исходное	750	570 ± 5	16 ± 1,0	17 ± 1,0
	1150	670 ± 10	23 ± 1,0	18 ± 0,5
	350	570 ± 10	14 ± 1,0	15±0,5
	400	600 ± 10	14 ± 1,0	15±0,5
Легированное	750	750 ± 15	14 ± 1,0	14 ± 1,0
	1250	750 ± 15	14 ± 1,0	14 ± 1,0
	1300	680 ± 10	12 ± 1,0	12 ± 0,5
	1580	780 ± 15	10 ± 1,0	11 ± 1,0

Анализ результатов, приведенных в таблице 1и на рис. 3, показал, что лазерное легирование поверхности образцов приводит к росту предела прочности и снижению показателей пластичности (относительное удлинение и относительное сужение) материала. При этом наблюдается интересный феномен: с ростом скорости деформации показатели пластичности у образцов без обработки растут (что не совсем типично для материалов, поскольку ещё со времён экспериментов Н.Н. Давыденкова полагали, что рост скорости деформации приводит к охрупчиванию материала [4]), у образцов после лазерного легирования наблюдается классическое уменьшение показателей пластичности с ростом скорости деформации.



Рисунок 3 – Результаты динамических испытаний





Металлографические исследования, проведенные после динамического разрыва образцов (с необработанной поверхностью), показали, что их результаты совпадают с результатами металлографического анализа для образцов из той же бронзы марки БрАЖНМЦ 9-4-4-1, приведенными в работе [5].





Исходная структура бронзовых образцов при разных увеличениях приведена на рис. 5.



a) – 550 с⁻¹, б) – 750 с⁻¹, в) – 1150 с⁻¹

Исходя из вида структур в зоне разрушения образцов, можно полагать, что в бронзе пластическая деформация осуществлялась в виде движения зеренных потоков (рис. 6). Такой механизм пластической деформации характерен для высокоскоростного нагружения и подтверждается непосредственными измерениями при помощи дифференциальной лазерной интерферометрии [6]. Данный механизм приводит к

образованию деформации, каналов микромезопластической которые на микрофотографиях образцов выглядят в виде полос. Как известно, полосовая структура, характерна для мезоскопического масштабного уровня пластическойдеформации[7]. Можно также отметить, ЧТО контур поверхности разрушения для бронзы, в некоторых случаях напоминала регулярные фрактальные структуры, так называемые фигуры (звёздочки) Коха [8] (рис. 7), что указывало на несомненную фрактальную геометрию поверхности.



Рисунок 7 - Часть поверхности разрушения образца из бронзы БрАЖНМц 9-4-4-1 (- 750 с⁻¹)

Лазерное легирование образцов приводило к тому, что в поверхностном слое толщиной до 500 мкм формировалась структура мартенситоподобного типа (рис. 8 а), а в основном объёме образца структура находилась (судя по значениям микротвёрдости) в отожженном состоянии (рис. 8 б). При этом в основном объёме металла контур поверхности разрушения не состоял из фигур (звёздочек) Коха (рис. 8.1), но тем не менее, геометрия контура являлась самоаффинной (фрактальной) кривой, на что указывало измерение длины контура при разных увеличениях. Можно отметить, что такой вывод совпадает с современной концепцией о фрактальности структур: в природе нет абсолютно фрактальных или не фрактальных структур, все структуры можно рассматривать как потенциально мультифрактальные с той или иной степенью адекватности применения мультифрактального описания [9].



Рисунок 8 - Структура бронзового образца после лазерного легирования: а) – мартенситоподобная структура поверхностного слоя; б) – отожженное состояние основного объёма металла



Рисунок 8.1- Контур поверхности разрушения образца ($\dot{\varepsilon} = 750 \text{ c}^{-1}$) после лазерного легирования (основной объём металла): а) – ×100, б – ×400

Таким образом, можно сделать вывод о том, что лазерное легирование поверхности образцов из бронзы марки БрАЖНМц 9-4-4-1 приводило к упрочнению поверхностного слоя (за счёт перекристаллизации структуры и образования интерметаллидов) и пластификации основного объёма металла (за счёт своеобразного отжига внутренних слоёв). В целом же это приводило к общему охрупчиванию образцов.

Сталь марки 08Х18Н10Т

Результаты динамических испытаний стали приведены в таблице 2.

Пример диаграммы нагружения образца после лазерного азотирования при средней скорости деформации 1250 с⁻¹ – на рис. 9.

Таблица 2 - Результаты динамических испытаний исследованных образцов стали 08Х18Н10Т до и после лазерного азотирования

Состояние	Скорость	Предел	Относительное	Относительное
образцов	деформации	прочности	удлинение	сужение
	$\dot{\mathcal{E}}$, C ⁻¹	$\sigma_{\scriptscriptstyle bd}$, МПа	$\delta_{_d}$, %	${oldsymbol{\psi}}_d$,%
Исходное	1300	925 ± 25	53 ± 0,5	65 ± 0,5
	1600	975 ± 25	55 ± 0,5	64,5 ± 1,5
	2000	950 ± 10	55 ± 1,5	66,5 ± 0,5
Легированное	1250	610 ± 5	$48 \pm 4,0$	38 ± 1,0
	1300	610 ± 5	54 ± 0,5	52 ± 0,5
	1450	600 ± 10	50 ± 2,0	48 ± 2,0



Рисунок 9 – Диаграмма нагружения образца из стали 08Х18Н10Т после лазерного азотирования при средней скорости деформации (штриховая линия) 1250 с⁻¹

На приведенной диаграмме наблюдается чётко выраженная площадка текучести с соответствующим пределом текучести 370 МПа. В то же время значение предельной деформации, равное $\mathcal{E}_l = 0,35$, существенно меньше значения относительного удлинения равного $\delta_d = 0,48$, что указывает на факт разрыва образца во втором – третьем циклах импульсов растяжения [3], которые возникают при взаимодействии отражённых импульсов нагружения.

Анализ результатов проведенных испытаний показал, что лазерное азотирование нержавеющей стали приводит к уменьшению всех её характеристик, как прочностных так и деформационных.

Проведенные металлографические исследования испытанных образцов показали, что микроструктура образцов вне зоны разрушения представляет из себя мелкозернистую структуру (~ 10 мкм) с карбонитридами (рис. 10).



Рисунок 10 - Микроструктура образца при разных увеличениях вне зоны разрушения

Структура же в зоне разрушения последовательно представлена «отрывом» на торцах неравноосных (50х10 мкм) фрагментов в форме чечевицы и «боковыми скосами» в виде полосовых структур фрагментированного состояния, а также структурами полосового вида шириной не более 5 мкм (рис. 11).



Рисунок 11 - Микроструктура образца (при разных увеличениях) в зоне отрыва (скорость деформации $\dot{\mathcal{E}} = 1250 \text{ c}^{-1}$)

Известно, что полосовые структуры характеризуют предельно упрочненное состояние металла в виде аккомодационных формирований деформационной природы [7]. Таким образом, можно полагать, что режим лазерного азотирования может быть рекомендован, только для увеличения износостойкости поверхностного слоя.

Титановый сплав ЗМ

Можно отметить, что титановые сплавы относятся к материалам, которые не подвержены динамическому охрупчиванию [10]. Однако, как будет показано ниже поверхностное лазерное легирование титанового сплава 3М приводит к обратному эффекту.

Результаты динамических испытаний титанового сплава 3М приведены в таблице 3. Пример диаграммы нагружения образца после лазерного азотирования при средней скорости деформации 1200 с⁻¹ – на рис. 12.

ПJ	плава змі до и после лазерного азотирования					
	Материал	Скорость	Предел	Относительное	Относительное	
		деформаци	прочности	удлинение	сужение	
		иέ,	$\sigma_{_{bd}}$,	$\delta_{_d}$,	${oldsymbol{arphi}}_d$,	
		C ⁻¹	МПа	%	%	
		800	825 ± 25	20 ± 2,5	44 ± 1,0	
	Исходное	1100	830 ± 10	$26,5 \pm 0,5$	$42,5 \pm 0,5$	
		1500	880 ± 20	$22,5 \pm 0,5$	44 ± 1,0	
		1100	850 ± 10	19 ± 0,5	$30 \pm 0,5$	
	Легированн	1150	860 ± 10	21,5 ± 0,5	18 ± 1,5	
	oe	1200	890 ± 10	17 ± 0,5	20 ± 0,5	

Таблица 3 - Результаты механических динамических испытаний титанового сплава 3М до и после лазерного азотирования



Рисунок 12 - Диаграмма нагружения образца из титанового сплава 3М после лазерного легирования при средней скорости деформации (штриховая линия) 1200 с⁻¹

Анализ результатов проведенных испытаний показал, что лазерное легирование образцов из титанового сплава ЗМ приводит к незначительному упрочнению и достаточно резкому снижению пластических свойств.

Металлографические исследования испытанных образцов показали, что исходная структура образцов внутри основного объёма материала представлена равноосными зернами полигонального типа размером 15 ± 5 мкм (рис. 13).



Рисунок 13 – Исходная структура внутри основного объёма материала

Структура в зоне разрушения представляет собой участки «отрыва» представлены цепочками полигонов в форме параллелепипедов размерами 15х15 мкм. Внутри зерен заметны фрагменты величиной не более 5 мкм (рис. 14). Кроме того, прямыми измерениями установлено, что структурные аккомодационные процессы микропластической деформации и разрушения аккумулируются в пределах представительного объема (очага разрушения), размер которого уменьшается с ростом скорости нагружения.



Рисунок 14 – Различные участки зоны разрушения испытанного образца при средней скорости деформации 1200 с⁻¹

Таким образом, лазерное легирование (азотирование – для нержавеющей стали) всех исследованных металлических сплавов приводит к их охрупчиванию, по крайней мере, в динамических условиях. Поэтому поверхностная лазерная обработка вышеназванных сплавов может быть рекомендована только в том случае, когда детали, изготовленные из данных материалов, работают в тяжелых трибологических условиях, при которых требуется высокая износостойкость поверхностного слоя [11, 12].

В целом же на основании всех проведенных микроструктурных исследований можно сделать следующее заключение: в условиях высокоскоростного нагружения повреждение материала с упрочнённым поверхностным слоем реализуется последовательно с участием ансамблей дефектов кристаллического строения путем накопления и смены их пространственной организации [5, 7, 13]. Последовательность структурных переходов можно представить в следующем виде: вначале у границ зёрен происходит накопление дислокаций. На втором этапе образуются

мультипольные структуры внутри зерна, а на третьем – происходят зернограничные расслоения и/или образование каналов деформации. Приведенная последовательность структурных изменений характеризует релаксационные свойства деформируемой среды. При исчерпании запаса пластичности инициируется отрыв материала с образованием поверхности разрушения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Югов В. Высокоэффективная технология ресурсосбережения: лазерная поверхностная обработка // Фотоника. – 2012. – № 4/34. – С. 12 – 20.

2. Савенков Г.Г., Кузнецов А.В. Динамические свойства вязких металлов с модифицированным импульсным электронным пучком поверхностным слоем // Глава 4. Монографии «Перспективные материалы и технологии». Т. 2. – Витебск: УО «ВГТУ», 2017. – С. 73 – 89.

3. Брагов А.М., Ломунов А.К. Использование метода Кольского для исследования процессов высокоскоростного деформирования материалов различной физической природы. – Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 2017. – 148 с.

4. Давиденков Н.Н. Динамические испытания металла. – М.-Л.: ГосИздат, 1929. – 366 с.

5. Савенков Г.Г., Кузнецов А.В., Брагов А.М., Константинов А.Ю., Ломунов А.К. Структурно-геометрические переходы при динамическом нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2016. – № 3. – С. 164 – 174.

6. Златин Н.А., Мочалов С.М., Пугачёв Г.С., Брагов А.М. Лазерный дифференциальный интерферометр // Журнал технической физики. – 1973. – Т.49, вып. 9. – С. 194 – 205.

7. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224 с.

8. Иванова В.С. Синергетика: Прочность и разрушение металлических материалов. – И.: Наука, 1992. – 160 с.

9. Колмаков А.Г. Использование положений системного подхода при изучении структуры, особенностей пластической деформации и разрушения металлов // Металлы. – 2004. – № 4. – С. 98 – 107.

10. Проходцева Л.В., Дроздовский Б.А. О необходимости определения характеристик разрушения титановых сплавов при статическом и ударном нагружении // Заводская лаборатория. – 1975. – № 9. – С. 1122 – 1127.

11. Крагельский И.В., Добычин М.Н., Комбалов В.С. Основы расчётов на трение и износ. – М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.

12. Григорьянц А.Г. Основы лазерной обработки материалов. – М.: Машиностроение, 1989. – 304 с.

13. Микляев П.Г., Нишпор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.

Глава 10. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ ПО ГИБРИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Чекан Н.М., Овчинников Е.В., Эйсымонт Е.И.

Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь pec@bas-net.by Гродненский государственный университет им. Янки Купалы, г. Гродно, Беларусь ovchin_1967@mail.ru

1. Введение.

Изучение закономерностей формирования нанодисперсныхнанокомпозитных покрытий, получаемых плазмохимическими методами, представляет научный интерес. Основными методами формирования покрытий являются: химическое (CVD), физическое (PVD) и плазмохимическое (PCVD) осаждения [1–6]. Формирование нанокомпозиционных покрытий с использованием данных методов позволяет получить защитные тонкие пленки толщиной порядка от 0,5 мкм до 10 мкм, характеризующиеся высокими эксплуатационными характеристиками: повышением производительности обработки резанием на 25 – 210 %, увеличением служебных характеристик от 2,5 до 10 раз в зависимости от вида обрабатываемого материала. Эффективно применение плазмохимических покрытий при модифицировании инструмента, изготавливаемого из твердых сплавов методами порошковой металлургии, для снижения расхода сложно-профильного инструмента за счет уменьшения количества переточек.

Однако не всегда применение тонкослойных вакуумных покрытий для обрабатывающего инструмента дает ожидаемый эксплуатационный и экономический результат. В ряде случаев для увеличения служебных характеристик изделий, модифицированных вакуумными тонкослойными покрытиями, используют дополнительно энергетические воздействия различного типа: термообработку, лазерное, гамма-излучение, высокотемпературную и низкотемпературную плазму. Приведенные данные в работе [7, 8] показывают, что нанокомпозиты на основе циркония, легированного кремнием, обладают нитрида более высокой термоустойчивостью к окислению, чем нанокомпозиты на основе нитрида титана, хотя и уступают им по твердости.

Так, методом вакуумно-дугового осаждения на стальной подложке путем попеременного напыления TiN и ZrN, были получены многослойные тонкопленочные системы на основе TiN/ZrN (от 60 до 300 слоев) [3-5]. Авторы провели исследование влияния толщины одного слоя на структурные свойства данных многослойных покрытий, изучили их физические и механические свойства. Было показано, что сформированные многослойные покрытия представляют собой системы, состоящие из чередующихся слоев стехиометрических нитридов титана и циркония с постоянной толщиной слоя от 10 нм до 50 нм с преимущественной ориентацией (111). Покрытия имеют столбчатый характер роста с поперечным размером ~55 нм.

Исходя из представленных данных показано существенное влияние низкотемпературной обработки на энергетические параметров, структуру и физикомеханические характеристики металлов и их сплавов. Из литературных источников известно, что энергетические параметры подложки оказывают существенное влияние на кинетику процесса формирования вакуумных покрытий, получаемых различными технологическими приемами. Проведенный обзор показывает наличие в структуре вакуумных покрытий нанодисперсных частиц и фаз.

Нанокомпозитные покрытия, состоящих из нескольких фаз, существенно отличаются от свойств кристаллических покрытий. Наноструктурные пленки и покрытия обладают высокой твердостью, термоустойчивостью и стойкостью к окислению. Значения этих параметров зависят от процентного соотношения состава реагентов, выбора легирующего элемента и условий синтеза покрытия, энергетического состояния подложки [1-10].

Вопрос об оптимальном способе предварительной подготовки подложек для формирования покрытия, а также выборе условий формирования и соотношения процентного содержания компонентов в покрытии и условий их формирования остается открытым и обусловливает необходимость расширенных исследований для получения воспроизводимых результатов по определению физико-механических характеристик покрытий, промышленно применяемых в производстве.

Таким образом, формирование нанокомпозиционных покрытий на основе различных соединений плазмохимическим способом в вакууме на активированных подложках различными технологическими приемами, изучение закономерностей образования фазово-структурных состояний и объяснение природы наблюдаемых эффектов изменения физико-механических характеристик, являются одними из наиболее перспективных и важных направлений развития в области создания новых нанокомпозиционных покрытий и нанотехнологии их получения.

Применение обработки твердых материалов в жидкостях с низкими температурами кипения нашли широкое применение в технике. Так, в работе [11] используя методы рентгеноструктурного анализа и металлографии было установлено следующее: при криогенной обработке увеличивается плотность дислокаций в карбидной (карбонитридной) составляющей твердых сплавов. В результате происходит изменение физико-механических (снижение термоЭДС и коэффициента трения, увеличение коэрцитивной силы и твердости) и режущих (повышение до двух раз стойкости резцов и сверл) свойств твердых сплавов. Следовательно, криогенная обработка в жидком азоте является весьма эффективным методом повышения стойкости и режущих свойств твердосплавных инструментов. Ранее было показано, что криогенная обработка инструментальных материалов – быстрорежущих сталей и твердых сплавов ведет к увеличению стойкости режущих инструментов из-за повышения механических характеристик таких материалов. Ранее показано [12], что обработка закаленных быстрорежущих криогенная сталей, являющаяся дополнительным их отпуском, сопровождается переходом остаточного аустенита в мартенсит с соответствующим измельчением микроструктуры. При этом косвенным показателем структурных изменений, улучшающих режущие свойства быстрорежущих сталей, является величина термоЭДС, которая снижается после криогенной обработки [13].

В настоящее время среди разнообразных приемов борьбы с остаточным аустенитом в объеме закаленных изделий нашли применение следующие методики: дестабилизирующий отпуск, глубокое охлаждение в жидком азоте и воздействие сильных магнитных полей [14 – 16]. В работе [16] рассмотрены вопросы, связанные с изменением структуры в шлифованном слое инструментальных сталей при криогенной обработке. Показано, что глубокое охлаждение образцов в жидком азоте (минус 196 °C) привело к дестабилизации аустенита и возобновлению прерванного мартенситного превращения в шлифованном слое, что заметно уменьшило процентное содержание остаточного аустенита. Кроме того, процент превращения аустенитной фазы в мартенсит при охлаждении оказался зависимым от исходного его содержания. Обнаружили. что с уменьшением количества остаточного аустенита в слое. проявляется всевозрастающая стабилизация гамма-фазы, что, несомненно, связано со значительным увеличением эффекта наклепа этой фазы при шлифовании. При этом эффективность обработки холодом сильно наклепанного аустенита оказывается существенно ниже, чем у остаточного аустенита закаленного состояния [16]. Обработка холодом отпущенных образцов сталей также активизировала превращение остаточного аустенита, в результате чего конечное содержание этой фазы в структуре шлифованного слоя снизилось до 5 % – 15 %.

Авторами предложено изучить влияние на дестабилизацию остаточного аустенита шлифованного слоя совмещение операций обработки холодом и магнитного поля [16].

Для получения нанодисперсных составляющих в структуре стали предложено [17-18] совмещать несколько различных видов воздействия. В качестве объекта исследований применяли аустенитную сталь, содержащую компоненты в следующем

соотношении, % мас.: углерод 0,01 – 0,20, хром 12,0 – 16,0, никель 11,0 – 15,0, алюминий 0,2 – 2,7, молибден 1,5 – 2,5, марганец – до 0,3, титан – до 0,3, кремний – до 0,3, медь – до 0,2, сера – до 0,03, фосфор – до 0,03, железо и неизбежные примеси – остальное, при выполнении следующих условий: сумма никеля и молибдена равна 13,0 – 16,5, отношение алюминия и никеля равно 0,018 – 0,18, проводят закалку стали, пластическую деформацию при криогенных температурах в несколько стадий, низкотемпературный отпуск после каждой стадии, высокотемпературный отпуск и ультразвуковую обработку в диапазоне рабочих частот f=26 – 27 кГц [18].

В работе [19] исследованы структура и абразивная износостойкость стали 20ХНЗА, в которой различными режимами цементации и лазерной обработки, а также охлаждением в жидком азоте варьировали фазовый состав и концентрацию углерода в мартенсите и остаточном аустените. Изучено также влияние отпуска в интервале 100 °C – 400 °C на абразивную износостойкость цементированной стали 20ХНЗА, подвергнутой лазерной закалке и дополнительной обработке холодом. Установлено, что при испытании по кремню уменьшение доли аустенита при охлаждении до температуры жидкого азота не приводит к росту, а, наоборот, вызывает снижение на 10 % интенсивности изнашивания закаленных лазером образцов изучаемой партии образцов. Это может быть связано с «усилением» в результате обработки холодом высокопрочного мартенситного «каркаса», который играет положительную роль в ограничении процессов полидеформационного (усталостного) разрушения поверхности стали [19-20].

Применение обработки сталей при пониженных температурах (минус 60 °С) позволяет увеличить значения такие параметров как: прочность на изгиб, твердость, предел усталости для сталей Х12М, 7ХГ2ВМ [21].

Оценка вихретоковым методом износостойкости закаленных высокохромистых сталей с последующим охлаждением в жидком азоте рассмотрены в работе [21].

Для стали 95Х18, охлажденной до минус 196°С, характерны более низкие значения показаний вихретокового прибора по сравнению с закаленной сталью, что связано с пониженным (не более 40 % об.) содержанием остаточного аустенита в обработанной холодом стали. Для обработанной холодом стали, как и для закаленных сталей, однозначные корреляционные зависимости между абразивной износостойкостью и параметром вихретокового контроля наблюдаются для интервала температур закалки Т_{зак}=950 °С – 1125 °С.

Проблема структурной устойчивости аустенита и его механических свойств имеет важное значение в процессе расчета, изготовления и применения криогенных аустенитных сталей. В работе [22] изучили влияние легирующих элементов и температуры на механические свойства [23, 24] криогенных аустенитных сталей. Структурная устойчивость аустенита в основном заключается в образовании высокотемпературного феррита, низкотемпературного мартенсита и т.д. Авторы работы [22] предложили уравнения для образования феррита при высокотемпературном нагревании [13-15].

Таким образом, целью данной работы является исследование влияния низкотемпературных воздействий на структуру и физико-механические характеристики металлических подложек и вакуумных покрытий.

2. Методика эксперимента.

В качестве объекта исследований использовали покрытия ZrCN,ZrN. Данные соединения формировали на пластины из стали 12X18H10T, P6M5. Нанесение покрытий осуществлялось в вакуумной установке УВНИПА-1-001, оборудованной катодно-дуговым испарителем с системой электромагнитной фильтрации плазмы, а также ионным источником ИИ-4-0,15. Для удаления тонкого приповерхностного слоя толщиной порядка 100 – 300 нм, содержащего загрязнения, перед нанесением покрытия образцы подвергалисьинтенсивной обработкевысокоэнергетичными ионами аргона. При этом происходит нагрев поверхностей до 450° С, разрушение окисных пленок и частичное удаление растворенных в металле газов. Обработка проводилась при следующих параметрах:давление аргона в вакуумной камере 1,5×10⁻²Па;ток

фокусирующего соленоида 3,0А; ускоряющее напряжение 3500В при токе 0,06А. Время ионно-лучевой обработки составляло 30 мин. Для повышения эффективности ионнолучевой очистки и увеличения глубины проникновения ионов аргона на обрабатываемые изделия подавался отрицательный электрический потенциал 800 – 1500 В. Осаждение покрытия проводилось при токе стабилизирующей катушки 1,7 А, токе управляющей катушки 2,0 А и токе дуги 90 А. Давление реакционных газов (азот, ацетилен) находилось в пределах (0,87 – 5)×10⁻² Па.

В ряде случаев для увеличения адгезионного взаимодействия покрытия ZrCN к стальному субстрату наносился слой алмазоподобного соединения толщиной менее 1 мкм (образцы №2,3,5).

Проводилась предварительная обработка металлических субстратов в жидком азоте при температуре кипения жидкого азота минус 195,6 °С от30 мин до 48 ч.

Анализ особенностей структуры металлических покрытий и их модификаций материалов, подвергнутых различным видам обработки, осуществляли на универсальном металлографическом комплексе ЗАО «Спектроскопические системы».

Особенности строения граничных слоев в композиционных материалах функционального назначения исследовали с привлечением современных методов: растровой электронной, атомно-силовой микроскопии, рентгеноструктурного анализа (ДРОН-2.0).

Для измерения микротвердости покрытий на металлах использовали микротвердомер типа ПМТ-3. Принцип действия прибора основан на изменении линейной величины диагонали отпечатка *с*, полученного от вдавливания алмазной пирамиды в исследуемый материал под определенной нагрузкой.

Триботехнические исследования проводили на машине трения типа FT-2, которая работает по схеме возвратно-поступательного движения длина хода индентора от 5 – 50 мм в условиях сухого трения (контртела), выполненного из стали и отшлифованного на ровной плоской поверхности наждачной шкуркой или пастой до среднего арифметического отклонения шлифовальной профиля поверхности R_a=0,1 – 0,3 мкм. Образцы закрепляли в зажиме машины трения, протирали тканью «бязь», отбеленной, смоченной в этиловом спирте, рабочую сферу и рабочую поверхность стального диска (контртела), после чего сушили две минуты при комнатной температуре. Испытания проводили при нормальной нагрузке на образец до 20 Н, линейной скорости скольжения 0,036 м/с, температуре поверхности стали (20±5) °C.

Коррозионные испытания проводили в камере соляного тумана HC-168700-000. Камера предназначена для проведения испытаний на коррозионную стойкость покрытий в соляном тумане, полученном распылением раствора хлорида натрия.

Статистическую обработку экспериментальных данных осуществляли стандартными методами математической статистики, определяя значения среднеквадратичного отклонения и границы доверительных интервалов по критерию Стьюдента при уровне надежности 0,95.

3. Результаты исследований.

Эффективным методом повышения износостойкости и прочности закаленных углеродистых сталей является обработка криогенными жидкостями (азот, кислород) и заключается в дальнейшем переходе остаточного аустенита в мартенсит. Криогенная обработка закаленных сталей является эффективным методом повышения износостойкости и прочности и заключается в дальнейшем переходе остаточного аустенита в мартенсит. Проведение криогенной обработки приводит к резкому возрастанию параметров износостойкости по сравнению с технологией, связанной обработкой холодом железоуглеродистых сплавов (например, углекислотой) [25, 26-28]. Считается, что криогенная обработка закаленных углеродистых сталей приводит к протеканию следующих процессов: изменения остаточного напряжения в образце,

образования мелкодисперсных карбидов, мартенситного превращения за счет распада остаточного аустенита. Методология обработки криогенными средами заключается в воздействии жидкой среды, имеющей температуру кипения в области минус 200 °С – 120 °С с последующей выдержкой в течение от нескольких минут до нескольких десятков часов. Показано, что основное влияние на эксплуатационные характеристики закаленных углеродистых сталей оказывает время выдержки в криогенной среде, чем температура обработки [26-30]. В работе [29] установлено образование нанодисперсного карбида Fe₂C в сталях типа P6M5, что согласуется с полученными данными в работе [26], т.к. установлено образование ультрадисперсного карбида железа при температурах ниже минус 183 °C.

Определение энергетических характеристик модифицированных образцов проводили по значениям краевых углов смачивания. Краевой угол смачивания является параметром для твердых тел, который взаимосвязан со структурными превращениями, происходящими в веществе. Взаимосвязь между энергетическими характеристиками поверхностных слоев и значениями краевого угла смачивания были показаны в работах [29, 31].

Обработка в жидком азоте низкоуглеродистой высоколегированной стали аустенитного класса приводит к двухкратному увеличению значений удельной поверхностной энергии. Формирование покрытий кабонитрида циркония на подложках извысоколегированной стали аустенитного класса приводит к уменьшению значений удельной поверхностной энергии ~1,5 раза. В случае предварительной обработки подложки стали 12X18H10T в жидком азоте и последующем формировании защитных вакуумных слоевнаблюдается уменьшение значений удельной поверхностной энергии покрытий ZrCN ~3раза (таблица 1).

Таким образом, возможно предположить, что обработка в жидком азоте подложек из стали 12X18H10T должно приводить к увеличению адгезионного взаимодействия между покрытием и субстратом.

Одной из основных характеристик определяющих свойства вакуумных покрытий является адгезионная прочность. Под адгезией обычно понимают явление соединения приведенных в контакт поверхностей конденсировнноых фаз [32]. Эти фазы составляют основу образующегося в результате молекулярного контакта (т.е. по всей межфазной площади) адгезионного соединения и называемых субстратами. Обычно субстраты твердые тела (металлы, полимеры, реже-стекла, керамика). Закономерности образования и разрушения адгезионных соединений описывают на двух независимых подходов – термодинамического и молекулярнооснове кинетического. Адгезионные характеристики вакуумных покрытий определяли методом скретч-анализа. Стандартное оборудование, применяемое для индентирования, применяет модуль для проведения измерительного царапания, исследования износа и профилометрии. Исходя из данных представленных на рисунках 1 – 2 значения адгезионного взаимодействия между покрытием ZrCN-подложка сталь 12X18H10T выше, когда проводилась предварительная активация обработкой в жидком азоте.

Одним из механизмов, объясняющих увеличение адгезионного взаимодействия между покрытием ZrCN и стальным субстратом при криогенной обработке, является образование наноразмерных фаз в структуре рассматриваемых сталей. Формирование наноразмерных включений в сталях подтверждается работами [22]. Данные структурные составляющие обладают повышенной активностью, что может приводить к увеличению адгезионного взаимодействия между покрытием и субстратом.

Таблица 1 – Зависимость	значений удельной поверх	ностной энергии покрытий ZrCN,
сформированных на стали	12Х18Н10Т от времени выи	зержки в криогенной жидкости

	Тип подложки			
Параметр	12X18H10T	12Х18Н10Т, криообработка в течение 60 мин	ZrCN, подложка 12X18H10T	ZrCN, подложка 12X18H10T криообработка в течение 60 мин
Угол смачивания вазелинового масла, град	33,00	17,00	30,00	31,00
Угол смачивания водой, град	69,00	45,00	76,00	72,00
Работа адгезии вазелиного масла, мДж	55,16	58,69	55,98	55,72
Работа адгезии воды, мДж	97,75	122,84	89,37	94,20
Дисперсионный компонент поверхностной энергии	7,82	29,93	2,36	4,95
Полярный компонент поверхностной энергии	75,23	148,34	52,74	64,81
Поверхностная энергия, мДж/м ²	83,06	178,27	55,11	69,76

Изменения в морфологии субстрата и сформированных покрытий проводили методом атомно-силовой микроскопии. На рисунках 3 представлены результаты исследования морфологии поверхностных слоев стальных подложек стали 12Х18Н10Т, в том числе после криогенной обработки.



Рисунок 1 – Результаты скретч-тестирования покрытия ZrCN, сформированного на стали 12X18H10T



Рисунок 2 – Результаты скретч-тестирования покрытия ZrCN, сформированного на стали 12X18H10T, предварительно обработанной в жидком азоте в течение 60 мин

Морфрология исходной стали представляет собой развитую структуру, характеризующуюся высокими значениями амплитуды (А ~ 1434 нм). Обработка образца стали в жидком азоте при температуре кипения приводит к уменьшению значений амплитуды (А~853 нм). Формирование покрытий ZrCN на стальных подложках раличной технологической подготовки обуславлвает раличные значения амплитуды. Для покрытий сформированных на исходных стальных подложках значения амплитуды увеличиваются до 1724 нм. Проведение предварительной криообработки стальной подложки с последующим формированием покрытий ZrCN позволяет получить достаточно гладкую поверхность со значениями амплитуды находящимися в области А~78 нм.



Рисунок 3 – Морфология покрытий ZrCN, сформированных на поверхности криогенно активированной стали: а,д- морфология поверхности стали 12X18H10T; б,е- морфология поверхности стали 12X18H10T после обработки в жидком азоте в течение 60 мин.; в,ж – морфология поверхности покрытия ZrCN, сформированного на поверхности стали 12X18H10T; г-з-морфология поверхности покрытия ZrCN, сформированного на поверхности стали 12X18H10T после обработанной в жидком азоте в течение 60 мин.;

Нанокомпозиционные тонкослойные покрытия на основе титана, циркония, хрома а также их комбинаций обладают повышенными физико-механическими характеристиками по сравнению с другими поверхностными слоями металлов и их комбинациями, формируемыми плазмохимическими способами. Установленным считается факт, что покрытия на базе нитрида циркония, карбонитрида циркония обладают более высокой стойкостью к воздействию повышенных температур в сравнении с покрытиями нитрида, карбонитрида, карбида титана [3, 4, 33-44]. Согласно, имеющихся в литературе данных покрытия на базе нитрида титана обладают повышенной твердостью в сравнении с нитридом циркония [36-37]. Однако в работах [38-39] показано, что покрытия нитридов и карбонитридов циркония обладают прочностными характеристиками сравнимыми с нитридом титана. а также превышающих их. Установлено, что твердость покрытий ZrN, ZrCN зависит от условий их формирования, а также подготовки субстрата для нанесения [42, 43]. Изменение твердости материалов обычно существенно значений сказывается на триботехнических характеристиках.

Плазмо-химическое осаждение из паровой фазы (PACVD) и физическое осаждение в вакууме (PVD) покрытий на различные металлические изделия широко используются во многих областях трибологии. В частности, данные сверхтвердые покрытия применяются в качестве термостойких, износостойких слоев для компонентов автомобильного двигателя, приводящие, в том числе к снижению коэффициента трения [43].

Так в работе [41] были проведены исследования структуры и физикомеханические характеристики вакуумных покрытий, сформированных из тугоплавких соединений металлов на стальных подложках различного химического состава. Проведен анализ возможности применения покрытий рефракторных металлов для зашиты металлических подложек, используемых для изготовления металлообрабатывающего инструмента и стальной оснастки, применяемой для литья цветных металлов. Рассчитаны энергетические параметры сформированных покрытий методом прямотеневого определения краевого угла смачивания. Рассмотрены структура и морфология нанокомпозиционных покрытий на базе многокомпонентного соединения TIAISIN, модифицированных фторсодержащими соединениями. Исследовано энергетическое состояние поверхностных слоев данных покрытий, в том числе при воздействии энергетических факторов. Установлен общий механизм модифицирующего действия фторсодержащих соединений на поверхностные слои вакуумных покрытий, формируемых из рефракторных металлов. Определены области нормальной нагрузки с наименьшим коэффициентом трения для нанокомпозиционных покрытия TiAlSiN, ZrCN [39].

Показано, что воздействие технологических факторов на структуру покрытий, сформированных на неметаллических подложках, из фторсодержащих олигомеров способствует образованию псевдокристаллических структур. В результате данного воздействия образуются граничные слои с минимальной подвижностью макромолекул. С увеличением толщины покрытия и дозы энергетического воздействия ориентационное влияние твердой подложки уменьшается, превалирующее влияние на структуру и свойства пленок оказывают надмолекулярные образования. Полученные результаты были использованы для нанесения антифрикционных покрытий на опытные партии металлообрабатывающего инструмента, которые прошли успешные испытания в производственных условиях машиностроительных предприятий [39]. Однако недостаточно уделено внимания изучению триботехнических характеристик покрытий, в том числе подвергнутых воздействию криогенных температур.

Триботехнические исследования проводили на машине трения типа FT-2, которая работает по схеме «палец-диск» в условиях сухого трения трех сферических образцов диаметром R=1,5 мм по плоской поверхности диска (контртела), выполненного из стали и отшлифованного на ровной плоской поверхности наждачной шкуркой или шлифовальной пастой до среднего арифметического отклонения профиля поверхности R_a=0,1 – 0,3 мкм. Испытания проводили при нормальной нагрузке от 20 H до 100 H и линейной скорости скольжения 0,1-0,5 м/с, тип

перемещения индентора – возвратно-поступательное движение. В качестве подложки применяли сталь 12Х18Н10Т. Выдержку исследуемых образцов осуществляли в течение 60 мин в жидком азоте при температуре кипения T=-196,4 °C. Формирование композиционных покрытий на основе ZrCN проводили при различных режимах осаждения. Данные режимы различались значениями дугового источника, ионного источника, давлением реакционного газа в вакуумной камере. Условно выделим три вида осаждения и обозначим их как процессы – №2, №3 и №5.

На рисунках 4 – 6 представлены зависимости коэффициента трения стальных образцов с композиционным покрытием ZrCN. Согласно полученных данных коэффициент трения пары ZrCN-ШХ15 при проведении криогенной обработки увеличивается. Данный процесс можно объяснить исходя из изменений морфологии покрытий при криогенной обработке.

Показано, что при выдержке исследуемых покрытий ZrCN в жидком азоте наблюдается увеличение значений линейного износа у покрытий, полученных по процессам №3 и №5 (далее образец №3, образец №5) в сравнении с контрольным образцом (рисунки 8 – 11).



Рисунок 4 – Зависимость коэффициента трения пары ZrCN-ШХ15 от количества циклов испытаний:а – исходное покрытие ZrCN; б – покрытие ZrCN, криогенная обработка в течение 60 мин. (процесс №2)



Рисунок 5 – Зависимость коэффициента трения пары ZrCN-ШХ15 от количества циклов испытаний: а – исходное покрытие ZrCN; б – покрытие ZrCN, криогенная обработка в течение 60 мин. (процесс №3)







Рисунок 7 – Зависимость коэффициента трения пары трения ZrCN-ШX15 от количества циклов испытаний. Покрытие ZrCN, предва рительно обрабатывалось в жидком азоте в течение 24 ч: а – процесс №2; б – процесс №3, в – процесс



Рисунок 8 – Линейный износ пары трения ZrCN-ШX15





Рисунок 9 –Линейный износ пары трения ZrCN-ШХ15 от количества циклов испытаний: а – исходное покрытие ZrCN; б – покрытие ZrCN, криогенная обработка в течение 60 мин. (процесс №3)

Обработка покрытия карбонитрида цирокония, полученного согласно процесса №2 (далее образец №2) наблюдается увеличение коэффициента трения до значений ~0,52 и снижение значений линейного износа до 0,08 мкм по отношению к исходному образцу.



Рисунок 10 – Линейный износ пары трения ZrCN-ШХ15 от количества циклов испытаний: а – исходное покрытие ZrCN; б – покрытие ZrCN, криогенная обработка в течение 60 мин. (процесс №5)

Увеличение времени выдержки исследуемых покрытий в криогенной жидкости до 24 ч приводит к уменьшению значений коэффициента трения и линейного износа по отношению к контрольному образцу. Морфологические исследования поверхности трения покрытий на базе ZrCN, показывают меньшие размеры дорожек трения для модифицированных покрытий в криогенной среде по сравнению с контрольными образцами (рисунок 11).



Рисунок 11 – Линейный износ пары трения ZrCN-ШX15 от количества циклов испытаний. Покрытие ZrCN, предварительно обрабатывалось в жидком азоте течение 24 ч: а – процесс №2; б – процесс №3, в –процесс №5



Рисунок 12 – Морфология поверхности трения покрытия ZrCN после проведения испытаний (пара ZrCN-ШX15). Покрытие ZrCN, предварительно обрабатывалось в жидком азоте в течение 60 мин: а – контрольный образец, б – процесс №2; в – процесс №3, г –процесс №5. ×100

Проведены натурные испытания сверл Ø3 мм из стали HSS с покрытием ZrCN, модифицированные при криогенной температуре. Установлено, что наибольшей износостойкостью обладают сверла с покрытием, выдержанные в жидком азоте в течение 24 ч.

Воздействие кислоты на сталь 12Х18Н10Т приводит к травлению исходной поверхности с образованием мелкодисперсных структурных составляющих с максимальным вертикальным размером до 8 мкм. Влияние H₂SO₄ на морфологию покрытий ZrCN и ZrCN, обработанного в криогенной жидкости, не приводит к существенному ее изменению. Однако, параметры определяющие характеристику поверхности показывают, покрытиях карбонитрида циркония, в а также модифицированных покрытий ZrCN происходит перераспределение количества вещества по толщине покрытия.

Заключение.

Установлено, что осаждение покрытий ZrCN на поверхность стали 12X18H10T сглаживает исходный рельеф. В структуре покрытий карбонитрида циркония наблюдается наличие глобулярных образований, количество и размеры которых изменяются при криогенной обработке. Проведенные исследования показали повышенную стойкость покрытий ZrCN по отношению к действию серной кислоты, соляного тумана в сравнении с материалом субстрата.Предварительная криогенная обработка стального субстрата приводит к увеличению адгезионного взаимодействия между покрытием и подложкой.

Установлено, что триботехнические характеристики композиционных покрытий на основе карбонитрида циркония существенно изменяются при проведении криогенной обработке. Показано, что при выдержке исследуемых покрытий ZrCN в жидком азоте наблюдается увеличение значений линейного износа у покрытий, полученных по процессам №3 и №5, в сравнении с контрольным образцом. Обработка покрытия карбонитрида цирокония, полученного согласно процесса №2, наблюдается увеличение коэффициента трения до значений ~0,52 и снижение значений линейного износа до 0,08 мкм по отношению к исходному образцу. Увеличение времени выдержки исследуемых покрытий в криогенной жидкости до 24 ч приводит к уменьшению значений коэффициента трения и линейного износа по отношению к контрольному образцу. Морфологические исследования поверхности трения покрытий на базе ZrCN показывают меньшие размеры дорожек трения для модифицированных покрытий в криогенной среде по сравнению с контрольными образцами. Проведены сверл Ø3 стали HSS натурные испытания ΜМ ИЗ С покрытием ZrCN, модифицированные при криогенной температуре. Установлено, что наибольшей износостойкостью обладают сверла с покрытием, выдержанные в жидком азоте в течение 24 часов.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ.

1 Investigation into the Structure of TiN Single Layer and TiN/ZrN Multilayer Coatings / P. L. Zhuravleva [et al.] // Nanotechnologies in Russia. – 2010. – Vol. 5, No. 9–10. – pp. 669 – 675.

2 Xiaohon, Yao TIAN Linhai Impact Fatigue Behavior of ZrN/Zr-N/Zr Coatings on H13 Steel by CFUBMSIP / Yao Xiaohon, HuoHuidan, BaoMingdong // Journal of WuhanUniversity of Technology – Mater. Sci. Ed. – 2014. –p.137 – 142.

3 Многослойные наноструктурированные покрытия TiN/ZrN: структура и механические свойства / В.М. Анищик [и др.] // Перспективные материалы.–2003.– № 4.– С. 75 – 78.

4 Sandu, C.S. Control of morfology (ZrN crystallite size amdSiNx layer thickness) in Zr-Si-N nanocomposite thin films / C.S. Sandu, R. Sanjines, F.Medjani // Surf. Coatings Technology. – 2008. – Vol. 202. – P. 2278 – 2281.

5 Особенности структурного состояния и механические свойства покрытия ZrNZr(Ti)-Si-N, полученных ионно-плазменным методом / А.Д. Погребняк [и др.] // ПЖТФ. – 2009. – Т. 35. – Выпуск 19. – С. 103 – 110.

6 ZrN/Cu nanocomposite film a novel superhard material / J. Musil [et al.] // Surf. Coat. Technol. – 1999. – Vol. 120-121. – P.179 – 183.

7 Structure and properties of magnetron sputtered Zr-Si-N films with a high (≥25 at.%) Si content / J. Musil [et al.] // Thin Solid Films. – 2005. – Vol. 478. – P. 238 – 240

8 Нанокомпозитные покрытия на основе нитридов переходных металлов / А.А. Дробышевская [и др.] // Физическая инженерия поверхности. – 2008. – Т. 6, № 1 – 2. – С.81 – 88.

9 Особенности колебательных спектров алмазоподобных и полимероподобных пленок α-С:Н / Е.А. Коншина [и др.] // Физика и техника полупроводников. – 2006. – № 6. – С. 616 – 622.

10 Андриевский, Р.А. Получение и свойства нанокристаллических тугоплавких соединений / Р.А. Андриевский // Успехи химии. – 1994. – Т. 63, № 5. – С. 431 – 448.

11 Кривонос, Е.А. Криогенная обработка твердосплавных режущих инструментов сплавных режущих инструментов / Е.А. Кривонос, В.Г. Солоненко // Вестник ДГТУ. – 2007. – Т.7. №2 (33). – С. 200-203.

12 Солоненко, В.Г. Повышение работоспособности режущих инструментов. / В.Г. Солоненко. – Краснодар: КубГТУ; Ростов н/Д: Северо-Кавказский отдел Академии проблем качества РФ, 1997. – 223 с.

13 Гуляев, А.П. Превращение остаточного аустенита в высоколегированных сталях при температурах ниже 0 °С. / А.П. Гуляев. // Металлург. – 1939. – №3. – С. 64 – 71.

14 Полевой, С.Н. Упрочнение металлов. / С.Н. Полевой, В.Д. Евдокимов. – М.: Машиностроение, 1986. – 320 с.

15 Садовский, В.Д. Остаточный аустенит в закаленной стали. / В.Д. Садовский, Е.А. Фокина. – М.: Наука, 1986. – 112 с.

16 Ершов, В.М. Дестабилизация остаточного аустенита в шлифованном слое инструментальных сталей / В. М. Ершов // Сб. науч. тр. Донбасс.гос. техн. ун-та.– Алчевск, 2009. – Вып. 29. – С. 167-173.

17 Калмыков, А.В. Криогенная обработка для инструментов из твердых сплавов / А.В. Калмыков // Научный потенциал студенчества в XX веке: материалы III Международной научной студенческой конференции. – Т. 1. Естественные и точные наука. Технические и прикладные науки. – Ставрополь: СевКавГТУ, 2009. – 278 с.
18 Способ криогенной обработки аустенитной стали: пат. RU 2464324 / E.X. Шахпазов, В.А. Углов, А.М. Глезер, О.П. Жуков, В.В. Русаненко, Е.Н, Блинова, А.Д. Клиппенштейн. – Опубл. 20.10.2012.

19 Применение лазерной закалки и дополнительной обработки холодом для повышения сопротивления абразивному изнашиванию и контактно-усталостному разрушению цементированной долотной стали / А.В. Макаров [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 103, №5. – С. 536-548.

20 Структура и абразивная износостойкость закаленных и отпущенных заэвтектоидных углеродистых сталей / А.В.Макаров [и др.] // ФММ. – 2004. – Т. 98, № 4. – С. 96-112.

21 Макаров, А.В. Оценка вихретоковым методом износостойкости закаленных высокохромистых сталей с повышенным содержанием азота и углерода / А.В. Макаров, Э.С. Горкунов, А.Л. Осинцева // Ресурс и диагностика материалов и конструкций: тезисы докладов IV Российской конференции, Екатеринбург, 26-28 мая 2009. – Екатеринбург, 2009. – 108 с.

22 Structural parameters of the martensite transformation for austenitic steels / Q.X. Dai [et al.] // Materials Characterization. – 2003. – Vol. 49. – P. 367-371.

23 Effect of temperature and alloying elements on strength of cryogenic austenitic steels. / Q.X. Dai [et al.] // Mater SciEng A. – 2001. – Vol. 311 (1/2). – P. 205 – 210.

24 Effect of temperature and alloying elements on impact toughness of cryogenic austenitic steels. / X.N. Cheng [et al.] // Mater SciEng A. – 2001. – Vol. 311 (1/2). – P. 211 – 216.

25 Lal, D.M. Cryogenic treatment to augment wear resistance of tool and die steels, / D.M. Lal // Cryogenics. – 2001. – Vol. 41. – P. 149-155.

26 Case-haedenel stainless steel bearning component and process: U.S. Patent 5851313 / D.L. Milam. Published: 22.12.1998.

27 Study on cryogenic phase change and wear charatestic of high speed steel, actametallurgicasinica / M.C.Huang [et al.] // English Letters. – 2003. – Vol. 16, №6. – pp.524 – 530.

28 Role of Eta-carbide Precipitatitons in the wear resistance improvements of Fe-12Cr-Mo-V-1.4C tool steel cryogenic treatment / F. Meng [et al.] // ISIJ International. – 1994. – Vol. 34, № 2. – pp. 205-210.

29 Криогенная технология повышения прочностных характеристик сталей пониженнойпрокаливаемости / Е.В. Овчинников [и др.] // ВеснікГрДУ, сер. 6. – 2012. – № 3 (137). – С. 49-58.

30 Кривонос, Е.А. Криогенная обработка твердосплавных режущих инструментов сплавных режущих инструментов / Е.А. Кривонос, В.Г. Солоненко // Вестник ДГТУ. – 2007. – Т.7. №2 (33). – С. 200-203.

31 Адамсон, А. Физическая химия поверхностей. / А. Адамсон. – М.: Мир, 1979. – 568 с.

32 Химическая энциклопедия: В 5 т.: т. 1: А-Дарзана / редкол.: И.Л. Кнунянц (гл. ред.) [и др.] – М.: Сов.энцикл., 1988. – 623 с.

33 Злоцкий, С.В. Структура и механические свойства титан-хром-нитридных градиентных покрытий, полученных вакуумно-дуговым осаждением: автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.07 / С.В. Злоцкий; БГУ. – Минск, 2016. – 23 с.

34 Анищик, В.М. Градиентные покрытия Ti-Cr-N: структура и механические свойства / В.М. Анищик, В.В. Углов, С.В. Злоцкий // Перспективные материалы. – 2004. – №2. – С. 60–64.

35 Мандельброт, Б. Фрактальная геометрия природы. / Б. Мандельброт. – Москва: Институт компьютерных исследований, 2002. – 656 с.

36 Veprek, S. Origin of the hardness enhancement in superhard *nc*-TiN/ α -Si₃N₄ and ultrahard *nc*-TiN/ α -Si₃N₄/TiSi₂nanocomposites / S. Veprek, A.S. Argon, R.F. Zhang // Philosophical Magazine Letters. – 2007. – Vol. 87, № 12. – P. 955-966.

37 Thermally activated relaxation processes in superhard *nc*-TiN/ α -Si3N4 and *nc*-(Ti1-*x* Al*x*) N/ α -Si₃N₄nanocomposites studied by means of internal friction measurements / S.Z. Li [et al.] // Composites Science and Technology. – 2005. – Vol. 65. – P. 735-740.

38 Чекан, Н. М. Структураизносостойкихпокрытийкарбонитридациркония / Н. М. Чекан, И. П. Акула // ВесцінацыянальнайакадэміінавукБеларусі, серыяфізікатэхнічныхнавук. – 2016. – №1. – С. 75-79.

39 Высокотемпературные многослойные покрытия на основе многокомпонентных соединений / Е. В. Овчинников [и др.]. //ВеснікГрДУімяЯнкі Купалы. Сер. Сер 6, Тэхніка. – 2017. – Т.7, Т. 2. – С. 6-17.

40 Gleiter, H. Nanocrystalline materials / H. Gleiter // Progress in Materials Sceince. – 1989. – Vol. 33. – P. 223-314.

41 Gleiter, H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure / H. Gleiter // Acta mater. – 2000. – Vol. 48. – P. 1-29.

42 Многослойные композиционные покрытия триботехнического назначения / E.B. Овчинников [и др.] // Технологии упрочнения, нанесения покрытия и ремонта : материалы международной научно-практической конференции, Санкт-Петербург, 14-15 апреля 2016 г. – Спб.: Изд-во Полититехнического университета, 2016. – С.315-323.

43 Плазмохимические тонкослойные покрытия для технологической оснастки / Е.В. Овчинников [и др.] // Материалы, оборудование и ресурсосберегающие технологии : материалы Междунар. науч.-техн. конф., Могилёв, 27-28 апреля 2017 г./ М-во образования РБ, М-во образования и науки РФ, Нац. акад..- Могилев: ГУ ВПО «Белорусско-российский ун-т», 2017. – С. 128–129

44 Donnet, C. Recent progress on the tribology of doped diamond-like and carbon alloy coatings: a review / C. Donnet // Surface and CoatingsTechnology. 1998. – Vol. 100-101. – pp. 180-186.

Глава 11. ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ КАК МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Бейгельзимер Я.Е.¹, Варюхин В.Н.², Прокофьева О.В.²

¹ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, г. Киев, Украина ² Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк, <u>prokofok@mail.ru</u>

Введение

Винтовая экструзия (ВЭ) – один из процессов интенсивной пластической деформации (ИПД), предназначенных для создания субмикрокристаллических (СМК) структур в объемных металлических образцах.

Бурное развитие ИПД в последние два десятилетия, и безусловные успехи этого направления [1-3], стимулировали появление более сорока различных процессов ИПД [3-5]. Анализ, выполненный в работе [3], позволил выделить "основные схемы" ИПД и "производные" от них. В первую группу авторы отнесли пять процессов: равноканальное угловое прессование (Equal-channel angular pressing) [6,7], кручение под высоким давлением (High-pressure torsion) [8,9], аккумулируемое соединение прокаткой (Accumulative roll bonding) [10], всестороннюю ковку (Multi-directional forging) [11] и винтовую экструзию (Twist Extrusion).

ВЭ была предложена в 1999 году [12]. Результаты по ВЭ были впервые представлены на Международной конференции в 2002 году [13, 14].

Вначале ВЭ развивалась лишь в одном академическом институте – ДонФТИ НАН Украины. Сейчас ВЭ, производные от ВЭ процессы, а также получаемые с их помощью СМК материалы изучают в материаловедческих лабораториях Украины, Ирана, Южной Кореи, Китая, России, Франции, Индии, Японии, Германии, США, Израиля и Чехии. Обзор исследований по ВЭ можно найти в статье [15] и монографии [16].

В последнее время наметилась тенденция использовать процессы ИПД не только для формирования СМК структур, но и для создания гибридных материалов со сложной внутренней архитектурой, обеспечивающей комплекс повышенных свойств [17]. В этом плане интерес представляют процессы с широким арсеналом потоков материала в очаге деформации, которые позволяют создавать в объеме образца различные макроскопические структуры и текстуры [18]. Такими возможностями обладают, например, вихревые течения, которые характеризуются вращением элементарных объемов материала. Они с успехом используются для перемешивания жидких и сыпучих сред, а также для создания разнообразных текстур в полимерах при их обработке в вязком состоянии [19, 20].

Потенциал вихревых потоков при формировании структур и текстур в твердых телах пока не раскрыт. Исследования в этом направлении представляют безусловный интерес. Среди указанных выше пяти "основных схем", ВЭ является единственным методом ИПД, реализующим экструзию с вихревым потоком. В этом процессе элементарные объемы материала совершают поступательное движение и одновременно с этим поворачиваются вокруг оси, параллельной оси экструзии.

В настоящей работе представлены основные сведения о ВЭ, основные эффекты процесса и их применение для получения перспективных материалов, а также показано, что вихревой поток в приповерхностном слое образца при определенных условиях ВЭ позволяет получать СМК градиентные материалы.

Основные сведения о ВЭ

ВЭ состоит в продавливании образца через матрицу с каналом постоянного поперечного сечения, содержащим два прямых призматичсеких участка, разделенных винтовым участком (рис.1).



Рисунок 1 - Схема, поясняющая идею винтовой экструзии

Контур поперечного сечения канала при этом может быть достаточно произвольным (см., напр., рис.2).



Рисунок 2 - Примеры сечения каналов матриц для ВЭ: а – прямоугольный; б – овальный; в – круглый, крестиком показано положение оси экструзии; г – шестиугольный с отверстием.

ВЭ происходит путём приложения давления на образец со стороны входного прямого призматического участка и противодавления со стороны выходного прямого призматического участка. Приложение противодавления повышает пластичность деформируемого материала и способствует заполнению им канала матрицы.

Отметим возможность обработки заготовок круглого сечения, при смещении центра круга относительно оси поверхности винтового участка матрицы (рис. 2в), а также заготовок с внутренним каналом, для чего необходима оправка (рис. 2г).

В ходе обработки материал испытывает интенсивный сдвиг при сохранении идентичности начального и конечного сечений образца. Последнее обстоятельство позволяет осуществлять его многократную экструзию с целью накопления большой деформации, приводящей к изменению структуры и свойств материала.

Как показали экспериментальные и теоретические исследования, некоторые характерные черты деформации материалов при ВЭ выявляются уже с помощью простого поля скоростей, предложенного в одной из первых работ по этому процессу [21]: на прямых призматических участках $V_x = 0$, $V_y = 0$, $V_z = V_0$, а на винтовом участке (для правого винта):

$$V_x = -\frac{yV_0 \tan \beta}{R}, \quad V_y = \frac{xV_0 \tan \beta}{R}, \quad V_z = V_0 .$$
 (1)

В соотношениях (1) приняты следующие обозначения: x, y, z – декартовы координаты, ориентация системы координат показана на рис. 1, ось z совпадает с осью поверхности винтового участка матрицы; V_0 – скорость движения заготовки вдоль оси z; R – расстояние от оси z до наиболее удаленной от нее точки поперечного сечения заготовки, β - угол между траекторией движения этой точки и осью z.

На прямых призматических участках $\beta = 0$, на винтовом участке этот угол может произвольным образом зависеть от координаты z. В первых работах по ВЭ, из

соображений простоты изготовления матриц, было принято, что на винтовом участке матрицы угол β постоянен. Последующие исследования показали, что матрицы с постоянным значением β на винтовом участке наиболее эффективны в плане измельчения зерен. По этой причине, практически все работы по ВЭ выполнены на таких матрицах. Ниже мы также полагаем, что на винтовом участке $\beta = const > 0$. Реально угол β не может измениться скачком от 0 до некоторого положительного значения. При изготовлении матриц, на границах винтового участка всегда возникают узкие переходные зоны, где β быстро возрастает на входе в этот участок, а затем быстро убывает на выходе из него.

Согласно (1), все плоские сечения заготовки, ортогональные ее оси, движутся поступательно, как целое, в направлении экструзии, одновременно поворачиваясь так, чтобы согласовывать свое движение со стенками матрицы.

Этому полю скоростей соответствует следующее поле тензора скоростей деформаций простого сдвига, перпендикулярного оси z:

$$\dot{e}_{xx} = \dot{e}_{yy} = \dot{e}_{zz} = \dot{e}_{xy} = 0$$

$$\dot{e}_{xz} = -\frac{yV_0}{2R\cos^2\beta} \frac{d\beta}{dz}$$

$$\dot{e}_{yz} = \frac{xV_0}{2R\cos^2\beta} \frac{d\beta}{dz}$$
(2)

Подставляя (2) в выражение для интенсивности скорости деформации получаем соотношение для вычисления этой характеристики в произвольной точке очага деформации:

$$\dot{e}_{i} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{rV_{0}}{R\cos^{2}\beta} \left| \frac{d\beta}{dz} \right|, \tag{3}$$

где *г* – расстояние точки до оси поверхности винтового участка матрицы.

Величина деформации Мизеса e_i определяется путем интегрирования e_i по времени от момента вхождения элементарной частички материала в матрицу, до момента ее выхода из матрицы. Учитывая соотношение (3), а также то, что $dt = \frac{dz}{V_0}$,

получаем в результате интегрирования

$$e_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{r}{R} \tan \beta \,. \tag{4}$$

Из (3) следует, что деформация осуществляется в основном в тонких зонах простого сдвига на входе и выходе из винтовой части канала матрицы, где величина $|d\beta|$

 $\left| \frac{d \beta}{d z} \right|$ принимает наибольшие значения. Из-за того, что производные β на этих

участках матрицы отличаются знаком, деформация носит характер знакопеременной.

Согласно (4), деформация линейно убывает от периферии к оси заготовки, где она равна нулю. Экспериментальные и теоретические исследования [22] подтверждают неоднородный характер распределения деформации, с минимумом на оси винтового участка матрицы. При этом в отличие от прогноза по формуле (4), исследования показывают, что на указанной оси величина деформации достаточно велика.

Сопоставим ВЭ с равноканальным угловым прессованием (РКУП) и кручением под высоким давлением (КВД) в наковальнях Бриджмена. Общей чертой всех трех процессов является то, что основная деформация материалов осуществляется

простым сдвигом. В отличие от РКУП, в процессе ВЭ имеются две зоны сдвига, ориентированные перпендикулярно, а не под наклоном к оси экструзии. В пределах каждой зоны деформация неоднородна. Сопоставляя соотношение (4) с известной формулой для расчета деформации Мизеса в процессе КВД: $e_{KBQ} = \frac{r\varphi}{\sqrt{3}h}$ (здесь φ - угол поворота наковальни, h - толщина образца), видим, что каждая из упомянутых

выше зон интенсивного простого сдвига действует аналогично паре наковален

Бриджмена, с удельным углом поворота: $\frac{\varphi}{h} = \frac{\tan \beta}{R}$. Таким образом, ВЭ, в

определенном смысле, можно рассматривать как экструзию через две «прозрачные» наковальни Бриджмена (см. рис.3).

Рисунок 3 - Аналогия ВЭ с процессом КВД.

Винтовые матрицы могут быть двух типов: с закруткой винтовой линии по часовой стрелке (правая - ПМ) и против часовой стрелки (левая -ЛМ). При переходе от ПМ к ЛМ сдвиги в каждой из указанных двух зон деформации изменяют свой знак на противоположный. Это обуславливает два основных маршрута при ВЭ [23]:

ПМ+ПМ (или ЛМ+ЛМ) – маршрут I;

ПМ + ЛМ (или ЛМ + ПМ) – маршрут II.

Легко понять, что в поперечной плоскости маршрут I обеспечивает циклическую

деформацию с некоторой амплитудой $e_i = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{r}{R} \tan \beta$. При этом маршрут II в этой

плоскости даёт циклическую деформацию с амплитудой $e_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{r}{R} \tan \beta$.

Описанная выше простая модель отражает лишь некоторые характерные черты течения материалов и их деформированное состояние при ВЭ [24]. Главной отличительной чертой ВЭ, которая не описывается приведенной моделью, является специфический вихревой поток.

Локальной количественной характеристикой вихревого потока является псевдовектор вихря ω , который определяется как ротор вектора скорости V:

$$\boldsymbol{\omega} = \nabla \times \mathbf{V} \quad , \tag{5}$$

где ∇ - оператор набла [25].

Непосредственной подстановкой поля скоростей (1) в соотношение (5) можно показать, что согласно простой теоретической схеме ВЭ, псевдовектор вихря тождественно равен нулю на прямых призматических участках, а на винтовом участке

$$\omega_x = 0, \, \omega_y = 0, \, \omega_z = \frac{2V_0 \tan \beta}{R} \tag{6}$$



Согласно (6), на винтовом участке матрицы при ВЭ происходит жесткое вращение образца с угловой скоростью $\Omega = \frac{V_0 \tan \beta}{R}$, направленной вдоль оси экструзии. При этом жесткое вращение не может вызвать какие-либо изменения во внутренней структуре образца. В частности, оно не может привести к макроскопической вихреобразной текстуре, выявленной в работе [26] (см. рис.4).



Рисунок 4 - Оптическая микрофотография поперечного сечения AI образца после 4-х проходов ВЭ [26]

Для описания эффектов вихревого потока в рамках механики необходимы более совершенные, нежели (1), кинематически-возможные поля скорости. Согласно общему подходу теории пластичности, такие поля должны удовлетворять условию несжимаемости, граничным условиям в скоростях и содержать свободные параметры, величина которых определяется путем минимизации функционала полной мощности [27]. Достаточно общие кинематически-возможные поля скоростей для винтовых течений построены в работах [13, 28, 29].

В работе [13] кинематически-возможное поле скоростей V при ВЭ представлено в виде:

$$\vec{V} = \vec{V}_1 + \vec{V}_2$$
, (7)

где $\vec{V_1}$ - поле скоростей винтового течения (1), а $\vec{V_2}$ учитывает возможность перетекания в пределах поперечного сечения образца.

Моделирование ВЭ с помощью поля скоростей (7) позволило авторам работы [30] исследовать деформацию Мизеса в приосевой зоне образца и показать, что она значительно больше нуля (составляет 0.3-0.5, в отличие от нуля, что дает соотношение (4)). В работе [31] поле скоростей (7) получило дальнейшее развитие и было применено при обработке результатов эксперимента по определению кинематики течения материалов при ВЭ.

На рис.5 показаны положения некоторого набора маркеров в поперечном сечении образца до ВЭ, а также после одного и семи проходов ВЭ, рассчитанные с помощью поля скоростей из работы [31].



Рисунок 5 - Положения реперных маркеров в поперечном сечении образца до ВЭ (а), после одного (б) и семи (в) проходов ВЭ (расчет выполнен с помощью поля скоростей \vec{V}_2 из работы [31]).

Рис. 5 показывает, что построенное в [31] поле скоростей достаточно адекватно описывает возникновение вихреобразной текстуры при ВЭ (Рис. 4). Подробное исследование этого эффекта представлено в статье [32]. Ниже будет показано, что при малых углах наклона винтовой линии матриц, вихревое течение при ВЭ позволяет сформировать градиентную структуру в заготовке.

Основные эффекты ВЭ

Прежде всего, следует отметить интенсивный процесс фрагментации на первых циклах обработки металлических материалов. Его закономерности хорошо известны и описаны в работах [33-35]. В ходе этого процесса, с ростом деформации происходит уменьшение среднего размера зерен и возрастание доли высокоугловых границ. Начиная с 3 – 4 проходов (их число зависит от материала, геометрии матрицы и условий обработки), интенсивность фрагментации быстро убывает, причем средний размер зерен асимптотически стремится к некоторому предельному значению, которое, для низких гомологических температур, имеет порядок ста нанометров.

Описанные черты эволюции структуры отражаются на механических характеристиках обработанных металлов. Быстрое деформационное упрочнение на первых нескольких проходах ВЭ в последующем замедляется, и напряжение течение материалов выходит на насыщение (см. напр. [26, 30, 36-39]). Это приводит к выравниванию свойств по объему заготовки при многопроходной ВЭ (см., напр., [40, 41]). В результате, несмотря на неоднородность деформации, полученные методом ВЭ заготовки с СМК структурой, имеют практически однородные свойства по всему объему.

В работах [37, 42] экспериментально исследуется влияние цикличности деформации при ВЭ на структуру деформируемых материалов. Показано, что меньший размер зерен достигается в маршруте II. Этот результат соответствует теоретическим представлениям работы [43], согласно которым увеличение амплитуды цикла деформации должно приводить к более интенсивному измельчению зерен.

Интересно поведение пластичности материалов при ВЭ. В работе [44] мы показали, что корректной мерой этой характеристики для СМК металлов является относительное сужение при разрыве ψ . Указанный показатель изменяется немонотонно в зависимости от деформации при ВЭ: падение при первых проходах сменяется возрастанием пластичности на последующих. В работе [44] этот эффект проиллюстрирован на примере ВЭ технически чистого титана. Там же представлена модель процесса деформации, проясняющая физический механизм указанного эффекта.

Деформация при ВЭ сопровождается интенсивным массопереносом, происходящим на разных масштабных уровнях деформируемого материала. На макроскопическом уровне он выражается в отмеченном выше вихревом движении материала, происходящем в пределах поперечного сечения заготовки. На микроскопическом уровне интенсивный массоперенос проявляется посредством распыления различных хрупких фаз и аномально быстрой диффузии в деформируемом материале (см., напр., [23, 45, 46]).

Интенсивный массоперенос при ВЭ мы объясняем на основе гипотезы о двухстадийности простого сдвига [46-49]. На первой стадии, в диапазоне деформации сдвига $0 < \gamma < \gamma_c$, где γ_c - параметр процесса деформации, микроструктура металла изменяется подобно тому, как в процессе удлинения. На второй стадии, при $\gamma > \gamma_c$, в мультимасштабные металле происходят случайные ротационные движения, подобные турбулентным движениям в жидкости. Физической причиной таких движений является асимметрия тензора напряжений, обусловленная связной сетью высокоугловых границ, допускающих проскальзывание, и высоким давлением на плоскость сдвига.

На второй стадии, большая пластическая деформация на макроуровне осуществляется благодаря малой циклической упруго-пластической деформации

блоков материала внутри его представительного объема. На этой стадии, в ходе ротаций, происходит интенсивный массоперенос, фрагменты очищаются от дислокаций (они выходят на границы), происходит залечивание микропор, образовавшихся на ранних стадиях деформации. В результате этого пластичность металлов растет.

ВЭ порошковых материалов приводит к их интенсивной консолидации, т.е. к уплотнению с образованием достаточно прочных связей между частицами. Этот эффект изучен экспериментально в работах [45, 50], теоретическое объяснение дано в рамках модели [51].

Применение ВЭ

Описанные в предыдущем параграфе эффекты имеют разные пути практического применения. Так, интенсивная фрагментация была использована для получения нанои СМК-материалов с высокими прочностными свойствами; эффект гомогенизации - для проработки литой структуры и повышения технологической пластичности вторичных цветных сплавов; эффект консолидации - для компактирования порошковых и стружечных материалов. Остановимся на каждом из этих направлений подробнее.

Используя эффект фрагментации мы получили СМК заготовки из сплава системы AI-Mg. Размер зерна составил 300-500 нм (рис. 6).



Рисунок 6 - Структура сформированная в Al-Mg-Sc-Zr сплаве в результате обработки ВЭ. ПЭМ – изображение в тёмном поле и электронная дифракция выбранного участка.

Механические свойства сплава приведены в табл. 1. Полученный материал обладает более высокой удельной и усталостной прочностью и имеет хорошие перспективы применения в авиастроении и автомобилестроении, в качестве несущих элементов конструкции и обшивки. Применение такого сплава позволяет снизить металлоемкость конструкций и удельный расход топлива, а также увеличить срок службы отдельных узлов машины.

Таблица 1 - Механические свойства AI-Mg-Sc-Zr сплава

AI-4.45Mg-0.4Mn-0.3Sc-0.1Zr	YS, M⊓a	UTS, МПа	EI, %	σ₋₁, МПа
Исходный	290	400	15	180
4 прохода ВЭ	350	420	10	330

Вторым перспективным материалом, в основе получения которого лежит эффект фрагментации, является технически чистый титан медицинского применения. Мы обработали заготовки из титана ВТ1-0 четырьмя проходами ВЭ с последующей прокаткой. В результате ВЭ, произошло измельчение зерен до СМК-уровня (рис.7). Прочностные свойства заготовок увеличились примерно в 2 раза, при этом пластичность материала сохранилась на приемлемом уровне (табл. 2).



Рисунок 7 - Структура титана ВТ1-0 после ВЭ

Таблица 2 - Механические свойства титана ВТ1-0 после ВЭ

Ti	YS, M⊓a	UTS, M⊓a	EI, %
Исходный	350	430	20
4 прохода ВЭ + прокатка 70%	800	840	15

Из полученного СМК-титана были изготовлены импланты для применения в травматологии и ортопедии (рис.8). Благодаря повышенным механическим свойствам, такие импланты можно использовать вместо аналогичных изделий из легированного титана, например, Ti-6AI-4V. Преимуществом наших пластин является то, что благодаря отсутствию примесей они обладают намного лучшей биологической совместимостью с тканями человека и не отторгаются организмом. Кроме того, в связи с высокой прочностью нанокристаллического титана, может быть существенно расширен сортамент имплантов. В частности, можно уменьшить их поперечное сечение в 1,5 - 2 раза. Это позволяет резко увеличить количество пациентов, которым могут быть установлены такие импланты.



Рисунок 8 - Изделия из СМК-титана, полученного ВЭ для медицинского применения

Благодаря вихревым движениям и перемешиванию, происходящим в материале при ВЭ, она обеспечивает интенсивную гомогенизацию обрабатываемых сплавов. Мы применили этот эффект для переработки вторичных цветных металлов, а также для производства прецизионной сварочной проволоки. Как видно из таблицы 3, после гомогенизирующей обработки ВЭ улучшены как прочность, так и пластичность вторичных цветных металлов, что объясняется дроблением каркаса хрупких межзёренных включений, характерных для этих сплавов в литом состоянии (рис. 9).

Таблица 3 - Механические свойства вторичных цветных металлов до и после гомогенизации ВЭ

	Исходное состояние				После ВЭ			
Химический состав	UTS,	YS,	EI,	RA,	UTS,	YS,	EI,	RA,
	MPa	MPa	%	%	MPa	MPa	%	%
AI 99,3%	96,5	84	11	17	159	137	21	70
AI 98,0%	99	81	10	15	299	263	14	30
Al 88% Si 9,5%	75,2	60	1,5	0	203	180	12	13
AI 93% Mg 2,28%	62	60	1,5	1	324	269	3,8	11
Cu 81% P 9%	-	300	1	-	-	420	11	-



Рисунок 9 - Гомогенизация вторичных сплавов: а, в – исходная литая структура, б, г – структура после обработки ВЭ для сплавов на основе AI и Cu, соответственно

Многократное повышение пластичности вторичного алюминия и бронзы после ВЭ, позволило провести их дальнейшую формообразующую обработку обычными методами обработки давлением и получить конечные изделия (рис.10). Таким образом, проработка грубокристаллической литой структуры заготовок из вторичных цветных металлов позволяет получать более широкий ассортимент продукции.





Рисунок 10 - Изделия из вторичных цветных металлов, изготовление которых стало возможным после обработки вторичного сырья ВЭ.

Эффект консолидации порошков был использован для получения длинномерных прутков из магниевой, медной и алюминиевой стружки. Для этого процесса была использована установка, в которой за винтовой матрицей располагалась коническая формообразующая матрица. На этой установке из стружечного сырья получены прутки диаметром 10-15 мм и длиной до 1000 мм со свойствами, близкими к свойствам монолитного материала. Эта же установка была успешно использована для компактирования титановой губки с целью получения расходуемых электродов для последующей переплавки.

Формирование градиентной структуры с помощью ВЭ

Кроме указанных выше, интерес представляет сравнительно новое направление применения ВЭ, как процесса для создания в металлических материалах градиентных структур. К градиентным можно отнести материалы, для которых характерно постепенное увеличение размеров структурного элемента от СМК уровня вблизи поверхности до крупнокристаллического во внутренних слоях [52, 53]. Привлекательность таких материалов обусловлена их повышенными механическими свойствами [54-57].

Градиентные структуры можно получать, в частности, с применением процессов ИПД, которые обеспечивают градиент в распределении деформации. Например, пластины и стержни с СМК слоем были получены процессом поверхностного механического истирания [58, 59], процессом обработки пластического потока [60], трехвалковой прокаткой с большими степенями деформации (радиально-сдвиговой прокаткой) [61].

ВЭ также представляет собой эффективный метод создания градиентных структур. В работе [62] путём математического моделирования показана возможность получения металлических прутков с СМК оболочкой и крупнокристаллической сердцевиной методом ВЭ с малым углом ската винтовой линии. В [63] представлены первые экспериментальные данные по получению такого градиентного материала на технически чистой меди. Привлекательность именно процесса ВЭ состоит в возможности регулировать толщину наружного слоя с СМК структурой, вплоть до перехода всего сечения образца в СМК состояние. Это позволяет оптимизировать механические свойства заготовки, в частности, найти баланс между прочностью и пластичностью материала. Кроме того, данная особенность заготовок важна, если после деформации прутки подвергают механической обработке, в результате которой удаляют часть поверхностного слоя, например, нарезают резьбу.

Ниже, более подробно продемонстрирована возможность получения ВЭ выраженной градиентной структуры на примере заготовок шестигранного профиля сечения.

Эксперимент

Для обработки ВЭ были использованы призматические заготовки из медного сплава марки М1 шестигранного сечения с диаметром описанной окружности 40мм и длиной 80мм. С целью гомогенизации исходной структуры материал был предварительно отожжен по режиму 1 час при температуре 550°С. ВЭ в 4 прохода осуществляли при комнатной температуре с противодавлением ~ 100МПа через винтовую матрицу шестигранного сечения с углом ската винтовой линии 40° (см. рис.11).

Микроструктура заготовок, обработанных ВЭ, изучали в плоскости, перпендикулярной оси экструзии, методами оптической и электронной микроскопии. Последняя состояла в применении метода обратных рассеянных электронов (EBSDанализа) и была реализована в Laboratory of Excellence on Design of Alloy Metals for lowmAss Structures (DAMAS) Université de Lorraine, France коллегами Viet. Q. Vu и L. S. Toth. Механические свойства полученного материала оценивали путём измерения твёрдости по Виккерсу вдоль диаметра поперечного сечения заготовки.



Рисунок 11 - Схема канала винтовой матрицы для получения градиентного материала.

Градиент микроструктуры и механических свойств

На рис. 12 представлена панорамная оптическая фотография микроструктуры поперечного сечения образца. Направление съёмки – вдоль радиуса заготовки от края сечения (слева) к центру (справа). В приведенном масштабе хорошо заметен плавный градиентный переход от мелкозернистой структуры в приповерхностной области к более крупному зерну.



Рисунок 12 - Микроструктура поперечного сечения медной градиентной заготовки, полученной ВЭ, по направлению вдоль радиуса шестигранника [63].

Рис. 13,14 иллюстрируют результаты EBSD-анализа микроструктуры в поперечном сечении заготовки. Полученные карты демонстрируют практически полное отсутствие деформации в приосевой зоне заготовки вплоть до 10мм от центра сечения. При этом за пределами обозначенной зоны, свободной от деформации, микроструктура градиентно деформирована в направлении от центра к краю.

В частности, микроструктура исходного образца (рис. 14 а) и областей, находящихся на расстоянии 5 и 10 мм от центра сечения деформированного образца, практически совпадают (карты 1-2, рис. 14). Все они характеризуются крупными и равноосными зёрнами с одинаковым средним размером около 50 мкм (рис. 13), а также содержат много двойников отжига, что является следствием предварительной гомогенизирующей термообработки заготовок.



Область	Х,	Средний размер
сканирования	MM	зерна, мкм
Исходный	-	51
Карта 1	5	50
Карта 2	10	50
Карта 3	15	14
Карта 4	17	2,8
Карта 5	18	1,1
Карта 6	19	0,7
Карта 7	19,8	0,5

Рисунок 13 - Схема расположения областей EBSD-сканирования в поперечном сечении заготовки с указанием в таблице координаты X и соответствующих значений среднего размера зерна. Измерения выполнены в Laboratory of Excellence on Design of Alloy Metals for low-mAss Structures (DAMAS) Université de Lorraine, France



Рисунок 14 - EBSD карты, полученные для исходного образца (а) и деформированного ВЭ образца (б-з), области сканирования для которого обозначены на рис. 13. Все карты являются фрагментами полных EBSD карт, по которым определяли средний размер зерна (приведенный на рис.13). Измерения выполнены в Laboratory of Excellence on Design of Alloy Metals for lowmAss Structures (DAMAS) Université de Lorraine, France

Отличие от исходной микроструктуры проявляется в области ~15 мм от центра (карта 3, рис. 14) и характеризуется многочисленными субструктурами с малоугловыми разориентировками (МУР), а также снижением среднего размера зерна до 14 мкм. Далее в направлении к краю образца трансформация микроструктуры становится более существенной, и размер зерна постепенно уменьшается до 0,5 мкм на краю сечения. Морфология зёрен изменяется с вытянутой формы (карты 4-5, рис. 14) на более равноосную (карты 6-7, рис. 14).

Рис.15 показывает, что наибольшая доля границ с высокоугловыми разориентировками (более 15°) отвечает микроструктуре исходного образца и недеформированной зоне обработанной ВЭ заготовки (рис. 15 а, б), для которых. Для них характерны крупные фракции двойников отжига с разориентировками ~60°. При этом в области 17 мм от центра доля высокоугловых разориентировок (ВУР) достигает минимального значения (рис. 15 г), постепенно увеличиваясь до 90% в направлении к краю сечения.

Полученная градиентная микроструктура позволяет рассматривать различные стадии процесса измельчения зерна при ВЭ. Области, отстоящие от центра на 15-17 мм, представляют начальную стадию процесса измельчения. На этом этапе уменьшение доли ВУР явилось следствием увеличения в этой области доли МУР из-за образования геометрически необходимых дислокаций. Области, начиная с 18 мм и до края сечения, отвечают следующей стадии процесса фрагментации, на которой с увеличением деформации возрастает разориентация между субзернами, что приводит к образованию новых зерен, ограниченных ВУР. Этот процесс известен как непрерывная динамическая рекристаллизация, при которой новые зерна образуются в результате непрерывного преобразования МУР в ВУР благодаря воздействию на материал больших пластических деформаций при комнатной температуре.

Действительно, в этой области наряду со снижением среднего размера зерна увеличилась доля ВУР с 75% до 90% и форма зерна в направлении к краю сечения стала более равномерной. Кроме того, за пределами недеформированной зоны в микроструктуре материала отсутствуют двойники, что обусловлено разницей в поворотах решетки внутри зёрен при их аккомодации к неоднородной деформации.



Как видно из рис. 16, твердость по Виккерсу, измеренная в недеформированной зоне (до 10 мм с обеих сторон от центра), в постоянна в пределах погрешности и составляет ~82 HV. За пределами этой зоны твердость постепенно увеличивается в направлении от центра и достигает 117 HV на краю сечения.



Рисунок 16 - Твёрдость по Виккерсу, измеренная в поперечном сечении деформированной ВЭ заготовки

Заключение

Обзор, представленный в этой статье, показывает, что ВЭ является эффективным инструментом для создания благоприятной микро- и макроструктуры в различных материалах. Она может быть использована для получения как однородных СМК материалов, так и материалов с градиентной структурой. В связи с этим представляет интерес возможность изготовления деталей с крупнозернистой сердцевиной и СМК приповерхностным слоем. ВЭ позволяет изготавливать материалы с разнообразной внутренней архитектурой, в том числе вихревой, что открывает возможности для создания новых гибридных материалов с превосходными свойствами.

Путем целенаправленного формирования структур на макро-, микро- и субмикроуровнях методом ВЭ можно реализовать следующие эффекты: повысить показатели прочности и пластичности, гомогенизировать состав сплавов, снизить дисперсию механических свойств, управлять текстурой и анизотропией.

Основные параметры управления ВЭ включают в себя шаг и длину винтового участка матрицы, а также геометрию поперечного сечения канала матрицы. Роль последнего в характере процесса практически не изучена, однако исследования этого аспекта ВЭ многообещающие, поскольку они дают возможность производить конечные продукты, а не полуфабрикаты. Кроме того, форма поперечного сечения канала матрицы значительно влияет на характеристики пластического течения, в частности на поле деформации и завихренность деформируемого материала. Таким образом, с помощью подходящего выбора геометрии поперечного сечения можно управлять многомасштабной структурой материалов, производимых ВЭ.

ЛИТЕРАТУРА

1. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z., Langdon T.G., Zehetbauer M.J., Zhu Y.T. // JOM. 2006. V.58, No 4. P. 33-39.

2. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z., Langdon T.G., Zehetbauer M.J., Zhu Y.T // JOM. 2016. V.68, No 4. P. 1216-1226.

3. Estrin Y., Vinogradov A. // Acta Materialia. 2013. V.61 P. 782–817.

4. Wang ChengPeng, Li FuGuo, Wang Lei & Qiao HuiJuan // Science China Technological Sciences. 2012. V.55. Iss. 9. P. 2377-2390.

5. Azushima A., Kopp R., Korhonen A., Yang D.Y., Micari F., Lahoti G.D., Groche P., Yanagimoto J., Tsuji N., Rosochowski A., Yanagida A. // CIRP Annals - Manufacturing Technology. 2008. V. 57. P. 716–735.

6. Segal V.M. // Mater. Sci. & Eng. A. 1995. V. 170, Iss. 2. P. 157–164.

7. Валиев, Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.

8. Bridgman P.W. // J. Appl. Phys. 1937. V.8. P. 328-336.

9. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. // Prog. Mater. Sci. 2008. V. 53. P. 893.

10. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. // Acta Mater. 1999. V.47. P. 579.

11. Галеев Р.М., Валиахметов О.Р., Салищев Г.А. // Металлы. 1990. №4. С. 97.

12. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Сынков С.Г., Сапронов А.Н. Сынков В.Г. // ФТВД. 1999. Т.9, № 3. С. 109-110.

13. Beygelzimer Y., Orlov D., Varyukhin V. in: Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, et al. (Eds.). TMS Annual Meeting and Exhibition. Seattle, Washington. USA. 2002. P. 297-304.

14. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Orlov D., Efros B., Stolyarov V., Salimgareyev H. in: Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra et al. (Eds.). TMS Annual Meeting and Exhibition, Seattle, Washington. USA. 2002. P. 43-46.

15. Beygelzimer Y., Kulagin R., Estrin Y., Toth L.S., Kim H.S., Latypov M.I. // Adv. Eng. Mat. 2017. V.19, Iss. 8 (DOI: 10.1002/adem.201600873).

16. Beygelzimer, Y. 'Twist Extrusion' in: Severe Plastic Deformation Technology. Rosochowski, A. (ed.) / Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, R. Kulagin, D. Orlov. – Dunbeath, Scotland: Whittles Publishing, 2017. – P. 202–234.

17. Beygelzimer Y., Estrin Y., Kulagin R. // Adv. Eng. Mater. 2015. V.17. P. 1853–1861.

18. Ashby M.F., Bréchet Y. // Acta Mater. 2003. V.51, 5801-5821.

19. Ottino Julio M. // Phys. of fluids. 2010. V. 22, Iss. 2. 021301.

20. Poston, T. Catastrophe Theory and Its Applications / T. Poston, I. Stewart – New York: Dover Books on Mathematics, 2012. – 491p.

21. Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, В.Г. Сынков, С.Г. Сынков // ФТВД. 2000. Т.10, № 1, С. 24-27.

22. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Kulagin R., Prokof'eva O., Reshetov A. // Steel Research Intern. (Spec.Iss.: Proceed. ICTP2011), 2011. P. 244-248.

23. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Synkov S., Orlov D. Useful properties of twist extrusion // Mat. Sci. & Eng. A. 2009. V.503. P. 14–17.

24. Latypov M.I., Lee M.-G., Beygelzimer Y., Kulagin R., Kim H.S. // Met. Mater. Int. 2015. V. 21, No 3. P. 569-579.

25. Batchelor, G.K. An Introduction to Fluid Dynamics / G.K. Batchelor. – Cambridge University Press, 2000. 631p.

26. Orlov D., Beygelzimer Y., Synkov S., Varyukhin V., Tsuji N., Horita Z. // Mater. Trans. 2009. V. 50, No. 1. P. 96-100.

27. Hill, R. The mathematical theory of plasticity / R. Hill. – Oxford University Press, 1998. 355p.

28. Salehi M. Seyed, Serajzadeh S. // Proceedings of the institution of mechanical engineers, Part C - Journal of mechanical engineering science. 2009. V. 223. Iss. 9. P. 1975-1981.

29. Khoddam S., Farhoumand A., Hodgson P.D. // Mater. Sci. & Eng. A. 2012. V. 550. P. 167-175.

30. Бейгельзимер, Я.Е. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, Д.В. Орлов, С.Г. Сынков.– Донецк: ТЕАН, 2003.– 87 с.

31. Beygelzimer Y., Reshetov A., Synkov S., Prokof'eva O., Kulagin R. // Journal of Mater. Proc. Techn. 2009. V. 209. P. 3650-3656.

32. Kulagin R., Latypov M., Kim H.S., Varyukhin V., Beygelzimer Y. // Metall. & Mater. Trans. A. 2013. V. 44a. P. 3211-3220.

33. Рыбин, В.В. Большие пластически деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин. – М: Металлургия, 1986. - 279с.

34. Kulhmann-Wilsdorf D., Hansen N. // Scripta Metall. Mater. 1991. V. 25. P. 1557-1562.

35. Hughes D.A., Hansen N.// Acta Mater. 1997. V. 45, Iss. 9. P. 3871-3886.

36. Столяров В.В., Бейгельзимер Я.Е., Орлов Д.В., Валиев Р.З. // ФММ. 2005. Т.
 99, №2. С. 92-99.

37. Gubicza J., Dobatkin S.V., Khosravi E., Kuznetsov A.A., Labar J.L. // Mater. Sci. & Eng. A. 2011. V. 528, Iss. 3. P. 1828-1832.

38. Orlov D., Todaka Y., Umemoto M., Beygelzimer Y., Tsuji N. // Mater. Trans. 2012. V. 53, No. 1. P. 17-25.

39. Ranjbar Bahadori Sh., Akbari Mousavi S.A.A. // Mater. Sci. & Eng. A. 2011, V. 528, Iss. 21. P. 6527-6534.

40. Reshetov A., Korshunov A., Smolyakov A., Beygelzimer Y., Varyukhin V., Kaganova I., Morozov A.// Mater. Sci. Forum. 2011. V.667-669. P.851-856.

41. Beygelzimer Y., Orlov D., Korshunov A., Synkov S., Varyukhin V., Vedernikova I., Reshetov A., Synkov A., Polyakov L., Korotchenkova I. // Solid State Phenom. 2006. V. 114. P. 69-78.

42. Orlov D., Todaka Y., Umemoto M., Beygelzimer Y., Horita Z., Tsuji N. // Mater. Sci. Forum. 2009. V. 604-605. P. 171-178.

43. Beygelzimer Y. // Mechanics of Materials. 2005. V. 37, No. 7. P. 753-767.

44. Beygelzimer Y., Prokof'eva O., Kulagin R., Varyukhin V., Synkov S. // Mater. Sci. Forum. 2010. V. 633-634. P. 223-230.

45. Шевелев, А.И. Деформационная обработка вторичного алюминия и алюминий содержащих отходов / А.И. Шевелев, Я.Е. Бейгельзимер, В.Н. Варюхин, С.Г. Сынков, Л.А. Рябичева, А.В. Решетов. – Донецк: Ноулидж, 2010. – 360 с.

46. Beygelzimer Y. // Mater. Sci. Forum. 2011. V. 683. P. 213-224.

47. Beygelzimer Y., Valiev R., Varyukhin V. // Mater. Sci. Forum. 2011. V. 667-669. P. 97-102.

48. Бейгельзимер Я.Е. // ФТВД. 2010. Т. 20, №4. С. 40-52.

49. Бейгельзимер Я.Е. // ФТВД. 2010. Т. 20, №1, С. 26–32.

50. Бейгельзимер Я.Е., Михайлов О.В., Сынков А.С., Штерн М.Б. // ФТВД. 2008. Т. 18, №3, С. 92–97.

51. Beygelzimer Y., Efros B., Varyukhin V., Khokhlov A. // Eng. Fract. Mech. 1994. V. 48, No. 5. P. 629-640.

52. Hughes D.A., Hansen N.// Phys. Rev. Lett. 2001. V.87, Iss. 13. P. 135503.

53. Suresh S. // Science. 2001. V. 292, Iss. 5526. P. 2447-2451.

54. Bian X., Yuan F., Zhu Y., Wu X.// Mater. Res. Lett. 2017. V. 5. P. 501-507.

55. Fang T.H., Li W.L., Tao N.R., Lu K. // Science. 2011. V. 331, Iss. 6024. P. 1587-1590.

56. Li J., Weng G.J., Chen S., Wu X.// Int. J. of Plast. 2017. V.88. P.89-107.

57. Lu K. // Science. 2014. V. 345, Iss. 6203. P. 1455-1456.

58. Lu K., Lu J. // Mater. Sci. & Eng. A. 2004. V. 375-377. P. 38-45.

59. Yin Z., Yang X., Ma X., Moering J., Yang J., Gong Y., Zhu Y., Zhu X. // Mater. & Design. 2016. V. 105. P. 89-95.

60. Wang Y.L, Molotnikov A., Diez M., Lapovok R., Kim H.E., Wang J.T, Estrin Y. // Mater. Sci. & Eng. A. 2015. V. 639. P. 165-172.

61. Diez M., Kim H.E., Serebryany V., Dobatkin S., Estrin Y. // Mater. Sci.& Eng. A. 2014. V. 612. P. 287-292.

62. Прокофьева О.В., Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю., Эстрин Ю.З., Варюхин В.Н. // Металлы. 2017. №2. С.76-81.

63. Прокофьева О.В., Прилепо Д.В., Бокучава Г.Д., Исламов А.Х., Сапронов А.Н., Дорошкевич А.С. // ФТВД. 2018. Т.28, №1. С. 13-22.

Глава 12. ПРИМЕНЕНИЕ БЕЗАБРАЗИВНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКИ (БУФО) ДЛЯ РЕМОНТА И ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАТЕХНИКИ

Юркевич С.Н., Ващенко И.М., Юркевич-Потоцкая К.С.

ОАО «558 Авиационный ремонтный завод»

Безабразивная ультразвуковая финишная обработка материалов (БУФО) достаточно известна. Применяется для упрочнения поверхности деталей, улучшения шероховатости поверхности. Преимуществом безабразивной ультразвуковой финишной обработки, по сравнению с известным методом алмазного выглаживания, является возможность упрочнения деталей с отверстиями, применение меньшего бокового давления на деталь, возможность упрочнения деталей и получения на данных деталях низкой шероховатости поверхности. Сам процесс отличается простотой применения, низким энергопотреблением, высокой производительностью.

В данной работе рассмотрим применение БУФО с целью улучшения шероховатости и упрочнения поверхности деталей из титановых и алюминиевых сплавов, образцов из сталей 30ХГСА и 30ХГСН2А с отверстиями.

На деталях из титановых и алюминиевых сплавов часто требуется чистота поверхности порядка Ra 0,4-0,2. Получить данные параметры возможно метом шлифования с последующим полированием, однако при шлифовании деталей из титановых сплавов возможны прижоги, а при шлифовании деталей из алюминиевых сплавов происходит быстрое засаливание шлифовального круга. Применение БУФО позволяет избежать этих последствий.

Направления исследований

1. Определение технологической возможности значительного (на два или более класса) повышения чистоты поверхности образцов из титанового сплава BT22 после комбинации «чистовое точение + безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО)»;

2. Определение технологической возможности значительного (на два или более класса) повышения чистоты поверхности образцов из алюминиевого сплава Д16Т после комбинации «чистовое точение + безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО)»;

3. Определение технологической возможности значительного (на два или более класса) повышения чистоты поверхности образцов из стали 30ХГСА после комбинации «чистовое точение + безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО)» и 30ХГСН2А после комбинации «точение + шлифование + безабразивная ультразвуковая финишная обработка (БУФО)»;

4. Влияние безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО) на качество хромового покрытия на стальной поверхности;

5. Влияние безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО) на геометрические параметры обрабатываемой поверхности;

6. Подбор режимов обработки (частота вращения детали, подача инструмента, усилие статического нагружения обрабатываемой детали);

7. Изучение влияния конструктивных особенностей обрабатываемых образцов (наличие отверстий на обрабатываемой поверхности, толщина стенок обрабатываемых поверхностей, перепады диаметров обрабатываемых поверхностей) на качество обработки.

Основное содержание

Рассматриваются возможности БУФО по получению необходимых свойств поверхностей деталей из титановых и алюминиевых сплавов, сталей типа 30ХГСА и 30ХГСН2А для улучшения шероховатости и упрочнения деталей авиатехники.

Рассмотрим возможности БУФО по получению необходимых свойств поверхностей деталей из титановых и алюминиевых сплавов, сталей типа 30ХГСА и 30ХГСН2А для решения поставленных задач:

- улучшения шероховатости поверхности деталей;

- упрочнение поверхности деталей;

- качественной обработке хромового покрытия.

Для проведения исследовательских работ образцы изготавливались в виде деталей типа «вал» и «гильза» из алюминиевого сплава Д16Т, титанового сплава ВТ22, стали 30ХГСА, стали 30ХГСА и 30ХГСН2А с хромовым покрытием.

Характеристика образцов следующая:

Образец № 1 (вал) – из сплава Д16Т, размеры Ø33×128 мм, после чистового точения. Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra0.92 мкм.

Образец № 4 (гильза) – из сплава ВТ22, размеры Ø20×155 мм, после чистового точения. Толщина стенки обрабатываемой поверхности – 2.5 мм. Имеются отверстия на обрабатываемой поверхности. Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra1.1 мкм.

Образец № 5 (вал) – из стали 30ХГСА, размеры Ø23×210 мм, после чистового точения. Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra1.8 мкм.

Образец № 6 (вал) – из стали 30ХГСА с хромовым покрытием, размеры Ø25×230 мм, после шлифования и полирования. Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra0.25 мкм.

Образец №7, ОТ4-1, с зонами обработки токарной и БУФО.

Образец №8, ВТ6С, без хромового покрытия, с зонами обработки токарной и БУФО.

Образец №9, ВТ6С, с хромовым покрытием, с зонами обработки шлифованием и БУФО.

Образец №10, сталь 30ХГСА, с зонами обработки токарной и БУФО.

Образец №11, Д16Т, с зонами обработки токарной и БУФО.

Образец № 1/2 (большой) - диаметром 37 мм, твердый хром, шлифовка, БУФО. Маркировка: сторона а- 1/2-1а, 1/2-2а, сторона б - 1/2-5б, 1/2-6б.

Образец № 2/1 (большой) - диаметром 37 мм, молочный + твердый хром, шлифовка, выглаживание. Маркировка 2/1-1,2/1-2;

Образец № 3/2 (большой) - диаметром 37 мм, контрольный, без хрома, шлифовка, БУФО. Маркировка 3/2-1, 3/2-2, 3/2-5, 3/2-6;

Образец № 3/1 - диаметром 37 мм, без хрома, шлифовка, выглаживание. Маркировка 3-1,3 -2;

Образцы 1/2-6б, 1/2, 3/2 обработаны БУФО.

Исследование микроструктуры проводили на световом микроскопе «MeF-3» фирмы «Reichert» (Австрия) при увеличении × 100, × 200, × 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).

Для обработки методом БУФО применялась установка УЗГ-1000 (мощность 0,6 кВт, частота 22 кГц).

Режимы обработки и полученная шероховатость

1) Образец № 1 обработан методом БУФО на режимах:

частота вращения детали – 315 об/мин;

подача – 0.1 мм/об;

- усилие статического нагружения обрабатываемой детали – 0.25 мм по лимбу токарного станка.

Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra0.92 мкм.





2) Образец № 4 обработан методом БУФО на режимах:

- частота вращения детали 315 об/мин;
- подача 0.1 мм/об;

- усилие статического нагружения обрабатываемой детали – 0.25 мм по лимбу токарного станка.

Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra1.1 мкм. Конечная шероховатость обработанной поверхности составила Ra0.14 мкм. Поверхность до обработки Обработанная поверхность



Рисунок 2 – Образец № 4

3) Образец № 5 обработан методом БУФО на режимах:

- частота вращения детали 400 об/мин;
- подача 0.2 мм/об;

- усилие статического нагружения обрабатываемой детали – 4.5 мм по лимбу токарного станка.

Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra1.8 мкм. Конечная шероховатость обработанной поверхности составила Ra0.4 мкм.

Поверхность до обработки	Обработанная поверхность
	Service of the servic

Рисунок 3 – Образец № 5

4) Образец № 6 обработан методом БУФО на режимах:

- частота вращения детали 315 об/мин;
- подача 0.1 мм/об;

- усилие статического нагружения обрабатываемой детали – 1.0 мм по лимбу токарного станка.

Исходная шероховатость обрабатываемой поверхности Ra0.25 мкм. Конечная шероховатость обработанной поверхности составила Ra0.17 мкм. Поверхность до обработки Обработанная поверхность





Рисунок 5 - Параметры шероховатости, Ra



Рисунок 6 - Параметры шероховатости, Ra



7) Образец №9 Шток ВТ6С с хромовым покрытием (и шлифовкой)





9) Образец №11 Алюминий Д16Т



Исследованиями установлено:

- наличие отверстий и пазов на обрабатываемой наружной поверхности не является препятствием для обработки методом БУФО сталей, титановых и алюминиевых сплавов;

- наличие тонких стенок обрабатываемых образцов отрицательно влияет на шероховатость поверхности после обработки методом БУФО из-за общей низкой жесткости конструкции и необходимости приложения усилия статического нагружения к обрабатываемой детали (особенность БУФО);

- износ сменного наконечника (сонотрода) пьезоэлектрической головки крайне отрицательно влияет на качество обработанной методом БУФО поверхности при обработке титановых и алюминиевых сплавов;

- применение СОЖ при обработке методом БУФО титановых и алюминиевых сплавов обязательно;

- качество хромового покрытия на стали 30ХГСА после обработки методом БУФО не ухудшается (сколов, растрескивания не наблюдается);

- получение значительно (на два или более класса) более высокой чистоты поверхности образцов из стали 30ХГСА, титановых и алюминиевых сплавов после обработки методом БУФО технологически возможно;

- первоначальный размер поверхности образца из стали 30ХГСА, измеренный с точностью до 0.01 мм, после обработки методом БУФО остался неизменным;

первоначальный размер поверхности образца из стали 30ХГСА с хромовым покрытием, измеренный с точностью до 0.01 мм, после обработки методом БУФО остался неизменным;

первоначальный размер поверхности образца из титанового сплава, измеренный с точностью до 0.01 мм, после обработки методом БУФО остался неизменным;

- первоначальный размер поверхности образца из алюминиевого сплава, измеренный с точностью до 0.01 мм, после обработки методом БУФО уменьшился на 0.01 мм;

- для гарантированного получения положительного результата целесообразно чистовую токарную обработку и безабразивную ультразвуковую финишную обработку проводить за один установ детали. В противном случае перед обработкой методом БУФО требуется выставлять обрабатываемую деталь с высокой (до 0.01 мм) точностью, что не всегда технологически возможно.

Прочностные характеристики

1. Образец № 1/2, с твердым хромом на стали 30ХГСН2А, с последующей шлифовкой и БУФО с двух сторон по разным режимам, при фиксированном прогибе на 0,5 мм выдерживает нагрузку 2943 Н (сторона а), 2639 Н (сторона б) с отсутствием трещин и отслоений на покрытии, при фиксированном прогибе на 1 мм выдерживает нагрузку 5483,8 Н (сторона а) при отсутствии трещин, 5748,7 Н (сторона б) с присутствием трещин шириной до 5 мкм на покрытии с локальными отслоениями от основы. Покрытие практически беспористое (до 5%).

2. Образец № 2/1 с покрытием «молочный + твердый» хром на стали 30ХГСН2А с последующей шлифовкой и выглаживанием при фиксированном прогибе на 0,5мм выдерживает нагрузку 2452,5 Н с присутствием трещин шириной до 5 мкм на покрытии, при фиксированном прогибе на 1 мм выдерживает нагрузку 4247,7 Н с отрывом и выкрашиванием покрытия, с присутствием трещин на стали. Средняя шероховатость со стороны трубы, из которой вырезаны образцы 0,331 Ra, исходной части трубы - 0,378 Ra. Покрытие плотное, практически беспористое, твердый хром сошлифован.

3. Образец № 3/2 без хрома из стали 30ХГСН2А с последующей шлифовкой и БУФО при фиксированном прогибе на 0,5 мм выдерживает нагрузку 1932,6 Н (образец 3/2-1), 3825,9Н (образец 3/2-2) при фиксированном прогибе на 1 мм с трещинами на стали, только со-шлифовкой (без БУФО) выдерживает нагрузку 1795,2 Н (образец № 3/2-5) при фиксированном прогибе на 0,5 мм, 3521,8 Н (образец 3/2-6) при

фиксированном прогибе на 1 мм. Средняя шероховатость со стороны трубы, из которой вырезаны образцы после БУФО - 0,098 Ra, после шлифовки- 0,244 Ra.

4. Образец № 3/1 без хрома, после шлифования и выглаживания при фиксированном прогибе на 0,5мм выдерживает нагрузку 2060,1 Н с присутствием рваного края на стали, при фиксированном прогибе на 1 мм выдерживает нагрузку 4463,6Н с присутствием рваного края на стали. Средняя шероховатость со стороны трубы, из которой вырезаны образцы 0,246 Ra, исходной части трубы — 0.315 Ra.

Нагрузка при прогибе на заданную величину (F), величина прогиба (1), ширина раскрытия трещины (а), величина отслоения покрытия от основы (в), структура представлены в таблице 1.

-	~			
Iа	ЮΓ	ии	ıa	1

Наименование образца, обработка	№ образца	Тол шина об- раз- ца, мм	Тол щи- на по- кры- тия, мкм	Структура и состояние хромового покрытия и основы	Шероховат ость, R1a ср/. R2aср., мкм	Величина проги-ба, 1, мм	Нагрузка при проги-бе, F,H
1/2, твердый хром, шлифование, БУФО	1/2-2a	5,0	25- 35	Покрытие практически беспористое (до 5%)	0,160/0,48 8 -0,500	0,5	2943
	1/2-6б	5,0	50- 55	Покрытие практически беспористое (до 5%).		1	5748,7
2/1, хром молочный +твердый, шлифовка, выглаживание	2/1-1	5,0	10- 20	Покрытие плотное, практически беспористое. Трещины на покрытии и в стали до 5 мкм	0,331- 0,378	0,5	2452,5
	2/1-2	5,0	10- 20	Покрытие плотное, практически беспористое. Отрыв и выкрашивание покрытия, трещины на стали		1	4247,7
3/2, контрольный,	3/2-1	4,5		Покрытие отсутствует	0,098	0,5	1932,6
без хрома, шлифовка, БУФО	3/2-2	4,5		Покрытие отсутствует		1	3825,9
Шлифовка без БУФО	3/2-5	4,5	-	Покрытие отсутствует	0,244	0,5	1795,2
	3/2-6	4,5	-	Покрытие отсутствует		1	3521,8
3/1, без хрома, шлифование, выглаживание	3-1	5,0	-	Рваный край основы	0,246/ 0,315	0,5	2060,1
	3-2-	5,0		Рваный край основы		1	4463,6

Примечание. * Шероховатость R1a cp - средняя шероховатость со стороны трубы, из которой вырезаны образцы, R2a cp. - средняя шероховатость исходной части трубы.





Образец 2/1-2



Образец 3/2-1 Рисунок 10 - Микрошлифы образцов, х200

Анализ результатов:

1. На образцах без хрома шероховатость поверхности лучше после обработки «шлифование + БУФО» (0,098 - 0,099 Ra при 0,244 Ra после шлифования), чем после «шлифования + алмазное выглаживание» (0,246 Ra при 0,315 Ra после шлифования).

2. Анализ дефектов показывает, что появление дефектов в виде отрыва и выкрашивание покрытий обуславливается качеством предыдущей обработки – качеством нанесения хрома и проведения шлифования, а не конечной – алмазного выглаживания или БУФО, или вида хрома («молочный + твердый» или «твердый»).

3. Трещины, видимые на основе образцов 2/1 и 2/2 являются дефектом материала, поскольку над частью трещин покрытие не разрушено.

4. На образцах с покрытием твердый хром параметры шероховатости поверхности после БУФО (0,160 Ra при 0.488- 0,500 Ra после шлифования обр. 1/2) лучше, чем параметры шероховатости после обработки алмазным выглаживанием 0,335-0,395 Ra обр. 3/1). Требования по шероховатости к обрабатываемым поверхностям от 0,2 до 0,8 Ra.

5. Обработка БУФО (образцы 3/2-1, 3/2-2) приводит к упрочнению материала по сравнению с обработкой шлифованием (образцы 3/2-5, 2/2-6). После обработки БУФО по твердому хрому образец 1/2-2а выдержал испытание на изгиб 1 мм без образования трещин на покрытии.

Расчет времени, затрачиваемого на шлифование, тонкое точение и БУФО наружных цилиндрических поверхностей (на 100 мм длины детали).

Для получения необходимой шероховатости обработка проводится следующим образом:

Для алюминия:

1) Точение, тонкое точение, обработка БУФО.

(1 мин + 1 мин + 3,3 мин) = 5,3 мин на 100 мм.

2) Точение, тонкое точение, полирование.

(1 мин + 1 мин + 40 мин) = 42 мин.

Для стали и титановых сплавов:

1) Точение, тонкое точение, обработка БУФО

(1 мин + 1,2 мин + 3,3 мин) = 5,5 мин на 100 мм детали.

2) Точение, шлифование, полирование

(1 мин + 0,95 мин + 80 мин) = 81,95 мин на 100 мм детали.

3) Точение, шлифование, алмазное выглаживание

(1 мин + 0,95 мин + 8,75 мин) = 10,7 мин на 100 мм детали.

Таким образом, время достижения необходимой шероховатости на длине 100 мм с использованием БУФО меньше, чем полированием для алюминия в 8,5 раз, для титановых сплавов и сталей в 15 раз. Время достижения необходимой шероховатости с использованием БУФО меньше, чем с использованием алмазного выглаживания для сталей в 2 раза.

При использовании БУФО для достижения необходимой шероховатости затраты меньше

-для алюминиевых сплавов в 8,5 раз,

-для титановых сплавов в 15 раз,

-для сталей от 2-х до 15 раз.

Выводы:

1. При обработке титановых и алюминиевых сплавов установка крайне чувствительна к износу сменного наконечника (сонотрода) пьезоэлектрической головки. Поэтому, при промышленном применении метода БУФО, необходимо обеспечить установку набором сменных наконечников в достаточном количестве.

2. Возможно использование метода БУФО при обработке наружных поверхностей деталей и узлов авиатехники из стали 30ХГСА, титановых и алюминиевых сплавов с целью улучшения шероховатости обрабатываемой поверхности на два или более класса по сравнению с шероховатостью поверхности до обработки.

3. Возможна замена методом БУФО алмазного выглаживания для сталей как без покрытия, так и с хромовым покрытием.

4. Возможна замена методом БУФО шлифования для алюминиевых и титановых сплавов.

5. На обработку деталей из стали, алюминиевых и титановых сплавов методом БУФО для получения нужной шероховатости затрачивается меньше времени, чем шлифованием с последующим полированием либо алмазным выглаживанием.

Глава 13. САМООРГАНИЗАЦИЯ, СВОЙСТВА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЙ ДИНАМИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУР

Классен Н.В., Покидов А.П., Цебрук И.С. Институт физики твердого тела Российской академии наук, г.Черноголовка, Россия, klassen@issp.ac.ru

Актуальность этой главы обусловлена непрерывно возрастающей активностью исследований и разработок наносистем различных типов, а также необходимостью способов формирования наномасштабных поиска новых упорядоченных сверхструктур, более экспрессных и экономичных по сравнению с преобладающими сейчас литографическими методами. В исследованиях наносистем предыдущего 30летия определяющим фактором были размеры их элементов (квантовых ям, квантовых проволок, квантовых точек) [1]. Полученные результаты относились, в первую очередь, к свойствам этих нанокомпонентов как бы по отдельности, без учета межкомпонентных взаимодействий внутри их коллективов, приводящих к тому или иному типу структурного упорядочения. Среди этих результатов хорошо известны особенности электронных и оптических свойств нанообъектов с размерностями от нуля (квантовые точки) (квантовые ямы). заметное ипрочнение ДΟ ДВУХ поликристаллических материалов при уменьшении размеров зерен ДΟ наномасштабов. В ряде металлов обнаружен переход к сверхпластичности при образовании нанозеренной структуры [2,3]. В настоящее время интерес и исследователей фундаментальных свойств, и разработчиков технических наносистем сдвигается сторону многокомпонентных вариантов С периодической в сверхструктурой. В этом случае существенно расширяются возможности регулированиякак исходных электронных, оптических, механических свойств, так и основанных на них технологических приемов и технических устройств. Наглядные примеры - фотонные кристаллы на баземикронных или субмикронных периодических структур, нанопериодические системы квантовых точек в полупроводниковых кристаллах, периодические двумерные и трехмерные системы из квантовых проволочек и др. [1,4-6].

Убедительным примером важностисамоорганизующегося упорядочения коллективов различных нано-элементов и микроэлементов являются биосистемы естественной природы – и растения, и насекомые, и млекопитающие вплоть до человеческого организма. Период интенсификации исследований в области нанотехнологий практически совпал с периодом активизации исследований биосистем на микромолекулярном уровне [7]. Так как установлено, что биополимеры (белки, ДНК и др.) демонстрируют уникальные структурные и электронные свойства, началось активное развитие исследований по созданию на их основе различного рода электронных систем[8,9]. В частности, белок бактериородопсина и ДНК изучаются как элементы памяти нового класса вычислительной техники биокомпьютеров, отличающихся от современных электронных аналогов существенно пониженным энергопотреблением, уменьшенными габаритами при увеличенной скорости обработки некоторых видов информации (например, о поведении биообъектов). Некоторые белки настолько быстро переносят электрические заряды (например. при фотосинтезе), что начато изучение белковых систем для поиска сверхпроводимости при комнатной температуре [9]. Уже созданы модели полупроводниковых устройств (полевых транзисторов и др.) на белковых компонентах[1,8,9]. Постепенно понятие молекулярной электроники проникает в реальную практику. Такие свойства биосистем перспективы использования процессов самоорганизации и для указывают на устройств на основе неорганических материалов и их композиций с органическими молекулами.

Под самоорганизацией в научных публикациях обычно понимаются процессы образования пространственных структур в тех или иных веществах или модуляции их

во времени при отсутствии специальных внешних воздействий, поведения содержащих прототипы именно таких структур или способов поведения. Ниже, в частности, рассматриваются процессы формирования и свойства регулярных конденсированных средах при динамических наноструктур в воздействиях посредством деформирования твердых тел и отверждающихся жидкостей с помощью существенных изменений внешних условий (приложения механических напряжений, электрического или акустического воздействия, быстрого вытягивания ИЗ раствора).Рассмотрены проявлениявзаимосогласованного поведения структурных неоднородностей, фононных, электронных и фотонных полей при динамических преобразованиях конденсированных сред. Приведены примеры по объемному и приповерхностному деформированию кристаллов, экструдированию и вытягиванию микроволокон, скоростной кристаллизации расплавов, отверждению растворов Проанализированы известные экспериментальные результаты биополимеров. влияния периодических наноструктур на некоторые аномалии механических, оптических и электрических свойств материалов (увеличение коэффициента отражения света в результате интенсивного деформирования поверхности металла, существенное изменение сопротивления полупроводника пластическому деформированию при возбуждении неравновесных электронов светом, генерация электрических потенциалов при рентгеновском облучении и др.). Рассмотрены варианты применения формируемых наноструктур для усиления излучения света, детектирования ионизирующих излучений, создания рентгеновских микроскопов, электронных устройств, оптической записи и передачи информации, механического и химического упрочнения материалов.

Процессы самоорганизации в живой и неживой природе начали систематически изучаться сравнительно недавно. Впервые термин «самоорганизация» в научной литературе употребил около 70 лет назад в книге «Принципе само-организующейся английский У. динамической системы» ученый Эшби, одновременно специализировавшийся в психиатрии, неврологии и математике [10]. Столь многогранное сочетание научных интересов в данном случае символично, т.к. самоорганизация – универсальный процесс, действующий во многих явлениях и живой, и неживой природы. В жизнедеятельности биосистем самоорганизация играет ключевую роль на всех их уровнях – и в отдельных клетках, и в бактериях, и в гораздо более сложных организмах и их объединениях в различные социумы (от пчелиных семейств до человеческих коллективов и общества в целом). В небиологических системах (кристаллах, сложных органических молекулах [11] и др.) важны как процессы «консервативной» самоорганизации, материал когда приходит в упорядоченное состояние в соответствии с достижением в равновесии минимума энергии, так и динамической, когда упорядочение возникает в переходных процессах при достаточно сильных отклонениях от равновесия. В биологических же системах само их существование обязано динамической самоорганизации, когда необходимое для того или иного организма упорядоченное состояние с относительно низкой энтропией является термодинамически неравновесным и его существование поддерживается только благодаря обмену энергией и веществом с внешней средой [12]. Богатое разнообразие физических и химических процессов и свойств биосистем в первую очередь следует связывать именно с действующей в них динамической самоорганизацией [13]. Во многом благодаря этому в биополимерах обнаруживаются уникальные явления - от упомянутых выше электронных процессов и свойств[7 – 10],до низкотемпературных ядерных превращений, осуществляемых некоторыми типами бактерий [13]. Но эти результаты носят пока предварительный характер, доказывая лишь принципиальные возможности практического использования. Детальное изучение зависимости этих явлений ОТ степени организации биокомпонентов в структуры того или иного вида для оптимизации вариантов ИХ практического применения – вопрос ближайшего будущего. Некоторые результаты из этой области будут приведены ниже.

С другой стороны, по части роли динамической самоорганизации в материалах небиологической природы и практических применений получаемых результатов пока

сделано немного по сравнению с потенциальными возможностями. В данном обзоре основное внимание будет уделено динамической самоорганизации, возникающей при силовых воздействиях на конденсированные среды. Под силовыми здесь понимаются воздействия, тем или иным способом сильно выводящие материал из состояния равновесия. Один из основоположников этого научного направления Г. Хакен, назвавший его синергетикой, дал самоорганизации (динамической) такое определение: Самоорганизация – процесс упорядочения (пространственного, временного или пространственно – временного) в открытой системе за счет согласованного взаимодействия множества элементов, ее составляющих [15]. При сильном отклонении от равновесия в любой системе возникают изменения структуры, электрической поляризации, химического состава И других характеристик. направленные на достижение равновесия вновь. В этой ситуации действуют принципы неравновесной термодинамики, обоснованные брюссельской командой И. Пригожиным и его последователей [12]. Главный из этих принципов - минимум производства энтропии, т.е. минимум потерь на генерацию тепла (в частности – минимум трения). Физический смысл этого правила в том, что изменения состояния системы идут по пути наименьшего сопротивления, чтобы достичь нового равновесия с минимальными энергетическими потерями.

Сопоставление биосистем и неорганических сверхструктур, возникших динамически при сильных отклонениях от равновесия, показывает, что в самоорганизации этих двух классов, очень различающихся по химическим составам, имеется ряд аналогий. Например, и белки (важнейший элемент биосистем), и неорганические кристаллы, подвергнутые интенсивной пластической деформации, характеризуются четырьмя уровнями структурной организации [16]. Первичный уровень – структура исходного элемента (у белков – организация цепи аминокислот, у неорганических кристаллов – структура ядра дислокации). Вторичный уровень – формы укладки цепочки аминокислот у белков (спираль и др.) и протяженной линии дислокации. Третичный – взаимная координация упаковки соседних белковых цепейи дислокаций в (полосы выстраивание квазидвумерные ряды скольжения, межкристаллитные границы и др.). Наконец, четвертичный –образование белковых коллективов (глобул или фибрилл) в первом случае и взаимное расположение дислокационных рядов, приводящее к модуляции средней плотности дислокаций – во втором. В атомарных параметрах биополимеров и дислокаций тоже есть общие черты. Поперечный размер полимерной молекулы, первичной белковой цепи аминокислот или цепи нуклеотидов ДНК – единицы нанометров [16]. Приблизительно такой же поперечник имеют электронные состояния, локализованные в ядре дислокации [17]. С этой точки зрения интересно представить объединенное состояние органического или биоорганического полимера и дислокации, расположенных параллельно друг другу на нанометровых расстояниях. Ниже будут описаны способы реализации таких вариантов. В пространственных распределенияхколлективов белков и дислокаций также наблюдаются аналогии. На рис. 1. показаны полученные просвечивающей электронной микроскопией изображения белкового кристалла каталазы (слева)и дислокационных структур в пластически деформированном алюминии – справа.





Рисунок 1 - Электронная микроскопия самоорганизованныхнаноситруктур: слева белковый монокристалл каталаза, справа - гексагональная сетка дислокаций в деформированном алюминии

Так как систематическая работа по получению белковых кристаллов началась сравнительно недавно, в настояший момент основная научная проблема – вырастить монокристалл τογο или иного белка достаточно хорошего чтобы качества, можно было исследовать его структуру [18]. Исследования структурных дефектов таких в

и др.) – вопрос будущего. С другой стороны, активные кристаллах(дислокаций исследования самоорганизующихся дислокационных структур в неорганических к настоящему времени дали много интересных результатов как в кристаллах экспериментальном, так и в теоретическом аспектах [19]. Обнаружены периодические системы на всех уровнях дислокационных структур, полученных пластическим деформированием широкого набора кристаллов (металлов, полупроводников и диэлектриков). Это свидетельствует об активной роли самоорганизации в процессах пластического деформирования. На макроуровне выявляется модуляция плотности дислокаций в направлении, перпендикулярном полосам скольжения, с периодами миллиметровых масштабов, которую авторы объясняют автоволновыми процессами пластической деформации [20]. Макропериодизация локализации геометрии поверхности металлов наблюдалась в наших работах при шариковой обкатке, что объясняется нелинейным увеличением сопротивления металла деформированию при толкании обкатывающим шариком перед собой деформационного навала [19,21]. В более ранних наших работах при объемном пластическом деформировании полупроводниковых кристаллов группы A2B6 наблюдалось образование микромасштабных полосовых периодических структур [22], которое также связывается нелинейной зависимостью сопротивления кристалла деформационному С массопереносу и поиску деформационной системой наиболее энергетически выгодного способа восстановления равновесия, т.е. минимизации производства энтропии в соответствии с теоремой Пригожина [12]. Периодичность модуляции дислокационных структур в этом случае оказалась настолько хороша, что при распространении света в них наблюдалось несколько порядков дифракционных осцилляций пропускания в соответствии с формулой Брэгга, обычно применяемой для дифракции рентгеновского излучения на периодических атомарных структурах кристаллов (рис.2).

Микромеханизмы подобных деформационных процессов через статистику обменов



периодической дислокационной структуре в пластически деформированном сульфиде кадмия между системами подвижных и закрепленных дислокаций были детально проанализированы в работах[23,24] Просвечивающей электронной микроскопиейдислокационных структур в пластически деформированных металлах и полупроводниках выявлены нанопериодические распределения систем из отдельных дислокаций в полосах скольжения и границах зерен [19, 25]. В этой ситуации, где периодические структуры выстроены из отдельных дислокаций, указанные выше статистические приемы анализа перераспределений дислокаций из одной группы в другую не применимы. Но имеющий универсальный характер для всех вариаций неравновесных систем принцип Пригожина (0 минимизации потерь энергии при поиске системой нового равновесного состояния) приводит к рабочей гипотезе активного участия в периодизации коллективов отдельных дислокаций локальных дислокационных акустических и электронных возбуждений. Образование и поведение такого неравновесных рода квазичастиц проанализировано в ряде теоретических работ [17,26,27].

При движении такого рода дислокационных сеток под действием внешней силы они будут излучать и рассеивать фононы и электронные образования (в металлах – плазмоны, в полупроводниках – электроны, дырки и поляритоны). Каждый ограниченный пересечениями с соседями отрезок дислокации будет преимущественно излучать и рассеивать те акустические и электронные возбуждения, которые образуют на этой наноструктуре резонансные состояния). При уходе образованного движением дислокации возбуждения в окружающую среду кристалла произойдет потеря соответствующей энергии. Но если излучивший (или рассеявший) сектор дислокационной линии окружен аналогичными секторамив такими же частотами резонансных возбуждений, то энергия, излученная одним сектором, будет с большой вероятностью поглощено каким-нибудь соседом. За счет этого он возбужденное состояние, облегчающее преодоление препятствий придет в двигающейся дислокацией. То есть потеря энергии будет меньше, чем при уходе энергии возбуждения во внешнюю кристаллическую среду. Поэтому движение по кристаллу дислокационных групп будет происходить тем легче, чем они периодичнее. И в конечном итоге слабо периодичная группа либо остановится, т.к. весь массоперенос будут брать на себя группы периодические, либо сама станет такой же периодической. При достаточно продолжительном процессе деформирования в соответствии с принципом естественного отбора периодические дислокационные группы станут преобладающими, что и наблюдается в упомянутых выше полупроводниках.

Гипотеза об активной роли резонансных дислокационных возбуждений в движении дислокаций позволяет по-новому рассмотреть механизм фотопластического эффекта, заключающегося в заметном изменении деформирующего напряжения (либо упрочнении, либо разупрочнении) при освещении кристалла относительно слабым потоком фотонов в спектральной полосе фотопроводимости [28,29]. При этом в гексагональных кристаллах сульфида кадмия при массопереносе заряженными дислокациями освещение кристалла приводило к упрочнению, и незаряженными наоборот, к разупрочнению (в гексагональных кристаллах А2В6 изменение геометрии деформируемого монокристалла позволяет изменять типы участвующих в массопереносе дислокаций между заряженными и незаряженными [17]). Упрочнение светом при массопереносе заряженными дислокациями, на первый взгляд, не понятно. Ведь при генерации светом неравновесных фотоэлектронов они должны экранировать существующие в кристалле электрические заряды и ослаблять, тем самым, противодействие движению заряженных дислокаций другими заряженными структурными дефектами. А фактически происходит наоборот. Для объяснения такого «противоречия» была предложена модель собирания движущимися дислокациями неравновесных фотоэлектронов, захваченных с разного рода точечных дефектов [30]. Кажущаяся же непротиворечивой изложенная выше версия участия в деформационном массопереносе дислокационных фононных и электронных возбуждений позволяет предложить альтернативу этой модели. Если считать, что генерация движущимися дислокациями резонансных фононов облегчает движение периодического коллектива дислокаций за счет того, что эти фононы, поглощаясь аналогичными секторами соседних дислокаций, ускоряют их движение, то ослабление такого рода генерации и поглощения резонансных фононов за счет экранирования зарядов способно затруднить движение системы в целом, вызвав упрочнение. Наоборот, незаряженные дислокации при возбуждении фотоэлектронов могут зарядиться за счет их захвата, что приведет к усилению генерации резонансных фононов и, соответственно, облегчению движения других секторов периодической дислокационной системы и разупрочнению кристалла. Изложенная здесь гипотеза является предварительной. Для ее обоснования требуются теоретические оценки и

выполненные на их основе проверочные эксперименты.

Еще одно неожиданное физическое явление, связанное с образованием периодической дислокационной структуры – упомянутое выше увеличение коэффициента отражения света металлами, подвергнутому приповерхностному пластическому деформированию посредством шариковой обкатки ипи деформационного разглаживания[19, 31]. Например, в обкатанном или пластически разглаженном алюминии коэффициент отражения возрастает от обычных 88% до 92 %. Это означает, что потери энергии отражаемых световых волн существенно уменьшились (с 12% до 8%, т.е. в полтора раза). Необычность этого явления усиливается еще и тем, что пластическая деформация обычно считается воздействием, упрочняющим кристалл механически, но ухудшающим его электронные и оптические свойства за счет многократного увеличения плотности структурных дефектов [17,19]. В данном случае снижение потерь электромагнитной энергии при отражении света объясняется образованием при шариковой обкатке В

приповерхностном слое металла периодической системы дислокаций и л\других структурных неоднородностями с периодами, соизмеримыми с длиной волны света. На это указывают данные оптической и электронной микроскопии (рис.3).

В этом случае световые волны проникают в приповерхностный слой металла на субмикронную глубину [32], возбуждая там плазмонные колебания, При этом на структурных неоднородностях и плазмонные, и световые волны будут рассеиваться. В результате за счет периодической сверхструктуры формируются стоячие волны, что приводит к увеличению амплитуды локального электрического поля.



WD = 5 mm Р Арегите State = 30.00 µm Окрана 5 – писеть Техенова Рисунок 3 - Периодические полосы деформационного массопереноса при шариковой обкатке алюминия

Усиление электрического поля и приводит увеличению к коэффициента отражения света. Этот эффект в принципе имеет общую природу с гигантским комбинационным рассеянием, когда увеличение электрического плазмонов поля за счет ИΧ интерференции на наночастицах определенных размеров вызывает многократное усиление амплитуды комбинационного рассеяния [33]. Высокий потенциал обнаружения новых природных закономерностей и создания на их основе прорывных технологий имеют исследования композиций ИЗ синтетических и биоорганических полимеров и

неорганических наночастиц. В течение полувека композиты из полимеров С микрочастицами использовались для механического упрочнения полимеров И создания материалов с улучшенными электротехническими свойствами типа повышенной диэлектрической проницаемости [34]. Но за последние два десятилетия в разработке и исследованиях композитов типа органика- неорганика произошел заметный прогресс, обусловленный тем, что в качестве неорганического наполнителя вместо микрочастиц стали использоваться наночастицы. С одной стороны, это при том композитов многократно увеличило же процентном составе площадь непосредственного контакта между атомами органики и неорганики. С другой стороны, наноразмеры компонентов, будучи сопоставимы с длинами свободных пробегов электронных возбуждений в обоих типах компонентов, обеспечили гораздо более интенсивный энергетический обмен между ними. За счет этого оказалось возможным разработать сцинтилляционные материалы со значительно улучшенной совокупностью характеристик по преобразованию энергии ионизирующих излучений в световые вспышки (сцинтилляции). В набор основных параметров сцинтиллятора входят энергетическая эффективность преобразования радиации в световое излучение (световыход), быстродействие, определяемое длительностью спада световой вспышки после попадания в сцинтиллятор ионизирующей частицы, поглотительная способность того или другого вида радиации, энергетическое разрешение (т.е. ширина разброса энергий сцинтилляционных вспышек при попадании в материал ионизирующей частицы определенной энергии), радиационная прочность – то есть предельная суммарная энергия поглощенной сцинтиллятором радиации, при которой он еще сохраняет свои исходные параметры. Отдельно взятые сцинтилляторы обладают высоким уровнем той или иной однокомпонентные характеристики, но проигрывают по другим параметрам. Например, органические полимерные люминофоры характеризуются высоким световыходом и наносекундным быстродействием, но имеют слабую поглотительную способностьрадиации за счет легкости составляющих их атомов и низкую радиационную прочность, быстро ухудшая

сцинтилляционные параметры и механически разрушаясь при относительно малых дозах облучения[35]. Некоторые неорганические сцинтилляторы обладают высоким световыходом, хорошими уровнями поглотительной способности и радиационной прочности, но чересчур большой длительностью спада световых вспышек (миллисекунды вместо наносекунд у органики). [36].

В серии наших публикаций показано, что в некоторых композициях из органических люминофоров и неорганических наночастиц удается получить рекордные сочетания высокого световыхода, наносекундного быстродействия и высокой поглотительной способности радиации. Например, таким сочетанием характеристик обладают композиты из наночастиц сульфата цезия и органического люминофора в активированного полистирола. Кроме того, обнаружилось, что в этих виде нанокомпозитах существенно возрастает радиационная прочность. Это объясняется тем, что при обрыве полимерной цепочки попавшей в нее ионизирующей частичкой оборванные концы не расходятся на большие расстояния за счет теплового движения, как это происходит у чистых полимеров при комнатной температуре, а остаются на небольшом расстоянии друг от друга, т.к. они зафиксированы в пространстве связанными с ними наночастицами. По этой причине многократно повышается вероятность восстановления разрушенных радиацией межатомных связей – до уровня, наблюдающегося о «чистых» полимеров только при охлаждении до температуры порядка 77 К, соответствующей жидкому азоту[37, 38].

Но у такого рода композитов, образуемых свободным отверждением раствора активированного полистирола в толуоле или бензоле с добавками наночастиц, выявился существенный недостаток. За счет флуктуаций плотности распределения наночастиц в композите, отверждающемся при медленном испарении растворителя, образовывались оптические неоднородности, вызывающие сильное рассеяние света. По этой причине прозрачность композита при толщинах более двух миллиметров сильно падает. Поэтому композиты такого рода могут использоваться при толщинах не более 1 – 2 мм. Для повышения прозрачности композитов была примененан методика центрифугирования. Жидкая композиция описанного выше состава наливались на плоский диск диаметром 20 см, который раскручивался до скорости вращения 20-30 оборотов в секунду. Под действием центробежной силы с диска выбрасывались



Рисунок 4 - Поляризационнооптическая микроскопия композитного волокна, показывающая расщепление его внутренней структуры на микронити. Горизонтальный размер кадра - 50 микрон.

волокна диаметрами от 1 микрона до 50 микрон. Изучение их морфологии с помощью оптической сканирующей И электронной микроскопии выявило две особенности. Внутри микроволокна оказались расщепленными на несколько параллельных оси волокна нитей (рис.4,5).

Наночастицы наполнителя в волокнах оказались распределенными более равномерно, т.е. без образования крупных агломератов, как это было при свободном отверждении раствора. Но вдоль оси волокна наблюдалась периодическая модуляция плотности наночастиц И формы поверхности, приводящая, К плавной модуляции оптических параметров с периодом от нескольких микрон до нескольких десятков микрон (рис.6) [39].



Рисунок 5 - Электронная микроскопия микроволокна с расщеплением на нити, параллельные оси



Рисунок 6 - Поляризационнооптическая микроскопия продольной модуляции оптических параметров волокна

Существенные различия в распределении наночастиц в динамически сформированных волокнах можно объяснить двумя причинами: центрифужным сепарированием наночастиц по размерам, когда крупные агломераты оказываются вне волокон. Более того, из-за градиента центробежного ускорения именно крупные агломераты испытывают наибольшие растягивающие напряжения, способные их разорвать. Модуляцию плотности наночастиц вдоль оси волокнаможно отнести на счет неустойчивостей Релея-Тейлора, возникающих в струях относительно малых Флуктуационное уменьшение диаметравызывает в этом месте диаметров[40]. повышение лапласовского давления за счет поверхностного натяжения со стороны приповерхностного слоя. Из этой зоны некоторая часть наночастиц передавливается в соседние, вызывая там локальное увеличение диаметра. Поэтому на внешних границах расщиренных зон также возникаютучастки с уменьшенным диаметром и поэтому повышенным лапласовским давлением и т.д. Таким образом вдоль волокна соответствующего идет волна модуляции диаметра И этой модуляции перераспределения наночастиц наполнителя. В итоге в отвержденном волокне образуется периодически модулированная морфология формы внешней поверхности и внутреннегосодержания наполнителя, создающая соответствующую продольную модуляцию оптических характеристик.

Наблюдаемое расщепление внутренней среды волокна на параллельные его оси нити меньших диаметров можно объяснить продольными неустойчивостями однородности отверждения внутреннего вещества. Если в каком-либо участке флуктуационно возникает ускоренное отверждение, туда втягивается некоторое количество вещества из соседних внутренних зон. В итоге во внутреннем сечении образуется неоднородность плотности, приводящая к расщеплению отверждаемого материала на нити. Таким образом отвержденное волокно представляет собой структуру с микромодуляцией оптической плотности как вдоль оси, так и в поперечном сечении(рис. 4-6).

морфологии Сравнение представленной выше волокон, полученных центрифугированием, С волокнами, отвержденными медленным скоростным вытягиванием из раствора первоначально опущенного туда стеклянного стержня с закругленным торцом показало, что в этом случае в волокне также происходит продольное расщепление внутреннего вещества на параллельные оси нити. Но в этом случае в распределении наполнителя внутри волокна наблюдаются и относительно крупные включения, и непериодические продольные неоднородности плотности.

Исследования рентгенолюминесценции сцинтилляционных микроволокон, отвержденных центрифугированием, выявило особенности в угловой диаграмме направленности сцинтилляционного излучения и его поляризации. Для измерения диаграммы направленности между пучком параллельных микроволокон и источником

рентгеновского излучения устанавливалась перпендикулярно волокнам оптическая щель, ограничивающая зону рентгеновского возбуждения волокон регулируемой шириной. Непосредственно над пучком устанавливалась вторая оптическая щель с регулируемой шириной. В одном случае – перпендикулярно волокнам, в другом – параллельно им. Выше этой щели размещался фотоумножитель, регистрирующий интенсивность сцинтилляционного излучения при организованном описанным выше образом рентгеновском возбуждении. Измерялись зависимости рентгенолюминесценции от ширины верхней щели, когда на нижней устанавливалась ширина зоны рентгеновского возбуждения 1 миллиметр. Оказалось, что при ориентации волокон вдоль оптической щели интенсивность монотонно возрастает пропорционально ширине щели до достижения ею значения 1 мм, после чего возрастание интенсивности резко обрывается и кривая зависимости становится горизонтальной. Но при ориентации оптической щели перпендикулярно волокнам возрастание интенсивности продолжается и при расширении ее за пределом одного миллиметра. Это показывает, что диаграмма направленности светового излучения рентгенолюминесценции имеет преимущественную ориентацию параллельно волокнам. Поляризационная анизотропия рентгенолюминесценции измерялась с помощью поляризатора света, установленного между второй оптической щелью и фотоумножителем. В одном случае направление пропускания поляризации люминесцентного света было параллельно волокнам, в другом – перпендикулярно им. Оказалось, что свет рентгенолюминесценции имеет преимущественную поляризацию параллельно волокнам с отношением интенсивностей порядка 3:1. Преобладание в диаграмме направленности излучения, ориентированного вдоль волокон, можно объяснить двумя факторами: продольной модуляцией оптических характеристик (показателя преломления и формы внешней поверхности), благодаря чему создается распределенная обратная связь, усиливающая продольную рентгенолюминесценцию [41]. Существенное преобладание при этом поляризации света параллельно волокнам, свидетельствует о формировании в люминесценции особых оптических мод, сильно локализованных у волокон и распространяющихся вдоль них. Интенсивность света при этом максимальна с внешней стороны таких волокон [42]. Проверка существования такого рода оптических мод путем изучения распространения лазерного луча в системе этих волокон подтвердила изложенную выше версию.

образом, экспериментально Таким продемонстрирована возможность динамического формирования сцинтилляционных микроволокон, обладающих усиленным излучением света вдоль их оси. Это создает возможность создания детекторных матриц рентгеновского излучения с пространственным разрешением микронных масштабов. На основе таких детекторов могут быть разработаны рентгеновские микроскопы существенно упрощенной конструкции по принципу камеры обскуры [43], не требующих сложной в изготовлении и дорогостоящей рентгеновской оптики. Рентгеновские микроскопы востребованы и для наблюдения процессов в действующих биосистемах, и в материаловедении для непосредственного изучения динамики внутренних превращений в материалах, и в диагностике полупроводниковых микросхем. и т.д.

Существенные результаты были получены при экспериментальных исследованиях процессов динамической самоорганизации в водных суспензиях из биополимеров (ДНК, хитозан, белки коллагена) и неорганических наночастиц (двуокись кремния, титанаты свинца и бария). Оказалось, что при добавлении этих наночастиц в суспензии ДНК или коллагена происходит быстрое отверждение с водные образованием ориентационно упорядоченных твердых тел, что подтверждается поляризационно-оптической микроскопией. При воздействии на такого рода суспензии низкочастотного электрического поля сравнительно небольшой амплитуды (до 100 в/см) на некоторых частотах, которые можно считать резонансными, возникает быстрая кристаллизация дендритного типа (рис.7).


Рисунок 7- Электронная микроскопия дендритов коллагена,образовавшегося в течение трех минут после введения в водный раствор коллагена наночастиц двуокиси кремния



Рисунок 8 - Периодическая полосовая сверхструктра, образовавшаяся в композите ДНК с титанатом свинца после рентгеновского облучения

Значительное влияние на поведение образованных образом таким твердых композитов ДНК И коллагена С наночастицами титаната свинца и титаната бария оказывает рентгеновское излучение. Во-первых, наблюдается генерация ЭДС амплитудой до вольта. После такого рода рентгеновского воздействия поляризационно-оптическая микроскопия композитов ДНК с титанатом свинца выявляет наряду с обнаруженным ранее упорядочением ориентационным формирование пространственной модуляции структуры с периодом в несколько десятков микрон (рис.8).

Описанные выше процессы самоорганизации и свойства композитов биополимеров и наночастиц в первом приближении можно объяснить взаимной электрической активностью компонентов.

ДНК и белки образованы электрически полярными составными частями (ДНК нуклеотидами, белки – аминокислотами) Bce перечисленные [16]. выше неорганические вещества также электрически активны (двуокиськремния в кристаллическом состоянии известный пьезоэлектрик, а титанаты бария и свинца – сегнетоэлектрики). При вхождении этих нанокомпонентов во взаимный контакт может оказаться энергетически выгодным распрямления бывших до этого в клубках ДНК и коллагена для того, чтобы за счет электрического межчастичного взаимодействия понизить общую энергию системы. Генерация ЭДС при рентгеновском возбуждении этих систем указывает формирование на электрически полярной сверхструктуры.

Так как при рентгеновском облучении в этой системе возникают неравновесные свободные электроны, они изменяют внутреннее распределение электрических зарядов. В результате возникают пьезоэлектрические внутренние напряжения, приводящие к обнаруженной дополнительной самоорганизации с образованием полосовой периодической микроструктуры. Обнаруженные в этих системах эффекты воздействия низкочастотных электрических полей резонансного типа можно объяснить тем, что в водных суспензиях противоположно заряженные нанокомпоненты, притягиваясь друг к другу на больших расстояниях, по мере сближения начинают отталкиваться за счет существующих вокруг них гидратных оболочек из связанных молекул воды. За счет аномально высокой диэлектрической проницаемости воды на границе гидратных оболочек возникают дипольные моменты большой величины, которые и создают отталкивание противоположно заряженных наночастиц на малых расстояниях [44,45]. За счет этого пары таких нанокомпонентов создают как бы макромолекулы, резонансные частоты которых оказываются низкими за счет относительно большой массы составляющих частей.

Обнаруженные процессы быстрой кристаллизации биополимеров с наночастицами представляютбольшой интерес для решения актуальной проблемы расшифровки их внутренней структуры путем рентгеновской дифрактометрии, т.к., например, используемая для этого монокомпонентная кристаллизация белков— процесс длительный и весьма капризный. Генерация ЭДС рентгеновским излучением открывает перспективы создания новых типов радиационных детекторов и прямыхпреобразователей радиации в электричество.

В водных суспензиях хитозана и наночастиц двуокиси кремния при воздействии резонансного электрического поля были обнаружены синхронные переключения внутренней структуры агломератов этих компонентов, удаленных друг от друга на значительные расстояния [44,45]. Это можно объяснить тем, что переключение одного



Рисунок 9 - Пчелиные соты, отличающиеся высокой точностью геометрии и размеров

агломерата генерирует дополнительное электрическое поле резонансной частоты которое в сумме с внешним полем той же частоты индуцирует быстрые синхронные превращения и других агломератов. Этот процесс может прояснить проблему связи удаленными друг между ОТ друга биокомпонентами (например, подтвержденной медицинской практикой связи между злокачественными клетками в разных частях организма) и позволить создать систему управления поведением насекомых типапчел, саранчи и др.Такое подтверждается, предположение В поведением частности, пчел при

построении сотовых ячеек из выделяемого ими воска (рис.9)[46]. Высокая точность ячеек указывает на наличие у пчел-строительниц чувствительного и прецизионного инструмента для определения размера и симметрии ячейки, сооружаемой в данный момент. Так как этот инструмент действует и в темноте, а первые ячейкисотовой структуры по точности хуже, чем ячейки при выходе процесса построения на стационарный уровень, в приведенных выше публикациях делается вывод о том, что эти пчелы излучают акустические волны и имеют приемное устройство отклика на них сотовой системы. При отклонении геометрии создаваемой в данный момент ячейки от стандарта возникает расхождение отклика системы с эталоном и пчела быстро вводит коррекцию. Из соотношения между размерами ячеек и скоростью звука в воздухе оценка частоты волн определяет величину порядка сотни килогерц. Эти соображения указывают на аналогии между построениями сотовых ячеек и обсуждавшихся выше дислокационных структур, где, по нашим предположениям, важную роль играет обмен резонансными фононами между дислокациями. Сходство между геометриями сотовых и дислокационных структур, с одной стороны, и показанных выше белковых кристаллов с другой – можно объяснить тем, что и при формировании белковых кристаллов резонансные фононы сверхструктур имеют серьезное влияние.



Рисунок 10 - Капли воды, не растекающиеся по поверхности стали после внедрения в нее молекул тефлона шариковой обкаткой

В исследованиях и практических применениях систем органика – неорганика основное внимание уделяется композициям из неорганических нано- и микро-частиц, внедренных в полимерную матрицу [33]. С стороны, большой другой интерес представляют «инвертированные» композиции полимерных молекул. ИЗ внедренных в матрицы металлов, полупроводников или диэлектриков. Их формирование встречает серьезные трудности в связи с тем, что внедрение такого рода производится обычно при заметно повышенных температурах, когда все полимеры распадаются. Но этим приемам внедрения есть альтернатива, основанная на методике шариковой обкатки [18, 47]. В этом случае обкатывающий

шарик одновременно локальным пластическим деформированием С приповерхностного слоя материала может внедрять туда инородные вещества, либо предварительно нанесенные на поверхность, либо смачивающие шарик со стороны, противоположной обкатываемой поверхности. В этом случае шарик устанавливается в выходном отверстии камеры, которая заполняется легирующей жидкостью, и прижимается к кромке отверстия пружиной с усилием, соответствующим усилию вдавливания шарика в обкатываемый материал. Тогда при обкатке выходное отверстие слегка приоткрывается, обеспечивая доставку шариком легирующих компонентов на поверхность материала. Таким способом нам удалось обеспечить, например, внедрение полимерных молекул тефлона в сталь. Молекулы внедрились в приповерхностный слой стали так, что, с одной стороны, они прочно связались с металлом и не удалялись не только растворителями типа ацетона, но и механическим соскребыванием. С другой стороны, их внешние части были настолько близки к поверхности, что придали ей водоотталкивающие свойства. Помещенные на нее капли воды не растекались, а принимали эллипсовидную форму (рис.10).

Внедрение полимерных молекул в твердые тела таким способом интересно не только для придания стальным изделиям антикоррозионных, антиобледенительных и других полезных свойств, но для создания принципиально новых материалов с неожиданными свойствами, т.к. исследования композитов из полимерных молекул, внедренных в монолитные неорганические матрицы, в известной нам литературе еще не упоминались.

Заключение

В многочисленных публикациях экспериментально показано, что при динамической самоорганизация неорганических, органических и биоорганических материалов, а также их композиций формируется обширное многообразие периодических сверхструктур с масштабами от десятков нанометров до десятков микрон,В большинстве случаев в этих сверхструктурах обнаруживаются процессы и свойства, выявляющие новые закономерности поведения материалов и новые перспективы их практического использования:

При скоростном отверждении суспензий из неорганических наносцинтилляторов и органических люминофоров формируются микроволокна с продольно и поперечно модулированной сверхструктурой, обладающие уникальными сцинтилляционными характеристиками: рекордным сочетанием высокого световыхода и наносекундного быстродействия и преимущественной направленностью светового излучения вдоль волокон. Это объясняется активным обменом электронными возбуждениями между неорганическими и органическими нанокомпонентами, распределенной обратной связью и микросветоводным эффектом. Полученные результаты являются основой нового поколения радиационных детекторов с существенно повышенной

чувствительностью и микронным пространственным разрешением, востребованными для рентгеновской микроскопии биологических и неорганических объектов, радиационного мониторинга, гамма-телескопии и т.д.

При внесении в водные композиции биополимеров (ДНК, коллаген, хитозан) диэлектрических наночастиц (титанаты свинца и бария, двуокись кремния) обнаружено экспрессное формирование упорядоченных микросистем, демонстрирующих активные взаимодействия с радиационными и низкочастотными электрическими полями, выражающиеся в генерации ЭДС и перестройках периодических сверхструктур. Эти перспективны для рентгенодифракционной расшифровки явления атомномолекулярных структур биополимеров, прямого преобразования радиации в электроэнергию и ее аккумулирования в суперконденсаторах, регулирования световых потоков электроуправляемыми фотонными кристаллами.

На примере нанопериодических дислокационных сеток выявлена активная роль фононных и электронных резонансов в самосогласованном формировании периодических сверхструктур при деформировании и фазовых превращениях твердых тел.

Разработана методика внедрения полимерных молекул и неорганических наночастиц в твердые тела посредством шариковой обкатки их поверхности, которая перспективна для антикоррозионной и антиобледенительной обработки металлических конструкций, формирования градиентных материалов для управления фотонными потоками, создания новых типов электронных систем.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грант 16-29-11702).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1.Щука А.А., Наноэлектроника / М., Бином, 2012, 342 с.

2.Кайбышев О.А., Ф.З. Утяшев, Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов / М., Наука, 2002, 438 с.

З.Валиев Р.З, Александров И.В., Объемные наноструктурные металлические материалы. Получение, структура и свойства / М., ИКЦ «Академкнига», 2007, 398 с.

4.Шабанов В.Ф., Зырянов В.Я, (ред.) Фотонные кристаллы и нанокомпозиты: структурообразование, оптические и диэлектрические свойства / Новосибирск, СО РАН, 2009, 257 с.

5.Лепешов С.И., А.Е. Краснок, П.А. Белов, А.Е. Мирошниченко, Гибридная нанофотоника / УФН, т. 188, № 11, 2018, с. 1138-1154.

6.Леденцов Н.Н., Ж.И. Алферов и др. гетероструктуры с квантовыми точками: получение, свойства, лазеры. Обзор / Физ. Техн. полупроводников, т. 32, в. 4, 1998, с. 385 – 410.

7.Wolf Y.I., Katsnelson M.I., Koonin E.V., Physical Foundations of biological complexity / Proc. Nat. Acad. USA (PNAS), v.115, № 37, 2018, p. EB678-687.2018 https://doi.org/10.1073/pnas.1807890115

8.Рамбиди Н.Г. Нанотехнологии и молекулярные компьютеры / М., ФИЗМАТЛИТ, 2007, 256 с.

9.Кришталик Л.И. Белки как специфическая полярная среда процессов переноса заряда / УФН, т. 182, № 12, 2012, с. 1276-1300.

10.Ashby W.R.< Prinsiples of the self-organizing system / Transactions of the University of Illinois Symposium "Principles of Self-Organization", Pergamon Press, London, 1962, p. 255-278.

11.Вайнштейн Б.К. Кристаллография и кристаллохимия /М., Наука, 1986, 150 с.

12.Пригожин И., Д. Кондепуди, Современная термодинамика от тепловых двигателей до диссипативных структур / М., Мир, 2002, 461 с.

13.Марков А. Рождение сложности. Эволюционная биология сегодня / М., АСТ-Corpus, 2015, 527 с.

14.В.И. Высоцкий, А.А. Корнилова, Ядерный синтез и трансмутации изотопов в биологических системах / М., Мир, 2012, 165 с.

15.Хакен Г. Синергетика / м., Мир, 1985, 440 с.

16.Кнорре Д.Г., С.Д. Мызина, Биологическая химия /М., Высшая школа, 2003, 479 с.

17.Осипьян Ю.А. и др. Электронные свойства дислокаций / М., Эдиториал УРСС, 2000, 220 с.

18.McPerson A., Cavira J.A. Introduction to Protein Crystallization / Acta Crystallografica, ser. F. 2014, F 70, p. 2 – 20

19.Классен Н.В., Клубович В.В., Кулак М.М., Мышляев М.М. Особенности наноструктур, самоорганизующихся при деформационных и электромагнитных воздействиях / Перспективные материалы и технологии, Витебск, УО «ВГТУ», 2017, гл. 11, с. 214 – 229.

20.3уев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. Физика макролокализации пластического течения / Новосибирск, Наука, 2008, 290 с.

21. Классен Н.В., Кобелев Н.П., Колыванов Е.Л., Орлов В.И., Шмытько И.М, Кулак М.М., Клубович В.В., Мышляев М.М. Влияние шариковой обкатки на структуру и свойства металлов / Материаловедение,2013, № 11,с. 51-57

22.В.Я. Емелин, Н.В. Классен, Ю.А. Осипьян, Дифракция и аномальное прохождение света в пластически деформированном сульфиде кадмия / Письма ЖЭТФ, т. 33, в. 6, 1981, с. 329-332.

23.Г.А. Малыгин, Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов / УФН, т. 169, в. 9, 1999, с. 979 – 1010

24.Г.А. Малыгин, Механизм деформационного упрочнения и образования дислокационных структур в металлах при больших пластических деформациях / ФТТ, т. 48, в. 4, 2006, с. 651-657.

25.Мышляев М.М., Романов Ю.А., Ильин А.И., Ходос И.И. Электронная микроскопия дислокационных структур в пластически деформированных кристаллах / Физ. Хим. Обработки материалов, № 6, 1980, с. 112-118

26.АльшицВ.И., В.Л. Инденбом, Динамическое торможение дислокаций / УФН, т. 115, в. 1, 1975, с. 3 - 39

27.ОсипьянЮ.А., БобровВ.С. О термическом разупрочнении металлов / ФТТ, т. 15, в. 11, 1973, с. 3266-3268

28.Осипьян Ю.А., Савченко И.Б. Экспериментальное наблюдение влияния света на пластическую деформацию сульфида кадмия / Письма ЖЭТФ, т.7, 1968, с. 130-133

29.КлассенН.В., Осипьян Ю.А. Шихсаидов М.Ш. Одновременные исследования фотопроводимости и фотопластического эффекта в кристаллах CdSи ZnSe/ ФТТ, т. 18, 1976, с. 1587 – 1599

30.Осипьян Ю.А., Петренко В.Ф. Влияние света на дислокационные токи в ZnS/ ДАН СССР, т. 226, в. 4, 1976, с. 803-805

31.Классен Н.В., Махонин С.И., Осипьян Ю.А. Применение пластической деформации для производства твердотельных оптических элементов / Материаловедение, № 2, 1997, с. 57 – 66

32.Борн М., Вольф Э. Основы оптики /М., Наука, 1973, 720 с.

33.Милехин А.Г. и др. Гигантское комбинационное рассеяние квантовыми точками CdS/ Письма ЖЭТФ, т. 88, в. 12, 2008, с. 918-921

34.Кербер М.Я,, под ред. А.А. Берлина. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология./ М., Профессия, 2014

35. Гринев Б.В., В.Г. Сенчишин, Пластмассовые сцинтилляторы / Харьков, акта, 2003, 324 с.

36. Глобус М.Е., Гринев Б.В. Неорганические сцинтилляторы / Харьков, Акта, 2000, 408 с.

37.Шмурак С.З., Кедров В.В., Классен Н.В., Шахрай О.А. Импульсная рентгенолюминесценция композитов из неорганических частиц и органических люминофоров / Письма ЖТФ, т. 38, 2012, с. 10-17

38.Классен Н.В., Кедров В.В., Покидов А.П. Шмытько И.М. . "Deformation behavior features of composite of polystyrene with cesium sulfate filler during ultraviolet and X-ray irradiation"/ Inorganic Materials: Applied Research (2016), v. 7, p. 66 – 73

39.Классен Н.В., Покидов А.П., Кедров В.В. Улучшение структуры и свойств сцинтилляционных композитов центрифугированием / Материаловедение, 2017. № 9. С. 34-39.

40.Лабунцов Д.А., Ягов В.В. Механика двухфазных систем. / М.: Изд-во МЭИ, 2000. - с. 143-146.

41.Лазеры с распределенной обратной связью/ www.rp-photonics.com

42.Желтиков А.М. Оптика микроструктурированных волокон / М., Наука, 2004, 150 с.

43. Камера-обскура / https://enciklopediya-tehniki.ru/promyshlennost-na-k/kamera-obskura.html

44. KlassenN.V., VasinA.A., MasalovV.M., Shmit'kol.M., SuhininaN.S.,

Likhter A.M. Particularities of agglomeration of nanoparticles in aqueous colloids/ Book of abstracts of International Conference UK Colloids 2014.- London.- July 2014.- p. 225-226.

45.Васин А.А., Классен Н.В., Лихтер А.М. Аномалии электрооптических свойств биологических микрочастиц и перспективы их применений/Физическое образование в вузах.-2014.-спец.выпуск. – с.27-32.

46. Тауц Ю., Феномен медоносной пчелы. Биология суперорганизма./ М., Азбука-Аттикус. Колибри. 2018, 272 с.

47. Колыванов Е.Л., Кобелев Н.П., Классен Е.Н., Классен Н.В., Мышляев М.М., Клубович В.В., Кулак М.М. Устройство для низкотемпературного поверхностного легирования / Патент РФ на полезную модель № 181963 от 16. 02. 2018

Глава 14. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

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

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия, fedorov@tsutmb.ru

Введение

Аморфные металлические сплавы являются перспективными материалами нового поколения. Интерес к ним связан с уникальными сочетаниями свойств, которые во многом превосходят свойства традиционных кристаллических материалов. Их высокая прочность (~2000 МПа), изотропность свойств, высокая коррозионная стойкость и магнитомягкость материалов (высокая магнитная проницаемость, малая коэрцитивная сила) приводят к тому, что они интенсивно используются как сердечники трансформаторов, магнитные фильтры, датчики, записывающие головки и др.[1-3]. Изделия из аморфных металлических сплавов в процессе эксплуатации подвержены различным воздействиям (электромагнитные поля, агрессивные среды, температурное поле, механические нагрузки) [4-9]. В связи с этим изучение закономерностей изменения механических свойств, при таких условиях, является актуальной задачей в физике неупорядоченных сред.

Влияние импульсного электрического тока на кристаллические материалы достаточно хорошо изучено [10-12]. При пропускании импульсов тока наблюдается электропластический эффект, приводящий к увеличению пластичности и уменьшению хрупкости металла. Однако работ, связанных с пропусканием импульсного электрического тока через аморфные материалы практически нет [13].

Цель настоящей работы состоит в исследовании влияния импульсного электрического тока на изменение механических характеристик аморфных сплавов на основе кобальта, подверженным различным внешним воздействиям (агрессивные среды, низкие температуры, многоцикловая импульсная обработка).

Материалы и методы испытаний

В качестве материалов для исследования воздействий импульсов электрического тока выбраны ленточные аморфные металлические сплавы на основе кобальта с различным его содержанием и нанокристаллический сплав на основе железа. Содержание кобальта в аморфных металлических сплавах (АМАГ) менялось от 70 до 86 %. Содержание железа в нанокристаллическом сплаве составляло 80 % (табл. 1.). Размеры образцов 40×3,5×0,02 мм. Все исследуемые сплавы получены методом спиннингования. Нанокристаллический сплав на основе железа, который находится в более равновесном состоянии, в экспериментах использовался для сравнения с поведением ленточного аморфного сплава, для выявления эффектов связанных с неравновесностью аморфного состояния.

Эксперименты по одноосному растяжению проводили на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565. Для проведения экспериментов с одновременным воздействием нагрузки и импульсного электрического тока были изготовлены специальные захваты с изолирующими пластинами. Во время деформации образца подавали импульсы тока (путем разрядки конденсатора). Плотность тока (*j*), протекающего через образцы, варьировали от 1.10⁸ до 5.10⁹ A/м². Использовали импульсы длительностью $T_1 \sim 2,5$ мс и $T_2 \sim 5$ мс. Нагрев образцов в течение всего процесса деформации контролировали лазерным измерителем температуры Testo-845 с частотой 10 с⁻¹. Структурное состояние аморфных сплавов на основе кобальта и нанокристаллического сплава на основе железа до и после воздействия импульсного электрического тока определяли рентгенографическими методами с использованием рентгеновского дифрактометра ARL X'TRA.

Тип сплава	Co, %	Fe, %	Ni, %	Si, %	Mn, %	B, %	Cr, %	Nb, %	Cu, %
AMAΓ-170	70,42	4,72	10,46	9	2,1	2	1,3	_	-
AMAΓ-172	71,65	4,75	10,92	8,16	1,13	2	1,39	_	-
AMAΓ-179	78,1	3,31	8,19	5,48	1,61	2	1,31	_	-
AMAΓ-180	78,65	4,03	4,73	7,22	1,88	2	1,49	_	-
AMAC-183	82,69	2,21	-	7,77	4,19	2	1,14	_	-
АМАГ-186	85,41	2,27	-	5,15	4,07	2	1,1	—	-
AMAF-200	-	80,22	_	8,25	_	_	_	10,09	1,44

Таблица 1 - Элементный состав сплавов.

Результаты экспериментов и их обсуждение

1. Влияние импульсного электрического тока на ход зависимости σ-ε

Экспериментально установлено, что при деформации образцов из аморфных металлических сплавов (АМС) с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах σ – ε наблюдается кратковременный (примерно 1,1 с) сброс механического напряжения (До) с последующим полным восстановлением хода зависимости σ – ε (рис. 1, а). Кроме того, пропускание импульсного тока вызывает скачкообразное кратковременное электрического увеличение температуры образцов АМС (рис. 1, б). Отмечено, что при $j \ge 4 \cdot 10^9$ А/м² на зависимости σ – ε АМС имеет место не полностью восстанавливаемый сброс механической нагрузки. Для нанокристаллического сплава на основе железа не полностью восстанавливаемый сброс механического напряжения наблюдается при $j \ge 8 \cdot 10^8 \text{ A/m}^2$. Такой невосстанавливаемый сброс механического напряжения, по-видимому, связан с необратимыми атомными перестройками в материалах. Пропускание импульсного тока *i* > 2·10⁹ А/м² понижает предел прочности материалов. На рис. 1, в представлены зависимости величин сброса механического напряжения от числа импульсов. Для всех исследуемых сплавов эта функция линейно возрастает.





Рисунок 1 - а) Диаграмма нагружения σ(ε) аморфного сплава АМАГ – 180 при одновременном воздействии импульсным током разной величины и соответствующая ей зависимость температуры нагрева образца с течением времени (б) при воздействии десятью импульсами тока длительностью 2 мс; в) зависимость величины сброса механического напряжения Δσ от числа импульсов N.

Установлено, что при одной и той же плотности тока увеличение длительности импульса вызывает пропорционально больший по величине нагрев образцов и, соответственно, больший сброс механического напряжения. Сопоставление зависимостей величины сбросов механического напряжения от плотности тока при заданной длительности импульса показывает, что для исследуемых аморфных и нанокристаллических металлических сплавов зависимости $\Delta\sigma(j)$ подобны и могут быть аппроксимированы выражением $\sigma = \sigma_0 + Ae^{(-j/B)}$, где A и B – числовые коэффициенты, зависящие от элементного состава сплава. Экспоненциальный характер зависимостей (рис. 2) свидетельствует о термоактивационных процессах, происходящих в материалах.



Рисунок 2 - а) Зависимость сброса механического напряжения от плотности тока при $\tau = 5$ мс в сплавах АМАГ-180 (*1*), АМАГ-172 (*2*), АМАГ-200 (*3*); б) влияние длительности импульса тока на величину сброса механического напряжения для сплава АМАГ-179.

Проведены исследования влияния длительности импульса электрического тока на величину сброса механического напряжения. Установлено, что при одной и той плотности тока большая длительность импульса вызывает больший сброс механического напряжения (рис. 2, б). Для всех исследуемых сплавов зависимости подобны. При пропускании импульса электрического тока происходит увеличение температуры образца за счет выделения джоулева тепла. Учет теплового действия тока, включающий в себя точное измерение нагрева образцов и оценку влияния этого нагрева на деформацию образцов, является существенным моментом в исследовании причин сброса механического напряжения.

С этой целью проводили деформацию образцов по следующей схеме. Первоначально образец подвергали растяжению при постоянной (0,1 мм/мин) скорости движения захватов при комнатной температуре. При достижении механической нагрузки, соответствующей моменту пропускания импульсного тока, деформацию прекращали, но нагрузку при этом с образцов не снимали. После этого осуществляли нагрев образца с использованием тепловой приставки машины Instron-5565 (время нагрева не более 5 секунд). Далее образец продолжали нагружать с той же скоростью деформации, что и на первом этапе, но уже при повышенной температуре. Эксперименты на всех исследуемых сплавах показали, что зависимость снижения механического напряжения Δσ от величины нагрева (Δ*T*) имеет линейный характер. За счет повышения температуры, также наблюдается сброс механического напряжения на диаграммах нагружения.

Экспериментальные зависимости аппроксимировали линейной функцией вида $\Delta \sigma = k_2 \Delta T$, где k_2 – коэффициент, показывающий величину сброса напряжения при нагреве на $\Delta T = 1$ °C.

По результатам проведенных экспериментов установлено, что в аморфных сплавах на основе кобальта пропускание импульсного тока вызывает больший сброс механического напряжения, чем нагрев в печи. Значения коэффициентов для токового (*k*₁) и печного (*k*₂) нагрева приведены ниже (табл. 2):

	АМАГ-	АМАГ-	АМАГ-	AMAL-	AMAC-	AMAC-	AMAC-
	170	0.70	179	180	183	180	200
K_1 , IVII Ia/ C	9,33	8,72	10,15	71,94	8,95	9,84	5,85
K_2 , IVII Ia/°C	6,08	5,50	5,52	7,68	5,42	6,58	5,85
$\frac{k_1}{k_2}$	1,54	1,59	1,84	1,56	1,65	1,65	1,00

Таблица 2 - Оценка вкладов токового и печного нагревов.

Таким образом, сброс механического напряжения, вызванный нагревом при однократном пропускании импульса электрического тока, в аморфных сплавах почти в 1,5 раза больше, чем сброс напряжения при нагреве в печи (рис. 3, *a*) до такой же температуры.

Наклон зависимостей σ(ε) после импульсного и печного нагревов одинаков, соответствует наклону до нагрева, т.е. модуль Юнга сохраняет свое значение.

Очевидно, что сброс напряжения в образце обусловлен не только термическим расширением, но и иным механизмом, инициируемым пропусканием кратковременного импульса электрического тока.

При кратковременном воздействии импульсного электрического тока и нагрева образца за сброс механических напряжений ответственны два процесса: термическое расширение сплава и процесс начинающейся направленной структурной релаксации [14], так как пропускание импульса электрического тока не дает остаточной деформации, то процессы отвечающие за сброс напряжения обратимы, т.е. кроме обратимого термического расширения присутствует, проявляющаяся при кратковременных импульсных нагревах, обратимая стадия направленной структурной релаксации.

При нагреве в печи и дальнейшей деформации при повышенной температуре появляется необратимый сброс механического напряжения за счет термического расширения и необратимой структурной релаксации.

Исключаются также магнитострикционные явления, вызванные пропусканием электрического тока, так как в аморфных сплавах с большим содержанием кобальта величина магнитострикции имеет практически нулевое значение [15].



Рисунок 3 - Величина сброса механического напряжения в результате пропускания импульсного тока (Δσ_{ит}) и нагрева (Δσ_н) для сплава АМАГ-180 (*a*) и АМАГ-200 (*б*).

Для сплава АМАГ-200 величины сбросов механического напряжения, вызванных импульсным током и нагревом в печи, одинаковы (рис. 3, б) при одной и той же температуре, что может быть связано с особенностями строения материала, который находится в более стабильном состоянии по сравнению с АМС по крайней мере при нагреве до температур примерно 80 °C. Следовательно, меньший сброс механического напряжения в этом сплаве можно объяснить как термическим расширением в результате нагрева при пропускании импульсного тока и в печи, так и не менее интенсивным процессом релаксации напряжений.



Рисунок 4 - Дифрактограммы образцов сплава а) АМАГ-170: 1 – без воздействий импульсами электрического тока; 2 – после 15 импульсов тока; 3 - отожженных 15 мин при 550°С; 4 – отожженных 20 мин при 600°С; б) АМАГ-200: 1 – без воздействий импульсами электрического тока; 2 – после 15 импульсов тока; 3 - отожженных 5 мин при 600°С

Проведен сравнительный анализ рентгенограмм образцов сплавов без воздействий и после воздействия импульсами тока, а также образцов, отожженных при различных температурах. Выявлено, что аморфные сплавы на основе кобальта (АМАГ-170 – 186) после серий импульсов электрического тока плотностью 10⁸ – 10⁹ А/м² остаются рентгеноаморфными (рис. 4), что косвенно можно связать с начальными обратимыми этапами атомных перестроек.

В нанокристаллическом сплаве на основе железа (АМАГ-200) после серий импульсов тока с нагревом, не превышающим 80 °С, на дифрактограммах отмечены незначительные изменения, которые могут быть обусловлены частичным снятием закалочных напряжений и ростом кристаллов. При этом снижается предел прочности [16].

2. Особенности влияния коррозионных сред на механические характеристики аморфных сплавов при импульсном токовом воздействии

В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H₂S и NACE + 400 мг/л H₂S, 20 %-ый раствор серной кислоты, 10 %-ый раствор соляной кислоты. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 ч, в растворах серной кислоты – 40 мин, в растворе соляной кислоты 10 минут. Элементный состав и морфологию поверхности образцов исследовали на растровом электронном микроскопе Quanta 600 FEG и на атомно-силовом микроскопе Ntegra Aura.

Исследовано влияние растворов NACE на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов при воздействии импульсного электрического тока. Установлено, что характер деформации образцов аморфных металлических сплавов, выдержанных в растворах NACE, не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. В тоже время воздействие растворов NACE вызывает в нанокристаллическом сплаве на основе железа величину сброса механического напряжения, вызванного пропусканием импульсного тока плотностью ј ≥ 10⁹ A/м² примерно на 10 % больше, чем у образцов этого же сплава, но без выдержки в растворах NACE (рис. 5). От концентрации растворов NACE, использованных в работе, величина сброса механического напряжения в нанокристаллических образцах не зависит. Зависимости величины сбросов механического напряжения от плотности токов представлены на рис. 5.

При этом отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется предел прочности материалов. Так, например, после воздействия растворов NACE и четырех импульсов электрического тока плотностью 10⁹ A/м² модуль Юнга всех исследуемых сплавов практически не изменяется, а предел прочности уменьшается примерно на 40 %.

Проведены рентгеноструктурные и электронно-микроскопические исследования поверхности образцов и их структурного состояния после воздействия агрессивных сред. На дифрактограммах не отмечено каких-либо изменений. Для аморфных сплавов сохраняется характерное гало, в нанокристаллическом сплаве наблюдается полное совпадение дифракционных максимумов.

Обнаружено, что среда NACE вызывает на поверхности нанокристаллического сплава окислительные реакции, в результате которых образуются оксиды железа в виде пленки толщиной порядка 1 мкм (рис. 6, а). Об образовании оксидов также свидетельствуют результаты исследования элементного состава образцов аморфных и нанокристаллических сплавов, которое показало, что выдержка в растворах приводит к появлению в составе атомов кислорода. В аморфных сплавах его концентрация около 1 %, а в нанокристаллическом – более 2,5 %.



Рисунок 5 - Зависимость величины сброса механического напряжения от плотности тока в сплаве: а – АМАГ-200 для образцов, выдержанных в растворе NACE + 100 мг/л H₂S (1) и NACE + 400 мг/л H₂S (2), а также без воздействия среды NACE (3); б – АМАГ-180 в основном состоянии (1) и после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты (2).

По-видимому, образовавшаяся в результате выдержки в растворах NACE оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава снижает теплоотдачу материала. В результате этого пропускание импульсного тока вызывает больший нагрев образца, что увеличивает величину сброса механического напряжения. На поверхности аморфных сплавов подобной пленки не наблюдается, вследствие этого нагрев образца не изменяется, а следовательно, значения сбросов механического напряжения. Выдержка в растворах NACE изменяет свойства поверхности материалов, изменений каких-либо свойств в объеме образцов не зафиксировано. Электронной микроскопией обнаружено, что на поверхности аморфных и нанокристаллических сплавов наблюдается рост как отдельных микрокристаллов соли NaCl, так и разветвленных дендритных солевых структур (рис. 7).

Исследовано влияние импульсного тока на поведение материалов после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты. Эксперименты показали, что в аморфных сплавах на основе кобальта значения сбросов механического напряжения, вызванные пропусканием импульсного тока, уменьшаются на Δσ ≈ 20 % в сравнении с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии (рис. 5б). Воздействие кислотной среды на нанокристаллический сплав на основе железа не влияет на величину сбросов механического напряжения.





Рисунок 6 - Оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава АМАГ-200 после воздействия растворов NACE (а) и сульфатные образования на поверхности АМАГ-180 после воздействия 20 %-го раствора серной кислоты (б).





a)

Рисунок 7 - Морфологические особенности поверхности образцов подверженных действию водородосодержащей среды: а – выделение частиц NaCl, образующее разветвленную дендритообразную ветвь; б – фрагмент участка разветвленной дендритообразной ветви.

Уменьшение величины сбросов механического напряжения связано с происходящими поверхностными явлениями. На рис. 6,6 представлен вид поверхности образцов после выдержки в кислотной среде. Видно, что выдержка в кислотной среде аморфных материалов приводит к появлению на их поверхности сульфатных образований, что подтверждается исследованием элементного состава. При концентрации раствора 20% вся площадь поверхности образца покрыта сульфатными образованиями, толщина которых достигает 3 мкм.

Образовавшаяся на поверхности сульфатная пленка уменьшает сечение образца, что приводит к росту сопротивления и уменьшению силы тока. Это вызывает меньший нагрев образца, вследствие чего уменьшается величина сброса механического напряжения, вызванного пропусканием импульсного тока. При этом важно отметить, что после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты аморфные сплавы не теряют своих прочностных свойств. Кроме того, металлический кобальт способен поглощать значительные объемы водорода [17], не образуя при этом соединений постоянного состава. Водород не улетучивается, а остается в поверхностном слое материала, вызывая его охрупчивание, что наблюдается экспериментально.

Выдержка нанокристаллического сплава на основе железа в растворах серной кислоты приводит к образованию питтинговой коррозии (рис. 8). Характерный размер питтинговых ямок составляет 300 – 350 нм глубиной примерно 40 нм. При этом имеет место уменьшение значения предела прочности сплава. Так, например, после воздействия раствора серной кислоты и четырех импульсов тока плотностью 2·10⁸ ÷ 2·10⁹ A/м² предел прочности уменьшается на 20 %.



Рисунок 8 - Питтинговая коррозия на поверхности нанокристаллического сплава АМАГ-200.

Сравнение различных видов предварительных воздействий на величину сбросов механического напряжения при электроимпульсном воздействии и влияние количества импульсов показало, что наибольшее влияние оказывают кислотные среды (рис. 5, б). При воздействии раствора NACE на исследуемые аморфные образцы величина сброса механического напряжения, вызванного пропусканием импульсного тока, увеличивается на 3% по отношению к образцам, не подвергавшихся воздействию агрессивной среды. В нанокристаллическом сплаве увеличение составляет 4%. Выявлено, что в образцах, выдержанных в соляной кислоте наблюдается уменьшение величины сброса механического напряжения на 8% у аморфных сплавов и на 7% у нанокристаллического сплава, в сравнении с образцами не подверженными действию коррозионных сред.



Рисунок 9 - Зависимость величины сброса механического напряжения ∆о от числа импульсов N: а) предварительно выдержанных в NACE; b) предварительно выдержанных в HCI (10% p-p).

На рис. 9 представлена зависимость величины сбросов механического напряжения от числа импульсов.

Таким образом, выдержка в среде NACE изменяет структуру поверхности исследуемых сплавов. На поверхности нанокристаллического сплава на основе железа образуется оксидная пленка, не вызывающая существенных изменений сечения образца, но препятствующая его теплообмену с окружающей средой. В результате чего пропускание импульсного тока приводит к увеличению сброса механического напряжения. Кислотная среда образует сульфатные соединения на поверхности аморфных сплавов, приводит к заметному уменьшению металлического сечения образца, что вызывает увеличение сопротивления материала, уменьшает силу тока, а значит, приводит к меньшему нагреву образцов. Следовательно, уменьшается величина сброса механической нагрузки. В нанокристаллических сплавах сохраняется сброса механического напряжения при пропускании величина импульсного электрического тока [18].

3. Исследование реологических свойств аморфных и нанокристаллических сплавов при воздействии нестационарных тепловых полей

Для понимания процессов происходящих в материале при пропускании импульсного электрического тока были проведены эксперименты по определению начальной стадии направленной структурной релаксации.

Предварительную релаксацию напряжений в образцах осуществляли по следующей методике. Образцы нагружали до механического напряжения 400 МПа. После чего движение траверсы останавливали и предоставляли возможность материалу свободно релаксировать. В ходе всего эксперимента непрерывно производили запись показаний датчика силы. При исследовании влияния температурных режимов на процесс структурной релаксации нагрев образца не превышал верхней границы рекомендуемых эксплуатационных температур для данных сплавов 80 °С.

В первой части работы исследовали ход релаксационных процессов в указанных сплавах при температурах -196 °C, 0 °C, 23...80 °C. Отмечено, что процесс релаксации напряжений при комнатной температуре происходит в две стадии, причем приблизительно 65 % всего снижения происходит на первой стадии. На второй стадии наблюдается менее интенсивное снижение нагрузки (рис. 10, а). При увеличении температуры образца, процесс структурной релаксации протекает более интенсивно, что проявляется в увеличении скорости снижения механического напряжения (рис. 10, б).

Отмечено, что при комнатной температуре в аморфном сплаве на основе кобальта снижение исходного механического напряжения в образце происходит лишь

на 5% при времени выдержки не менее 1 часа, тогда как нагрев до 40 °С приводит к полному снятию механических напряжений в образце спустя 15 минут после начала испытаний.

В экспериментах, проведенных при температуре жидкого азота в аморфном сплаве в течение 1 часа релаксационных процессов не наблюдали, что подтверждается сохранением величины механического напряжения, приложенного к образцу. После окончания подачи жидкого азота при отогреве образцов наблюдается постепенное снижение нагрузки, аналогичное снижению в экспериментах при комнатной температуре.



Рисунок 10 - а) Стадии релаксации механического напряжения в аморфном сплаве при комнатной температуре; б) релаксация напряжений в аморфном сплаве на основе кобальта при различных температурах.

Аналогичным образом происходят релаксационные процессы B нанокристаллическом сплаве. Но при этом скорость релаксационных процессов значительно меньше (рис. 11а, б) относительно скорости релаксации в аморфном сплаве при одинаковых условиях испытаний и при одинаковых геометрических температуры размерах образцов. Понижение образцов. замедляет процесс релаксации и при температуре менее 0 °С релаксационное течение блокируется, о чем говорит постоянство величины механической нагрузки с течением времени.



Рисунок 11 - а) Стадии релаксации механического напряжения в нанокристаллическом сплаве при комнатной температуре; б) релаксация напряжений в нанокристаллическом сплаве на основе железа при различных температурах.

Были получены зависимости остаточного механического напряжения в образцах от температуры и времени испытаний, которые представлены на рис. 12. Видно, что в аморфном сплаве при температуре выше 40 °C наблюдается увеличение скорости релаксации нагрузки. Кроме того, в интервале температур 50–60 °C и временах релаксации до 5 минут обнаружены области стабилизации величины механического напряжения после релаксации. С увеличением времени выдержки наблюдается

монотонное падение приложенных механических напряжений. На аналогичных зависимостях для нанокристаллического сплава при всех временах выдержки присутствует область стабилизации приложенного механического напряжения в интервале температур 40–50 °C.

Исследовано влияние предварительной релаксации образцов на величину сброса механического напряжения, обусловленного пропусканием импульсного электрического тока. В аморфном и нанокристаллическом сплавах с этой целью через 15 мин. после начала релаксации при комнатной температуре подавался одиночный Сравнение электрического тока. зависимостей импульс величины сброса механического напряжения для образцов в исходном состоянии и после релаксации в течение 15 минут при одном и том же приложенном напряжении, показало, что величина сброса механической нагрузки в образцах аморфного сплава с предварительной релаксации напряжений уменьшилась от 15 до 40 % (рис. 13,а). В нанокристаллическом сплаве величина сброса практически не изменилась. Следовательно, при одних и тех же геометрических размерах образцов сплавов с различным структурным состоянием, наблюдаемое уменьшение величины сброса механического напряжения можно объяснить исключением в аморфном сплаве составляющей структурной релаксации, которая в нанокристаллическом сплаве либо отсутствует, либо настолько мала, что ее изменение не сказывается на общей величине сброса.



Рисунок 12 - Зависимость величины остаточного механического напряжения в аморфном сплаве на основе кобальта (а) и в нанокристаллическом сплаве на основе железа (б) от температуры и времени релаксации.



Рисунок 13 - Зависимости величины сброса механического напряжения от плотности импульсного тока для аморфного сплава на основе кобальта а) и нанокристаллического сплава на основе железа б): 1 – для образцов при комнатной температуре; 1' – после релаксации в течение 15 минут, 2 – для образцов в среде жидкого азота.

Были проведены эксперименты, в которых деформация и подача импульсного электрического тока на образец происходили в среде жидкого азота в исходном состоянии и после предварительной релаксации в течение 15 минут. Установлено, что в аморфном сплаве величина сброса механического напряжения уменьшилась приблизительно на 40 % по сравнению со сбросом, возникающим при пропускании импульсного тока при комнатной температуре (рис. 13, а). Образование сброса при данных условиях, можно объяснить только термическим расширением образца. А релаксационные процессы, которые инициируются пропусканием импульсного тока, блокируются за счет низкой температуры. В нанокристаллическом сплаве величина сбросов не изменяется при пропускании тока в среде жидкого азота (рис. 13,б) и при комнатной температуре [19].

4. Многоцикловая электроимпульсная усталость аморфных сплавов

Аморфные металлические сплавы на основе кобальта являются перспективными материалами нового поколения и интенсивно используются в различных областях промышленности, в частности, работают при многоцикловом электроимпульсном нагружении.

Разработана методика и реализована принципиальная схема подачи многократных импульсов электрического тока на образцы аморфных металлических сплавов (рис. 14).



Рисунок 14 - Схема экспериментальной установки: 1 – компьютер, 2 – электромеханическая машина, 3 – образец, 4 – электронный счетчик импульсов, 5 – реле, 6 – генератор импульсов калиброванной амплитуды.

Предварительно образец нагружали до механического напряжения 100 МПа. Затем процесс останавливали и на образец путем разрядки конденсатора подавали электрические импульсы пилообразной формы (рис. 15). Использовали генератор импульсов и электронный счетчик импульсов для контроля длительности и частоты подаваемого сигнала. Импульсы обладали длительностью т ~ 250 мс и подавались с частотой v = 0,5 Гц, плотностью тока 1.10⁸ А/м².



Рисунок 15 - Осциллограмма импульса.

В экспериментах через образцы пропускали определенное количество импульсов электрического тока. После этого образец нагружали до разрушения и определяли предел прочности исследуемых материалов.

Были также проведены исследования зависимости микротвердости аморфного сплава АМАГ-180 от числа поданных импульсов электрического тока и их величины. Микротвердость исследуемых образцов определяли по Виккерсу на автоматическом микротвердомере DM8 с нагрузкой на индентор 25 г.

Экспериментально установлено, что при многократном импульсном воздействии меняется предел прочности исследуемых материалов. На рис. 16 показано изменение предела прочности после предварительной обработки многоцикловым импульсным воздействием для сплава АМАГ-186.





Рисунок 16 - Зависимость предела прочности материала σ от числа предварительно пропущенных импульсов N для сплава АМАГ-186. Каждая точка графика строилась по 5 образцам после снятия σ-ε диаграммы.

Рисунок 17 - Модель понижения потенциального барьера разрушения сплавов в зависимости от числа импульсов электрического тока.

Такое поведение предела прочности можно связать с изменением структурного состояния сплавов. Пропускание импульсов электрического тока сопровождается нагревом образцов, что вызывает снятие локальных напряжений и незначительные структурные перестройки. Это переводит структуру в более стабильное состояние, для разрушения которого нужны более высокие напряжения. На схеме рис. 17 структура с потенциальным барьером для разрушения ΔE_1 переходит в состояние с потенциальным барьером $\Delta E_2 > \Delta E_1$. Последующее увеличение числа циклов (или длительности нагрева) переводит структуру к состоянию перехода в кристаллическое, что вызывает снижение разрушающих напряжений, и следовательно потенциальный барьер разрушения до значений близких к ΔE_1 .

Аналогичные зависимости наблюдаются для всех исследуемых сплавов. Видно, что приблизительно до 2000 предварительно пропущенных импульсов предел прочности возрастает на 20%. Дальнейшее увеличение количества импульсов приводит к снижению предела прочности и при 10⁴ импульсов он достигает исходного значения в пределах погрешности измерений. Температура образцов во время пропускания одиночного импульса увеличивается незначительно (в среднем, на 5 градусов). После пропускания импульса температура образца возвращается к исходному значению в течение ~ 1 с. Так как пропускание импульсного электрического тока сопровождается сбросом механического напряжения, то величина сброса зависит от числа пропущенных импульсов (рис. 18).

Данная зависимость носит линейный характер. Коэффициент корреляции экспериментальных данных с линейной функцией составляет 0,99. С возрастанием количества пропущенных импульсов наблюдается увеличение величины сброса механического напряжения. Это может быть обусловлено топологическим упорядочиванием, связанным со структурной релаксацией. Модуль Юнга исследуемых

сплавов при увеличении количества импульсов возрастает (рис. 19), что может об изменении структуры в направлении свидетельствовать кристаллического состояния.



Рисунок 18 - Зависимость величины сброса механического напряжения Δσ от пропущенных импульсов для количества AMAC-186. Исходное сппава значение механического напряжения 100 МПа.



Рисунок 19 - Зависимость изменения модуля Юнга от количества пропущенных импульсов для сплава АМАГ-186.

Необходимо отметить, что в ходе экспериментов образец сохраняет аморфность, подтверждается рентгенографическими исследованиями. Таким образом, что экспериментально установлено, что электроимпульсное воздействие изменяет предел прочности сплавов по мере увеличения числа импульсов. При этом имеет место линейный рост модуля Юнга, достигающий при 10⁴ импульсах значение 10%.

В ходе исследований влияния малого числа импульсов тока на механические характеристики аморфных сплавов было установлено, что при параметрах тока $j = 2,1 \cdot 10^8 - 1 \cdot 10^9$ А/м² значение Модуля Юнга *E* практически не меняется и составляет 148 ± 8 ГПа. При рассмотренных параметрах импульсного тока значения предела прочности находятся в интервале 2200 ± 200 МПа. Следовательно, наличие величины сброса механического напряжения для исследуемого материала объясняется термическим расширением и структурной релаксацией. Все они, по-видимому, имеют обратимый характер, так как при воздействии импульсного электрического тока плотностью до 10⁹ А/м² механические характеристики практически не изменяются.



Рисунок 20 - Зависимость микротвердости от числа импульсов.

формирования

Экспериментально установлено, что микротвердость незначительно меняется при пропускании от 1 до 60 импульсов электрического тока (рис. 20).

При первых импульсах происходит снижение микротвердости, что обусловлено снятием закалочных напряжений. Дальнейший рост микротвердости обусловлен постепенным накоплением атомных перестроек, прежде всего, в поверхностных слоях образцов [20].

Заключение

Экспериментально установлено, что пропускание импульса электрического тока плотностью до 4.10⁹ А/м² вызывает обратимый сброс механического напряжения на диаграммах нагружения аморфных металлических сплавов; величина сброса механического напряжения определяется не только термическим расширением, но и начинающимися процессами структурной релаксации, которые при кратковременном нагреве могут быть обратимы. Зависимость сброса механического напряжения от величины импульсного тока аппроксимируется экспонентой, числовые коэффициенты которой определяются элементным составом сплавов.

Предварительная выдержка в агрессивных средах влияет на величину сбросов механического напряжения. Изменение величины сброса механической нагрузки, вызванного импульсным током, в исследованных сплавах после выдержки в агрессивных средах обусловлено образованием оксидных пленок (сульфатных соединений и т.д.) на поверхности образца и как следствие изменением величины нагрева сплавов.

Предварительная релаксация образцов аморфных сплавов уменьшает величину обратимого сброса, для дальнейшего протекания релаксации нужны более высокие значения энергии активации. Следовательно, повысив активационный барьер структурной релаксации в аморфном сплаве, сброс механического напряжения в аморфных сплавах будет обусловлен только обратимым термическим расширением.

Установлено, что многократное воздействие импульсного тока приводит к изменению предела прочности исследуемых материалов. При этом на ранних этапах импульсного нагружения микротвердость претерпевает незначительное изменение, вызванное снятием закалочных напряжений. Увеличение плотности подаваемого тока, а также предварительной механической нагрузки приводит к ускоренному разрушению образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513_а).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гилман, Д.Д. Металлические стекла /Д.Д. Гилман, Х.Д. Лими – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.

2.Золотухин, И.В. Физические свойства аморфных металлических материалов. – М.: Металлургия, 1986. – 176 с.

3. Глезер, А.М. Механическое поведение аморфных сплавов / А.М. Глезер, И.Е. Пермякова, В.Е. Громов, В.В. Коваленко. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2006. – 416 с.

4.Zheng, H., Yao, W., Sun, H., Tong, G. Highly enhanced microwave absorption properties of CoFeBSiNb metallic glasses through corrosion// Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 2018. Vol. 468. Pp. 109-114.

5.Wang, L., Song, Y., Zhang, T. Magnetic and electric properties of glass-coated Cobeased amorphous alloy microwires with field annealing // Xiyou Jinshu/Chinese Journal of Rare Metals. 2014. Vol. 38, Issue 5, Pp. 819-826.

6.Fedorov, V.A., Berezner, A.D., Pluzhnikova, T.N. Research of creep deformation in amorphous and nanocrystalline alloys at variable temperature field // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2017. Vol. 168. Pp. 012027-1 – 012027-6.

7.Angelini, E., Antonione, C., Baricco, M., Bianco, P., Rosalbino, F., Zucchi, F. Corrosion behaviour of Fe80-xCoxB10Si10 metallic glasses in sulphate and chloride media // Materials and Corrosion. 1993. Vol. 44, Issue 3. Pp. 98-106.

8.Sharma, S.K., Mukhopadhyay, P., Chauhan, P.K., Kulkarni, S.K. Studies on the corrosion of two multicomponent iron base metallic glasses in potassium sulphate solution // Corrosion Science. 1990. Vol. 30, Issue 2-3, Pp. 313-324.

9.Fedorov, V.A., Yakovlev, A.V., Pluzhnikova, T.N., Shlikova, A.A, Berezner, A.D. Influence of laser irradiation on change properties of bulk amorphous Zr-Pd metallic alloys // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2017. Vol. 168. Pp. 012052-1 – 012052-6.

10.Спицын, В.И. Электропластическая деформация металлов/ В.И. Спицын, О.А. Троицкий – М.: Наука, 1985. – 160 с.

11.Liu, J. Y., Zhang, K.F. Influence of electric current on superplastic deformation mechanism of 5083 aluminium alloy // Materials Science and Technology, 2016. 32(6), Pp. 540-546.

12.Dalong, L., Yanting, L., Enlin, Y., Yi, H., Feng, L. Theoretical and experimental study of the drawing force under a current pulse// International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2018. Vol. 97, Issue 1-4, Pp. 1047-1051.

13.Stolyarov, V.V. Electroplastic effect in nanocrystalline and amorphous alloys // Materials Science and Technology. 2015. № 31. C. 1536-1540.

14.Косилов, А.Т., Хоник, В.А. Направленная структурная релаксация и гомогенное течение свежезакаленных металлических стекол // Известия РАН. Серия физическая. 1993. Т. 57. № 12. С. 192-198.

15.Судзуки, К. Аморфные металлы/К. Судзуки, Х. Фудзимор, К. Хасимото – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.

16.Федоров, В.А., Плужникова, Т.Н., Сидоров, С.А. Влияние импульсного электрического тока на ход зависимостей механическое напряжение – деформация в аморфных и нанокристаллических металлических сплавах // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2013. №12, С. 60-65.

17.Большаков К.А. Химия и технология кобальта. – М.: МИТХТ, 1981. –85 с.

18.Плужникова, Т.Н., Федоров, В.А., Сидоров, С.А., Яковлев, А.В. Влияние агрессивных сред на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов, обусловленную воздействием импульсного электрического тока // Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия, 2013. №4. С. 59-62.

19.Федотов, Д.Ю., Сидоров, С.А., Федоров, В.А., Плужникова, Т.Н., Яковлев, А.В. Влияние процессов релаксации на величину сбросов механического напряжения в ленточных аморфных и нанокристаллических сплавах при электроимпульсном воздействии // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 2017. № 7. С. 538-543.

20.Fedorov, V.A., Pluzhnikova, T.N., Berezner, A.D. Multicycle electroimpulse fatigue of amorphous metallic alloys // Journal of Physics: Conf. Series, 2018. V.1115. Pp. 1-5.

Глава 15. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО РЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Панфилов П.Е.¹, Горностырев Ю.Н.²

¹ Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург, Россия; ² Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия; peter.panfilov@urfu.ru

Введение

Металлы и сплавы с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой, температура плавления которых ниже 2000°С, демонстрируют высокую пластичность, сопровождаемую незначительным упрочнением, вязкий тип разрушения и хорошую обрабатываемость [1,2]. Отношение параметров решетки с/а является важной эмпирической характеристикой ГПУ-металлов, которая хорошо коррелирует с их деформационным поведеним. При комнатной температуре металлы с с/а <1,568 (Be [3], Ru [4]) и с/а> 1,850 (Zn, Cd [1,2]) деформируются за счет базисного скольжения, что вызывает ориентационную анизотропию механических свойств и приводит к проблемам при механической обработке монокристаллических и крупнозернистых заготовок. В ГПУ-металлах, с/а которых лежит в пределах 1,585÷1,850, то есть близко к идеальному с/а = 1.633 (Ті. Мо и Zr), основной вклад в общую деформацию вносит. наряду с базисным, призматическое скольжение [1,2]. Считается, что высокая подвижность <1120> дислокаций при комнатной температуре является причиной высокой пластичности и хорошей обрабатываемости ГПУ-металлов с с/а, близким к идеальному [5,6]. Другой механизм, влияющий на деформационное поведение ГПУметаллов – механическое двойникование. Несмотря на то, что его вклад в общую пластичность металла по сравнению с вкладом дислокационного скольжения незначителен, оно играет важную роль в упрочнении и обрабатываемости металла при комнатной температуре [2]. Действительно, двойниковые ламели могут быть серьезными препятствиями для движения дислокаций и создавать условия для зарождения трещин [5]. Повышение температуры до 300÷600°С, что вполне приемлемо для технологии термомеханической обработки, «парирует» негативное влияние механического двойникования на обрабатываемость ГПУ-металла.

Деформационное поведение тугоплавкого ГПУ-металла рения (Т_{плав}=3186°С; c/a = 1,614) противоречит современным представлениям о прочностных свойствах ГПУ-металлов. При комнатной температуре поликристаллический рений практически не поддается механической обработке, одной из причин чего считается аномально сильное упрочнение [7]. Следует отметить, что металлургия рения, включая его очистку, чрезвычайно сложна и, как следствие, основная глубокую часть экспериментальных данных о механических свойствах поликристаллического рения была получена образцах, приготовленных по технологии порошковой металлургии идп моте идП .[8] температуре 1200°С деформационное поведение (INM) поликристаллического рения близко к поведению обычного ГПУ-металла с отношением с/а, близким к идеальному при повышенных температурах [9]. В монокристаллах рения, выращенных методом зонной плавки, при растяжении при комнатной температуре наблюдали призматическое и базисное скольжение, присущее ГПУ-металлам с отношением с/а, близким к идеальному [10]. При растяжении в интервале температур от 20°С до 1000°С монокристаллы рения демонстрировали значительное удлинение (до 300%), которое обеспечивалось за счет призматического и базисного скольжения 1120 дислокаций¹ [11]. При электронно-микроскопическом (ТЕМ) исследовании в монокристаллических образцах рения было обнаружено большое количество микродвойников разной ориентировки. В качестве одного из механизмов. вызывающих плохую возможных обрабатываемость

поликристаллического рения при комнатной температуре по сравнению с его монокристаллами, рассматривается взаимодействие микродвойников с границами зерен [12].

комнатной температуре поликристаллический При рений разрушается практически без предварительной деформации, то есть на хрупкий манер. Возможны следующие причины такого поведения. Первая, это вызванное примесями снижение когезионной прочности границ зерен (ГЗ) или зернограничная хрупкость. Вторая, это когда особенности дефектной структуры поликристаллического рения приводят к несвязанному с действием примесей снижению когезионной прочности ГЗ, например, в результате взаимодействия между ГЗ и двойниками [12]. В ГПУ-металлах, температура плавления которых не превосходит 2000°С, зернограничной хрупкости при комнатной температуре не наблюдается [1,2], однако в тугоплавком рении такого исключать нельзя, поскольку по гомологической шкале комнатная температура является очень низкой. Третья, причина может быть связана с тем, что скольжение дислокаций в рении при комнатной температуре «заморожено / заблокировано». В настоящее время ответ вопрос 0 причинах И механизмах плохой обрабатываемости на поликристаллического рения остается открытым [13]. В связи с чем, целью данной работы является аттестация механизмов пластической деформации и аккомодации упругой энергии в поликристаллическом рении и обсуждение особенностей его деформационного поведения при комнатной температуре. Нужно отметить, что авторы [11] не упоминают об аномально сильном упрочнении образцов при столь значительном удлинении

Описание образцов и методов испытаний

Известно, что деформационное поведение тугоплавких металлов весьма чувствительно к присутствию в матрице даже небольших количеств неметаллических примесей, таких как углерод и кислород, которые способны вызывать резкое снижение пластичности и смену моды разрушения материала. Это создает значительные трудности при термомеханической обработке тугоплавких металлов по сравнению с металлами, обладающими более низкими температурами плавления. Поэтому глубокая очистка является необходимой стадией технологии производства изделий из тугоплавких металлов [14]. Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) – эффективный метод пирометаллургической очистки металлов с температурами плавления от 1500°С и выше от неметаллических примесей, позволяющим получать крупнозернистые слитки, которые можно использовать как заготовки при производстве проката и проволоки из таких плохо обрабатываемых металлов, как иридий [15]. Другой технологией, которую используют при изготовлении проката и проволоки из рения и других тугоплавких металлов, является порошковая металлургия (ПМ) [7]. Поэтому в представленной работе образцы для механических испытаний изготавливали как из высокочистого порошкового рения, так и из слитка рения, полученного методом ЭЛП высокочистого порошкового рения. Содержание неметаллических примесей в таком металле не превышает 10 ррм, что позволяет исключить охрупчивание ГЗ неметаллическими примесями из причин плохой обрабатываемости ЭЛП рения.

В качестве одной из схем нагружения поликристаллических рениевых образцов была выбрана прокатка, при которой реализуется определенная комбинация сжимающих и растягивающих нагрузок. Другой используемой в работе схемой деформации стал 3-х точечный изгиб. Он также является сочетанием сжатия и растяжения. Важно отметить, что деформирование по этой схеме не приводит к повреждению поверхности образца и позволяет достигать значительной деформации без жёсткой фиксации образца в захватах испытательной машины. Поскольку поликристаллический рений при комнатной температуре ведет себя на хрупкий манер, желательно использовать такую схему нагружения, которая бы не способствовала росту трещин. Одной из схем, удовлетворяющих такому жесткому требованию, является сдвиг / кручение под давлением (НРТ) в наковальнях Бриджмена. Эта схема применяется для реализации мегапластических деформаций в металлических

материалах [16,17]. При комнатной температуре она позволяет достигать больших пластических деформаций в тугоплавком ГЦК-металле иридии, несмотря на его плохую обрабатываемость при комнатной температуре [18]. Главной особенностью НРТ является подавление растягивающих напряжений и, следовательно, предотвращение зарождения трещин в образце при нагружении.

Образцы для испытаний вырезали электроэрозионным методом из слитка ЭЛП рения (размер зерна 5÷10 мм) и штабика порошкового рения (размер зерна 10 мкм), показанных на рисунке 1. Заготовки ЭЛП рения для прокатки имели форму пластин толщиной 1 мм, одна из них приведена на рисунке 2а. Образцы из ЭЛП рения и ПМ рения для испытаний на 3-х точечный изгиб имели форму параллелепипедов размером 30х2х2 мм³. Такие же образцы использовали при прокатке ПМ рения. Образцы для испытаний по схеме НРТ имели форму параллелепипеда размерами 4х4х0,5 мм³. В качестве материала для сравнения при испытаниях на изгиб был выбран титановый сплав Ti4AI (твердый раствор 4% алюминия в титановой матрице) с размером зерна, близким к размеру зерна в ЭЛП рении (5÷10 мм).



Рисунок 1 - Поликристаллический рений для исследований: а – слиток поликристаллического ЭЛП рения; б – штабик ПМ рения.

Перед испытаниями боковые поверхности образцов шлифовали на шкурках и алмазных пастах. Прокатку образцов выполнили на прокатном стане компании «Уралинтех» (г. Екатеринбург). Испытания на 3-х точечный изгиб проводили на разрывной машине Shimadzu AG-X 50kN (скорость перемещения траверсы 0,1 мм/мин, расстояние между опорными призмами 10 мм). Испытания по схеме НРТ выполнили в ИФМ УрО РАН (г. Екатеринбург). Все испытания проводили при комнатной температуре. Часть образцов испытывали в режиме «шаг за шагом»: шаг прокатки составлял 3-5% обжатия, шаг при изгибе -1÷2%, шаг при HPT составлял 15°. До и после испытаний

поверхности образцов, включая изломы, документировали на металлографическом микроскопе МИМ-8М и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JSM 6390LV. Микротвердость по Виккерсу (ВМТ) каждого образца измеряли до и после каждой деформации на приборе ПМТ-3. Кристаллическую структуру образцов в исходном состоянии и на разных этапах деформации аттестовали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Bruker D8 Advance (Си кα-облучение).

Результаты экспериментов и их обсуждение

Микротвердость по Виккерсу, измеренная на поверхности слитка ЭЛП рения, была около 6ГПа. После резки на электроискровом станке микротвердость образцов ЭЛП рения возрастала до 7 ГПа. Шлифовка образцов и их электрохимическая полировка в водном растворе поваренной соли в переменном токе не повлияли на величину микротвердости образцов, которая продолжала оставаться порядка 7ГПа. Подобным образом вела себя микротвердость ПМ рения. Поэтому можно заключить, что в процессе приготовления образцов не происходит существенного упрочнения рения, а значение 7ГПа следует принять за микротвердость поликристаллического рения в недеформированном состоянии.



Рисунок 2 - Заготовка из поликристаллического ЭЛП рения для прокатки при комнатной температуре: а – недеформированное состояние; б – после обжатия на 5%.

При попытке прокатать образцы из ПМ рения при комнатной температуре, они распадались на части уже при обжатиях 2÷3%). Величина микротвердости ПМ рения после прокатки не менялась по сравнению с исходным состоянием. То есть в процессе приложения нагрузки ПМ рений не упрочняется, демонстрирует хрупкое поведение и, следовательно, при этих условиях он является необрабатываемым материалом. Напротив, поликристаллический ЭЛП рений был способен выдержать несколько этапов холодной прокатки по 3-5% обжатия в каждом или общую деформацию в 15-20% обжатия за один проход, при этом микротвердость заготовки не превышала 7,5+8,5ГПа. Причем ограничение на максимальное обжатие при прокатке обусловлено не разрушением заготовки, а опасением за целостность высокопрочных стальных валков прокатного стана. Несмотря на это, упрочнение рениевой заготовки не следует считать слишком сильным, а столь значительное обжатие за один проход – неплохим результатом для холодной прокатки металлического материала без промежуточного ресурс отжига. Bce это указывает значительный на пластичности поликристаллического ЭЛП рения. Несмотря на это, никаких признаков пластичности на микроскопическом масштабе, как-то полосы скольжения или двойниковые ламели, на поверхности холоднокатанного поликристаллического ЭЛП рения обнаружено не было. Ширина пиков и отношение их интенсивностей на рентгеновских спектрах, снятых с катанных рениевых образцов. не изменились по сравнению с недеформированным состоянием. Все это означает, что в поликристаллическом ЭЛП рении при холодной прокатке скольжения дислокаций нет.

Металлографическое исследование поверхности ЭЛП рениевых пластин после прокатки показало, что уже первое обжатие приводит к интенсивному растрескиванию (рисунок 2b). В образцах после прокатки наблюдали большое количество трещин длиной 1÷3 мм и шириной 0,1÷0,2 мм, которые были ориентированы почти перпендикулярно к оси прокатки. Большинство из них располагалось у краев образца, причем это были самые широкие трещины. Следует отметить одну особенность растрескивания ЭЛП рения при прокатке: существует корреляция между суммарной шириной поверхностных трещин и общим удлинением образца. СЭМ исследование поверхности прокатанных образцов показало, что такие трещины растут вдоль границ зерен, при этом трещины, ориентированные перпендикулярно оси прокатки, имеют наибольшую ширину по сравнению с трещинами, растущими параллельно оси прокатки (рисунок 3а, б). Кроме межзеренных трещин, в деформированных образцах было большое количество микротрещин длиной 10÷20 мкм (рисунок 3в), которые росли внутри зерен и были произвольно ориентированы относительно оси прокатки. Дальнейшая холодная прокатка образцов с растресканной поверхностью не приводила к их распаду на части несмотря на то, что общее обжатие заготовки могло достигать 20%.



Рисунок 3 - Поверхность заготовки ЭЛП рения после холодной прокатки (обжатие 5%): а – около края; б – вдали от края; в – трещины на поверхности.

При холодной прокатке поликристаллический ЭЛП рений демонстрирует другое механическое поведение, чем ПМ рений. На макроскопическом уровне он ведет себя подобно обычному ГПУ-металлу, выдерживая за один проход значительное обжатие, тогда как на микроскопическом уровне растрескивание выглядит как основной канал аккомодации упругой энергии в материале. Действительно, никаких признаков дислокационного скольжения на поверхности прокатанных образцов рения не обнаружено. С другой стороны, очевидно, что рост трещин в прокатанных образцах ЭЛП рения эффективно тормозится. Следовательно, в поликристаллическом рении при холодной прокатке должен быть дополнительный канал аккомодации упругой энергии. Это вряд ли может быть механическим двойникованием, поскольку на поверхности холоднокатаного ЭЛП рения двойниковых ламелей не наблюдали, а его вклад в аккомодацию упругой энергии в ГПУ-металле вряд ли будет достаточен для подавления роста трещин [5]. Следовательно, скольжение дислокаций остается единственным каналом аккомодации упругой энергии, способным подавлять растрескивание в ГПУ-металле [1,2], хотя оно и не проявляется в форме полос скольжения на поверхности поликристаллического ЭЛП рения при холодной прокатке. Однако возможно, что полос скольжения не было видно из-за повреждения поверхности образцов в процессе контакта с вальцами прокатного стана. Действительно, если бы скольжение дислокаций было полностью заблокировано в тугоплавком рении при комнатной температуре, то при холодной прокатке он должен был демонстрировать хрупкое поведение.

Испытание поликристаллических образцов рения по схеме 3-х точечного изгиба разрешить это противоречие. Кривые «напряжение-деформация», позволяет полученные при испытании образцов поликристаллического ЕЛП рения, ПМ рения и крупнозернистого сплава Ti4AI по схеме 3-х точечного изгиба при комнатной температуре показаны на рисунке 4. Основные механические характеристики исследуемых материалов при 3-х точечном изгибе приведены в таблице 1. Значение приложенного напряжения в точке перегиба деформационной кривой принимается в качестве максимальной прочности материала при 3-точечном изгибе. Анализ хода кривых для ЕЛП рения показывает, что он ведет себя как хрупкий материал: на кривой отсутствует стадия пластического течения (кривая 1); деформация до появления опасной трещины в образце составляет величину порядка 0,5%. Напротив, ПМ рений демонстрирует механическое поведение (кривая 2), присущее пластичным металлам (кривая 3, сплав Ti4AI): на деформационных кривых наблюдается стадия пластического течения, а пластичность превышает 3%. Данные по упругим модулям (таблица 1) согласуются с этим выводом: модуль упругости для ЭЛП рения в два раза больше, чем для ПМ рения и сплава Ti4AI, для которых они близки. При этом несмотря

на то, что пластичность сплава Ti4AI в несколько раз выше, чем ПМ рения, его прочность является оказывается примерно в 2 раза выше. На этом основании можно сделать вывод, что при комнатной температуре на макроскопическом масштабе ЭЛП рений ведет себя как хрупкий необрабатываемый материал, тогда как ПМ рений демонстрирует вязкое деформационное поведение, характерное для ГПУ-металлов с отношением с/а близким к идеальному. При этом ПМ рений упрочняется на уровне крупнозернистого пластичного титанового сплава, то есть его деформационное упрочнение не является аномально сильным. Полученные результаты согласуются с известными данными о том, что ПМ рений, в отличие от ЭЛП рения, поддается термомеханической обработке [3,4].



изгиба при комнатной температуре: кривая 1 – ЭЛП рений; кривая 2 – ПМ рений; кривая 3 – сплав Ti4AI.

Таблица 1- Механические свойства поликристаллических рения и сплава Ti4AI при 3-х точечном изгибе при комнатной температуре

Металл	ε _{max} , %	σ _{max} , ΜΠa	Е, ГПа	Упрочнение,
				ГПа
Re (металл ЭЛП)	0.5	1200	250	-
Re (металл ПМ)	3	800	120	7,6
Сплав Ті4АІ	9	2000	115	10,5

Трещины в зоне перегиба образцов всех модельных материалов показаны на рисунке 5. Во всех случаях длина опасных трещин была сопоставима с шириной образца; однако, несмотря на это, образцы никогда не распадались на части в процессе нагружения. Причиной такого поведения является наличие во всех модельных материалах альтернативного разрушению канала аккомодации упругой энергии, а именно пластичности. В ПМ рении и сплаве Ti4AI на это указывает вязкое

деформационное поведение при изгибе, тогда как в ЭЛП рении пластичность может проявляться только на микроскопическом масштабе.



Рисунок 5 – Образцы после испытания на 3-х точечный изгиб при комнатной температуре: а – ЭЛП рений; б – ПМ рений; в – сплав Ti4Al.

В образцах из ПМ рения опасные трещины состояли из слившихся друг С другом микротрещин, ориентированных почти перпендикулярно оси растяжения / прокатки образца (рисунок 6а). В области перегиба возникало несколько трещин, которые могли развиться в опасную трещину, которые имели длину, близкую к ширине образца, однако их ширина была значительно меньше опасной ширины трещины. СЭМ исследование

поверхности области перегиба показало, что большинство микротрещин возникало в

ГЗ, ориентированных перпендикулярно к оси растяжения (рисунок 6б). Каких-то других дефектов деформационного происхождения на поверхности образцов обнаружено не было. Мода разрушения ПМ рения была аттестована как зернограничное разрушение, причем ГЗ на изломах были деформированы (рисунок 6в).



Рисунок 6 – Разрушение ПМ рения при 3-х точечном изгибе при комнатной температуре: а – область перегиба (световой микроскоп); б – поверхность около опасной трещины (СЭМ); в – поверхность излома (СЭМ).

В области перегиба образцов из ЭЛП рения наблюдали только одну опасную трещину, длина которой была сопоставима с шириной образца (рисунок 7а). Она возникала на краях образцов и развивалась по ломаной зигзагообразной траектории, отдельные сегменты который были близки к перпендикуляру к оси растяжения / прокатки образца. Недалеко от опасной трещины можно было видеть более мелкие трещины, ширина которых была значительно меньше ширины основной, как в образцах ПМ рения. Сравнение профиля опасной трещины с формой ГЗ в ЭЛП рении показывает, что трещины развиваются по ГЗ. СЭМ-исследование подтвердило это заключение: трещины появляются и растут по ГЗ, причем преимущественно по тем, которые ориентированы близко к нормали к оси растяжения / прокатки образца (рисунок 7б). Следов деформации, как-то следы скольжения или двойные ламели, на поверхности образцов в зоне перегиба обнаружено не было (рисунок 7б). Следовательно, внутри зерен не активируется ни скольжение дислокаций, ни механическое двойникование, что согласуется с хрупким характером механического поведения ЭЛП рения при изгибе при комнатной температуре. Анализ морфологии

изломов ЭЛП рения показывает, что это хрупкое межзеренное разрушение (рисунок 7в), и это также говорит в пользу сделанного вывода. Однако, несмотря на то что ГЗ на изломах были макроскопически гладкими, на микроскопическом уровне там наблюдали как линии скольжения, так и двойниковые ламели (рисунок 7г). Похожая морфология поверхности разрушения отмечается также в крупнозернистых образцов цинка при изгибе.



Рисунок 7 – Разрушение ЭЛП рения при 3-х точечном изгибе при комнатной температуре: а – область перегиба (световой микроскоп); б – поверхность около опасной трещины (СЭМ); в, г – поверхности излома (СЭМ).

В области перегиба сплава Ti4AI, как и в ЭЛП рении, возникала только одна трещина, которая распространялась по ломаной траектории от края до края образца (рисунок 8а). Росла она вдоль ГЗ, но, в отличие от рения, в сплаве наблюдали полосы скольжения, двойниковые ламели и формирование деформационного рельеф на поверхности, что и следовало ожидать в пластичном ГПУ-металле (рисунок 8б). Мода разрушения образцов была аттестована как зернограничное разрушение. Наличие рельефа на поверхности изломов (рисунок 8в) указывает активацию в сплаве Ti4AI такого механизма аккомодации напряжений, как проскальзывание по ГЗ, которое имеет место в крупнозернистых образцах ГПУ-металлов [1].



Рисунок 8 – Разрушение сплава Ti4Al 3-х точечном изгибе при комнатной температуре: а – область перегиба (световой микроскоп); б – поверхность около опасной трещины (СЭМ); в – поверхность излома (СЭМ).

Анализ полученных экспериментальных результатов по 3-х точечному изгибу показывает, что деформационное поведение поликристаллического рения зависит от ΠМ технологии его производства. Ha макроскопическом масштабе рений демонстрирует пластическое поведение, подобное поведению титанового сплава Ті4АІ. Напротив, поведение поликристаллического ЭЛП механическое рения свойственно хрупкому твердому телу. На микроскопическом уровне признаков пластичности, как-то следов скольжения дислокаций, в ЭЛП рении не наблюдается. Однако анализ развития трещин приводит к противоположному результату. В ПМ рении имеет место множественное растрескивание, как в охрупченных металлах и сплавах, тогда как развитие трещин в ЭЛП рении качественно подобно наблюдаемому в пластичном сплаве Ti4Al. Из этого следует парадоксальный вывод, макроскопически вязкий ПМ рений разрушается на хрупкий манер, а мода разрушения макроскопически хрупкого ЭЛП рения близка к моде разрушения пластичного сплава Ті4АІ. При этом в обоих случаях поликристаллический рений не поддается механической обработке при комнатной температуре.

Обычно возникновение трещин на ГЗ в металле означает его зернограничную хрупкость, когда трещина под нагрузкой движется вдоль границы с очень высокой скоростью из-за катастрофического падения когезионной прочности ГЗ под воздействием примесей [19]. Однако охрупчивания ГЗ в ЭЛП рении не происходит, поскольку (1) образцы демонстрируют высокую прочность и (2) не распадаются на части, несмотря на наличие трещин на поверхности. Поэтому можно предположить, что рост зернограничных трещин ЭЛП в рении подавляется / тормозится благодаря существованию в нем дополнительного канала аккомодации упругой энергии, альтернативного растрескиванию. Причем этот механизм действует только внутри ГЗ, поскольку в зернах, расположенных вблизи опасной трещины, не видно ни полос скольжения, ни двойных ламелей. С другой стороны, на ГЗ на изломах видны полосы скольжения и микродвойники, как на поверхности разрушения крупнозернистого цинка, когда причиной разрушения образца является проскальзывание по ГЗ [1].

Возможная причина такого поведения состоит в следующем. Скольжения дислокаций. которое вносит основной вклад в пластичность металлов, в поликристаллическом рении при изгибе на комнатной температуре не происходит и. поэтому, его пластическая деформация до распада на части близка к нулю. Это может быть связано с тем, что комнатная температура для рения по гомологической шкале является очень низкой и либо движение дислокаций полностью заблокировано / невозможно, либо для начала движения дислокаций необходимо приложить напряжение, близкое к пределу прочности, когда происходит появление и рост опасной трещины материале. В то же самое время, зернограничное проскальзывание в ЭЛП рении оказывается активным, благодаря чему рост трещин по ГЗ оказывается заблокированным. В случае изгиба крупнозернистого материала, когда в области перегиба располагается только одна зернограничная трещина, полная деформация образца близка к нулю. В мелкозернистом образце рения, где в области перегиба наблюдается множественное растрескивание по ГЗ, макроскопическая деформация может достигать 4-8% удлинения. Незначительное упрочнение ПМ рения при изгибе, сравнимое с упрочнением сплава Ti4AI, может быть рассмотрено в качестве довода в пользу этого предположения. При этом, независимо от величины зерна, поликристаллический рений нельзя обрабатывать при комнатной температуре.

Установить причину, почему скольжение дислокаций не активируется внутри зерен при изгибе, можно изучая поведение поликристаллического рения при HPT. испытании по схеме когда действие расклинивающих напряжений. способствующих росту трещин, надежно блокировано. В условиях, когда напряжение движения дислокаций и напряжение начала роста трещины сравнимы, в материале будет активироваться только скольжение дислокаций. При НРТ образцы ПМ рения начинали распадаться на мелкие куски, как только прикладывалась нагрузка. Это означает, что рений, полученный по такой технологии, демонстрирует технологическую хрупкость. возможная причина которой _ зернограничное охрупчивание. Действительно, данная технология не может гарантировать отсутствие опасных

210

неметаллических примесей на ГЗ, даже в случае использования высокочистого порошка.

Напротив, макроскопически хрупкий при изгибе ЭЛП рений при НРТ способен выдерживать значительную пластическую деформацию. На рисунке 9 показаны образцы ЭЛП рения, начиная с недеформированного состояния и заканчивая максимально возможно деформацией, реализуемой по схеме НРТ при комнатной температуре. Видно, ЭЛП рений, ведет себя при НРТ как ГПУ-металл с близким *с/а* – титан [20]. Следует отметить, что максимальная деформация ограничена поворотом на 180° не из-за распада образца на части, а тем обстоятельством, что при дальнейшем нагружении разрушались наковальни Бриджмена. Видно, что форма образцов трансформируется от квадратной в исходном состоянии до округлой при поворотах на 45° и более. Деформация ЭЛП рения при НРТ сопровождалась сильнейшим упрочнением материала, которое оценивали по данным измерения микротвердости по Виккерсу – до 30ГПа при поворотах от 90° (см. таблицу 2)! Похожее поведение при НРТ демонстрирует ЭЛП иридий [18].



Рисунок 9 - Образцы ЭЛП рения после испытаний по схеме НРТ: а – исходное состояние, б - поворот 15°, в - поворот 30°, г - поворот 45°, д - поворот 90°, е - поворот 180°.

Таблица 2 - Микротвердость	(по Виккерсу)	ЭЛП рения и	и иридия при HPT
----------------------------	---------------	-------------	------------------

Деформация	исходный	15°	45°	90°	180°	360°			
ЭЛП рений									
Микротвердость									
(по Виккерсу),	7	10*	20*	30*	>30*	-			
ГПа									
ЭЛП иридий									
Микротвердость (по Виккерсу), 6 10* 30* ГПа									
* как оценка									

Анализ формы рентгеновских дифракционных спектров, снятых с образцов ЭЛП рения в недеформированном состоянии и после деформации по схеме НРТ, показывает, что в поликристаллическом ЭЛП рении формируется текстура деформации (рисунок 10). Это подтверждает косвенные данные, что основных каналом аккомодации упругой энергии в поликристаллическом рении при НРТ является скольжение дислокаций, в результате чего он демонстрирует способность к



Рисунок 10 - Рентгенограмма, снятая с ЭЛП рения на разных этапах испытания по схеме HPT: а – исходное состояние, б - поворот 15°, в - поворот 45°, д - поворот 90°.

Заключение

Изучено механическое поведение поликристаллического рения при комнатной температуре. Образцы для испытаний изготавливали из заготовок, полученных по электронно-лучевого переплава металлургии. технологиям И порошковой Использовали три схемы деформации: прокатку, 3-х точечный изгиб и сдвиг под давлением в наковальнях Бриджмена Эксперименты показали, что при комнатной температуре поликристаллический рений не поддается механической обработке, поскольку в нем не активируется дислокационное скольжение. Однако при прокатке и изгибе в нем, наряду с растрескиванием, существует дополнительный канал аккомодации напряжений – проскальзывание по границам зерен, которое блокирует рост зернограничных трещин. При сдвиге под давлением поликристаллический рений демонстрирует способность к пластической деформации, несмотря на значительное упрочнение. Это указывает на то, что основным механизмом аккомодации упругой энергии в этих условиях становится скольжение дислокаций. Высказанная гипотеза требует проведения дополнительных исследований, в частности электронномикроскопического изучения (на просвет) дислокационной структуры деформированного рения, которые запланированы на ближайшее время.

пластической деформации, несмотря значительное на упрочнение. В работе [11] сообщалось, ЧТО базисное и призматическое скольжение являются активными механизмами деформации в монокристаллах рения при комнатной температуре. Однако проведенные эксперименты не дают оснований считать, что в поликристаллическом ЭЛП рении при НРТ действуют именно эти механизмы пластической деформации. Поэтому приходится ограничиваться термином «скольжение дислокаций» для описания наиболее вероятного механизма пластической ЭЛП деформации в рении таких при условиях. Для аттестации кристаллогеометрии скольжения необходимо

провести детальное ТЕМ

каций в рении при НРТ.

дисло-

исследование

212

Благодарности.

Авторы выражают признательность Д.В. Зайцеву (УрФУ), В.П. Пилюгину (ИФМ УрО РАН), А.В. Ермакову (УралИнТех) и Е.С. Шагалову (ИГГ УрО РАН) за помощь при проведении экспериментов и в обсуждении результатов. Работа выполняется при поддержке РНФ (грант № 18-19-00217).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1 Хоникомб Р., Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб - М.: Мир, 1972. - 408 с.

2 Argon A.S., Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity / A.S. Argon - Oxford University Press, Oxford, 2007. – 404 p.

3 Папиров И.И. Физика бериллия / И.И. Папиров, А.А. Николаенко, Ю.В. Тузов - М.: Изд. НИЯУ «МИФИ», 2016. - 366 с.

4 Panfilov P., Yermakov A., Platinum Metals Rev., 1994, 38, No 1, pp. 12-14.

5 Фридель Ж. Дислокации / Ж. Фридель - М.: Мир, 1967. - 627 с.

6 Хирт Дж., Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте - М.: Атомиздат, 1972. - 599 с.

7 Jaffee R.I, Maykuth D.J., Douglass R.W., Rhenium and refractory Platinum-Group Metals, in M. Semchyshen and J.J. Harwood, eds., Refractory Metals and Alloys, AIME Metallurgical Society Conferences, vol. 11 (New York, Interscience, 1961) pp. 383-463.

8 Sims C.T., Craighead C.M., Jaffee R.I., JOM, 1955, 1, pp. 168-179.

9 Servi I.S., J. Less-Common Metals, 1969, 17, pp. 340-343.

10 Jeffrey R.A., Smith E., Phil. Mag., 1966, 13, 126, pp. 1163-1168.

11 Копецкий Ч.В., Мышляев М.М., Новохатская Н.И., Юханов В.А., ФММ, 1975, 39, сс. 164-174.

12 Kacher J., Minor A.M., Acta Materialia 2014, 81, pp. 1-8.

13 Shabalin I.L., Rhenium, in Ultra-High Temperature Materials I / London: Springer, 2014, pp. 317-358.

14 Ohriner E. K., Platinum Metals Rev., 2008, 52, (3), pp. 186-196.

15 Тимофеев Н.И. "Основы металлургии и технологии производства изделий из иридия" / Н.И. Тимофеев, А.В. Ермаков, В.А. Дмитриев, П.Е. Панфилов - Екатеринбург: УрО РАН, 1996. - 119 с.

16 Bridgeman P.W. Studies in Large Plastic Flow and Fracture / P.W. Bridgeman - New York: McGraw-Hill, 1952. – 500 p.

17 Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and application. Prog. Mater. Sci., 2008, 53, 8, pp. 930–979.

18 Panfilov P., Yermakov A., Antonova O.V., Pilyugin V.P., Platinum Metals Rev., 2009, 53, pp. 138-145.

19 Robertson I.M., Sofronis P., Nagao A., Martin M.L., Wang S., Gross D.W., Nygren K.E., Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46A, 6, pp. 2323-2341.

20 Пилюгин В.П., Хлебникова Ю.В., Егорова Л.Ю., Суаридзе Т.П., Реснина Н.Н., Пацелов А.М., ФММ, 2015, 116, сс. 1263-1268.

Глава 16. СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ТЕХНОЛОГИЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mn-Cu

Клюева Е.С., Маркова Г.В. ФГБОУ ВО Тульский государственный университет,

г. Тула, Россия, klueva.ekaterina@mail.ru

Введение

В технике значительную часть металлических материалов используют в обеспечивающем метастабильном эксплуатационные состоянии, высокие характеристики. Высокомарганцевые сплавы системы Mn-Cu (содержание Mn 60...85 ат. %) обладают целым комплексом уникальных функциональных свойств, которые не присущи другим металлическим материалам. Это касается прежде всего, высокой демпфирующей способности (ДС) - максимальный уровень рассеяния энергии после оптимальной термической обработки достигает У=48 %. Вместе с тем, сплавы проявляют элинварность немагнитной природы и обратимый эффект памяти формы (ОЭПФ) при достаточной прочности (*σ*₄=350...500 МПа) и хорошей пластичности (б=20...30 %). Основой проявления всех функциональных свойств является развитие сдвигового ГЦК-ГЦТ превращение термоупругого типа.

Технология получения высокомарганцевых сплавов имеет свои сложности, которые заключаются в: - высоких требованиях к чистоте исходных материалов; - высокой температуре плавления сплавов; - высокой химической активности расплава; - высокой упругости паров Mn по сравнению с Cu, приводящей к повышенным потерям Mn; - большом объеме усадки при кристаллизации (3...4,5%); - склонности к ликвации вследствие широкого интервала кристаллизации и реакции перитектического типа. Из анализа диаграммы состояния системы Mn-Cu ясно, что часть приведенных выше проблем можно решить, применяя сплавы с меньшим содержанием Mn - до 50 ат. %, которые имеют температуру плавления на 200...300°C ниже, а температурный интервал кристаллизации - в три раза меньше, чем у высокомарганцевых. Это делает низкомарганцевые сплавы более технологичными.

В работах Фавстова Ю. К., Винтайкина Е. З., Удовенко В. А. с сотр., Vitek J., Warlimont H., Wang C. P. et al. и др. изучены структура и свойства сплавов с содержанием Mn 60...95 ат. %, которые при высокой температуре имеют структуру у-твердого раствора с ГЦК решеткой. При охлаждении сплавы, содержащие более 80 % Mn, претерпевают ГЦК-ГЦТ – мартенситное превращение (МП). В сплавах, содержащих 60...80 % Mn, мартенситному превращению предшествует расслоение исходного у-твердого раствора по спинодальному механизму с образованием нанокристаллических дисперсных (3...5 нм) фаз с ГЦК решеткой - обедненной и обогащенной Mn: үметаст — үк1 + үк2 [1, 2]. При охлаждении мартенситный сдвиг, начинаясь в обогащенных марганцем областях, распространяется на весь объем сплава, приводя к образованию тетрагонального мартенсита ут. Таким образом, старение в спинодальной области позволяет существенно расширить концентрационный диапазон сплавов, испытывающих МП [3, 4]. Вместе с тем, положение границ спинодально5,й области со стороны меди точно не установлено. В связи с этим, неясно, можно ли ожидать развития мартенситного превращения и проявления функциональных свойств в технологичных низкомарганцевых сплавах, содержащих менее 60 % Mn.

Несмотря на большое число публикаций, посвященных исследованию системы Mn-Cu в целом, систематические исследования влияния режимов старения на ГЦК-ГЦТ превращение, структуру и свойства низкомарганцевых сплавов не проведены. Единичные работы [5-7], описывающие изменение свойств и структуры для некоторых сплавов Mn-Cu с содержанием Mn менее 60 %, не дают достаточно полной картины. В связи с этим, целью данной работы явилось сопоставление кинетики распада твердого раствора при старении низкомарганцевого и высокомарганцевого сплавов и изучение их функциональных свойств.

Материалы и методики исследования

Основной объект исследования – низкомарганцевый сплав 36Mn64Cu, сплав 75Mn25Cu выбран в качестве достаточно хорошо изученного объекта. Химический состав исследованных сплавов системы Mn-Cu представлен в таблице 1. Образцы для исследований получены литьем и подвергались многочасовому гомогенизирующему отжигу с последующей деформацией и последеформационными отжигами. Гомогенность исходных образцов была подтверждена результатами локального электронно-зондового элементного анализа.

Таблица 1 - Химический состав исследованных сплавов на основе системы Mn-Cu*

Сплав	Содержание элемента, ат./масс. %							
			Fe			Суммарное		
	Mn	Cu		S	Р	содержание		
						примесей		
75Mn25Cu	76,0/73,7	22,3/25	0,8/0,8	0,44/0,25	0,45/0,25	1,69/1,3		
36Mn64Cu	39,5/36,1	60,36/63,79	-	0,12/0,10	0,02/0,01	0,14/0,11		

*-образцы для исследований предоставлены ИМиФМ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина»

Образцы подвергнуты термической обработке, состоящей из закалки от температуры 830 °C в 10 % водном растворе NaCl и старения. Режим старения был выбран внутри метастабильной области расслоения на диаграмме состояния Mn-Cu. Температура старения составляла 440 °C и 540 °C, время выдержки варьировали от 0,17 до 53 часов, охлаждение на воздухе.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометрах «Дрон-2,0» в Со *К*αизлучении и «ДРОН-3» в Си монохроматизированном излучении. Погрешность определения параметров решетки и объемной доли фаз составила ±5·10⁻⁴ нм и 3...5 %, соответственно. Съемку диффузного рассеяния рентгеновских лучей проводили на «ДРОН-3» в пошаговом режиме (по точкам) с интервалом в 1°, время набора импульсов 100 с.

работе использовали В широко методы механической спектроскопии, выполнявшие две задачи. Хорошо известно, что в интервале температур термоупругого МП на температурной зависимости внутреннего трения (ТЗВТ) специфический сопровождающийся формируется мартенситный максимум, аномальным снижением упругих характеристик [8,9]. Это позволяет использовать ТЗВТ для определения температур МП [8,10,11]. С другой стороны механическая спектроскопия позволяет определить уровень рассеяния энергии и значения упругих констант непосредственно в интервале температур МП. В качестве характеристик рассеяния энергии используют несколько взаимосвязанных физических величин: удельную демпфирующую способность Ψ, логарифмический декремент колебаний δ, внутреннее трение Q⁻¹. Связь между этими характеристиками в амплитуднозависимой области выражается соотношением:

$$\Psi = 1 - \exp(-2\delta) = 1 - \exp(-2\pi Q^{-1}). \tag{1}$$

Измерения упругих и неупругих характеристик исследуемых сплавов проводили на установке РКМ-ТПИ при следующих условиях: диапазон температур от -150 до 300 °C; скорость нагрева и охлаждения 2...5 °C/мин; диапазон частот 1...3 Гц; амплитуда деформаций 10⁻⁵....10⁻⁴. Проволочные образцы имели длину 45...55 мм и диаметр d = 0,5...1 мм. Внутреннее трение Q^{-1} рассчитывали по формуле:

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi n} \ln \left(\frac{A_{i}}{A_{n}} \right), \tag{2}$$
где A_i и A_n значения амплитуды первого и *n*-ного колебаний *n* - количество колебаний в выбранном интервале амплитуд.

При измерениях температурных зависимостей внутреннего трения амплитуда деформации не превышала 10⁻⁵.

В качестве меры упругих свойств в низкочастотном диапазоне использовали квадрат частоты свободных затухающих колебаний f_p^2 пропорциональный модулю сдвига *G*. Расчет значений квадрата резонансной частоты, проводили по формуле:

$$f_p^2 = \frac{1}{\overline{T}^2},\tag{3}$$

где \overline{T} - среднее значение периода колебаний в выбранном интервале амплитуд, рассчитанное по пяти измеренным *T*, с.

За температуры начала прямого M_s мартенситного превращения при охлаждении и конца обратного A_f мартенситного превращения при нагреве были приняты температуры минимумов на температурной зависимости квадрата частоты свободных затухающих колебаний (T3 f_p^2).

При измерении амплитудных зависимостей внутреннего трения (A3BT) мерой рассеяния служит логарифмический декремент колебаний δ=Q¹·π, который определяли методом свободно затухающих колебаний по формуле:

$$\delta = \frac{1}{n} \ln \frac{A_i}{A_n} \tag{4}$$

где *n* - количество свободно затухающих колебаний в интервале амплитуд деформации *A_i* - *A_n*.

Относительную сдвиговую деформацию ү, которой подвергается при кручении образец определяли в том же диапазоне амплитуд *A_i* - *A_n* по формуле:

$$\gamma = \frac{A_i + A_n}{4} \cdot \frac{r}{Ll}$$
(5)

где *L* – длина плеча оптического рычага, мм (*L* = 2450 мм); *I* - длина рабочей части образца, мм; *r* - радиус образца, мм.

Характеристики памяти формы исследуемых сплавов при деформации кручением определяли на установке, разработанной в ТулГУ (патент РФ № 92538). Характеристики формовосстановления (температуры начала и конца восстановления формы при нагреве и охлаждении A_s^{ϕ} , A_f^{ϕ} , и M_s^{ϕ} M_f^{ϕ} ; упругую γ_{ynp} , восстановленную γ_{e} , невосстановленную γ_{e} , невосстановленную γ_{e} и остаточную γ_{ocm} деформации) определяли по графикам зависимости $\gamma(t)$ после предварительной деформации $\gamma_{np} = 1...5$ % (рисунок 1). Степень восстановления формы *K* рассчитывали по формуле: $K = (\gamma_{oct} - \gamma_{H})/\gamma_{oct}$, %.

Погрешность определения характеристик эффекта памяти формы, определенная по многократным испытаниям не выходит за пределы допустимой технической нормы 10 %.



γ_{пр} – предварительная деформация, %; γ_{упр} – упругая деформация, %;

γ_е − восстановленная деформация, %; γ_{ocm} − остаточная деформация, %

үн – невосстановленная деформация, %

 A^{ϕ}_{s} и A^{ϕ}_{f} – температуры начала и конца

формовосстановления, °С

Рисунок 1 – Характеристики формовостановления, определяемые по зависимости ү(t)

Для обсуждения полученных результатов привлекали данные электронной микроскопии, опубликованные в работах [5,7].

Результаты экспериментов и их обсуждение

В закаленном состоянии сплавы 36Mn64Cu и 75Mn25Cu при комнатной температуре характеризуются однофазной структурой метастабильного ГЦК твердого раствора с параметрами решетки $a = 0,3703\pm0,0005$ нм и $a = 0,3768\pm0,0005$ нм, соответственно [12]. Измерения ТЗВТ показали, что при температурах -175...-50 °C на ТЗВТ сплава 75Mn25Cu формируется максимум ВТ P_1 ($t_{Q_{max}^{-1}} = -130$ °C), который сопровождается минимумом на ТЗ квадрата резонансной частоты при t=-80 °C (рисунок 2, a).



Рисунок 2 – Температурные зависимости ВТ и f_p^2 закаленного сплава 75Mn25Cu (*a*) и схема определения содержания марганца в мартенситной фазе по концентрационной зависимости температур мартенситного превращения сплавов Mn-Cu [5] (*б*)

Считая, что температура минимума f_p^2 соответствует точке МП, по концентрационной зависимости температур МП (рисунок 2, б) можно определить содержание марганца в испытывающей превращение фазе. После закалки содержание марганца в ү-фазе составило 73,8 % Мп, что соответствует составу сплава и показывает адекватность такого приема. В дальнейшем содержание Мп, достигаемое в обогащенных им областях при конкретном режиме старения, определяли аналогичным образом, используя график на рисунке 2,6. На ТЗВТ и ТЗ f_p^2 закаленного сплава 36Мп64Си подобных выраженных эффектов не было обнаружено [13, 14].

В результате старения в области спинодального расслоения изменяется структура и свойства сплавов [4, 8]. Анализ температурных спектров ВТ состаренных сплавов представляет возможность исследовать кинетику распада ү-твердого раствора. На T3BT состаренного сплава 75Mn25Cu (рисунок 3, *a*) при нагреве формируются два максимума BT (P_2 и P_1). Известно, что пик P_2 имеет релаксационную природу и обусловлен движением двойниковых границ в ГЦТ фазе [8], а пик P_1 сопровождается характерным для МП резким снижением f_p^2 и связан с фазовым ГЦК-ГЦТ переходом. По мере увеличения продолжительности старения температура фазового максимума повышается, как и точка мартенситного превращения, и, следовательно, растет содержание марганца в обогащенных областях, являющихся триггерами мартенситного сдвига. Вид T3BT и T3 f_p^2 состаренного сплава 36Mn64Cu стал аналогичен зависимостям BT и f_p^2 для сплава 75Mn25Cu (рисунок 3, *б*). Этот



факт свидетельствует о появлении локальных областей с повышенным содержанием марганца.

Рисунок 3 - ТЗВТ и ТЗ $f_{_p}^{^2}$ сплава 75Мп25Си (*a*) и 36Мп64Си (*б*) после старения при 440°С в течение: ■● – 4; □○ – 8 часов

Распад метастабильного ү-твердого раствора может осуществляться либо путем зародышеобразования ($\gamma_{\text{метаст}} \rightarrow \alpha$ -Mn + γ), либо путем спинодального распада ($\gamma_{\text{метаст}} \rightarrow \alpha$ -Mn + γ), ук1 + ук2). Отметим, что эти два процесса не являются взаимоисключающими. Во многих ходе процесса фазового превращения система проходит случаях в ряд последовательных метастабильных состояний, которые только на финальной стадии завершаются формированием центров новой фазы или квазипериодического распределения концентрации, характерного для спинодального распада [15]. В случае образования зародышей α-Mn состав матрицы должен изменяться в сторону обогащения медью и мартенситное превращение вообще не должно происходить. Вместе с тем, частицы α-Mn не были обнаружены в сплаве даже после 52-частового старения. Наблюдаемые в эксперименте упругие и неупругие эффекты мартенситной природы свидетельствуют не только о развитии МП, но и о повышении температур МП, что может быть связано только с локальным обогащением марганцем микрообластей. Таким образом, повышение температур МП при старении низкомарганцевого сплава косвенно свидетельствует о развитии в нем спинодального расслоения, как и в случае сплава 75Mn25Cu.

Обобщение данных механической спектроскопии (рисунок 4) дает возможность описать кинетику распада ү-твердого раствора и объяснить эволюцию структуры, наблюдаемой при комнатной температуре (рисунок 5) в работах [5, 7, 16].

В обоих сплавах на начальных стадиях расслоения содержание марганца в обогащенных им областях таково, что мартенситный пик ВТ и, следовательно, температура МП находится ниже комнатной и при ~20 °C структура сплава представляет собой смесь двух фаз, которые, по сути не являются отдельными фазами, а представляют собой когерентно связанные ГЦК микрообласти $\gamma_{\kappa 1} + \gamma_{\kappa 2}$ с разным содержанием марганца и слабо отличающимися параметрами решетки. Это вызывает формирование так называемой «твидовой» структуры (рисунок 5), которая часто описывается, как предпереходное состояние [17].



Рисунок 4 - Изменения температуры MIT и высоть фазового пика (*P*₁) ВТ с увеличением продолжительности старения при 440 °С, для сплава 75Mn25Cu (*a*) и 36Mn64Cu (*б*)

Рисунок 5 - Схема соответствия эффектов неупругости и эволюции структуры. Электронно-микроскопические изображения - [5, 7, 8]

Отметим, что на этом этапе методом диффузного рассеяния рентгеновских лучей обнаружено изменение параметров ближнего порядка в γ -твердом растворе (рисунок 6) [13]. Параметры ближнего порядка (α_1 и α_2), характеризующие пространственную корреляцию разноименных атомов для первых двух координационных сфер сплавов 75Mn25Cu и 36Mn64Cu, изменяются немонотонно. При малых временах старения наблюдается тенденция к усилению степени порядка на первых двух координационных сферах. Положительные значения коэффициента α_1 означают, что на первой координационной сфере атомы стремятся окружить себя атомами такого же сорта. Такая ситуация интерпретируется, как «ближнее расслоение» [18]. Образование зон с ближним расслоением можно трактовать, как самый начальный этап спинодального распада. Таким образом, распад твердого раствора начинается с эволюции системы в сторону метастабильного состояния с неоднородным распределением атомов разного сорта.



Рисунок 6 - Влияние продолжительности старения при 440 °С на коэффициенты ближнего порядка на первой (α₁) и второй (α₂) координационных сферах сплава 75Mn25Cu (*a*) и 36Mn64Cu (*б*)

По мере углубления расслоения (от $\tau_{crap} = 1$ ч в сплаве 75Mn25Cu, $\tau_{crap} = 4$ ч в сплаве 36Mn64Cu) температура фазового перехода повышается и становится выше 20 °C, что приводит к обнаружению в структуре мартенситной тетрагональной фазы үт. В сплаве 75Mn25Cu мартенсит со степенью тетрагональности с/а~0,98 имеет названную работах морфологию, специфическую в [7,8] «паркетной». В низкомарганцевом сплаве образуется слабо тетрагональный мартенсит c/a = 0,997, и формирования «паркетной» структуры не наблюдали. С появлением мартенсита ближний порядок частично нарушается и коэффициенты α_1 и α_2 уменьшаются почти до нуля (рисунок 6). При дальнейшем старении спинодальное расслоение продолжает развиваться, о чем свидетельствует повышение температуры МП. Высота фазового пика внутреннего трения на этом этапе достигает максимума. По данным электронномикроскопических исследований [7, 16], мартенсит сплава 75Mn25Cu приобретает иерархическую двойниковую структуру, типичную для термоупругого мартенсита (рисунок 5).

В сплаве 40Мn60Cu, близком по составу к исследованному 36Мn64Cu, электронная микроскопия показала малоинтенсивный твидовый контраст, который сначала усиливается при $\tau_{crap} \le 20$ ч, а затем наблюдали все более возрастающее нарушение регулярности твидовой структуры [5]. Учитывая незначительную тетрагональность образующегося мартенсита можно предположить, что напряжения, инициируемые в результате мартенситного превращения в обогащенных марганцем областях недостаточны, чтобы вызвать сдвиг во всех объемах, обедненных марганцем.

На последних этапах старения сплава 75Mn25Cu (τ_{стар} > 6 час), когда содержание марганца в обогащенных микрообластях достигает граничной концентрации, соответствующей линии спинодали, в структуре появляется стабильная фаза α-Mn, выделяющаяся преимущественно по границам зерен [19]. Температура МП снижается вследствие уменьшения концентрации Mn в γ-твердом растворе, а высота фазового (мартенситного) пика BT снижается в результате уменьшения количества мартенсита.

В сплаве 36Mn64Cu распад не завершается выделением стабильной фазы α -Мп вплоть до 52-часовой выдержки. Учитывая почти кубическую решетку мартенсита, легко представить, что на определенном этапе спинодального расслоения превращение мартенситный СДВИГ останавливается И затухает на стадии квазиравновесного состояния. Вместе с тем, вследствие малого содержания марганца в сплаве невелик общий объем областей, в которых возможно достижение критической для реализации сдвига концентрации. Таким образом, в низкомарганцевом сплаве на этом этапе, по-видимому, формируется микрогетерогенная структура, представляющая собой микрообласти, в которых мартенситный сдвиг реализовался, и «пассивные» микрообласти, в которых он не произошел. Это предположение подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями [5], которые на этой стадии, помимо твидовой появляется показали, ЧТО структуры, слабоинтенсивный полосчатый контраст деформационной природы.

Используя концентрационную зависимость точек МП (рисунок 2,б) определено изменение концентрации Мп в обогащенных микрообластях при расслоении γ_{κ} -твердого раствора с увеличением времени выдержки при старении. На рисунке 7 представлены полученные кинетические зависимости % Mn($\tau_{cтаp}$). При построении графиков использованы данные, полученные только на стадиях старения, предшествующих выделению α -Mn. Очевидно, что кинетика распада γ -твердого раствора в сплавах с разным содержанием марганца (75Mn25Cu и 36Mn64Cu) идентична. Поскольку в литературе однозначно установлено, что в сплаве 75Mn25Cu распад идет по спинодальному механизму, идентичность кривых позволяет еще раз подтвердить развитие спинодального распада и в сплаве 36Mn64Cu.



Рисунок 7 – Кинетика изменения содержания Mn в обогащенных микрообластях при спинодальном расслоении у_к - твердого раствора исследованных сплавов

Аналогичный цикл исследований был проведен также при температуре старения 540 °С [20]. На основе обобщения полученных нами и приведенных в [4] экспериментальных данных построены диаграммы изменения структуры в зависимости от температурно-временных параметров старения для сплавов 75Mn25Cu и 36Mn64Cu (рисунок 8), начиная от ранних стадий распада до момента достижения равновесного или квазиравновесного состояния. Диаграммы позволяют установить оптимальные режимы старения для получения необходимой структуры.



Рисунок 8 – Структурные диаграммы распада метастабильного γ_к - твердого раствора (■ - [данные нашей работы]; □ - [4])

В сплавах системы Mn-Cu развитие термоупругого мартенситного превращения обусловливает проявление специальных свойств, таких как высокая демпфирующая способность, эффект памяти формы. Выше показано, что в технологичном сплаве 36Mn64Cu, как и в высокомарганцевом сплаве 75Mn25Cu после старения развивается мартенситное превращение термоупругого типа, что дает основания предполагать, что низкомарганцевый сплав может проявлять функциональные свойства.

Демпфирующая способность сплавов Mn-Cu

Демпфирующая способность - способность материала поглощать вибрацию (циклические нагрузки) за счет внутреннего рассеяния энергии. Численной характеристикой демпфирующей способности Ψ при малых амплитудах деформации является внутреннее трение Q^{-1} и/или логарифмический декремент колебаний δ .

Демпфирующая способность сплавов является структурно-чувствительной величиной, и определяется составом сплава и режимом термической обработки - в случае сплавов Mn-Cu это режим старения. С другой стороны, демпфирующая способность зависит от внешних факторов – амплитуды и частоты колебаний, а также от рабочей температуры. Высокая демпфирующая способность сплавов Mn-Cu обусловлена специфической структурой образующегося мартенсита. Еще в работе [21] показано, что мартенситное превращение происходит по механизму двойникования и приводит к формированию мартенсита иерархического строения, состоящего из системы макро- и микродвойников. Границы микродвойников характеризуются чрезвычайно большой подвижностью и легко перемещаются при воздействии внешних циклических напряжений, обеспечивая эффективное рассеяние энергии.

Подвижность границ микродвойников связана с тетрагональностью мартенситной фазы, которая, в свою очередь, обусловлена содержанием марганца в обогащенных областях. Из этого следует определяющая роль режима старения марганцевомедных сплавов. Анализ литературы показал, что высокая демпфирующая способность в большинстве сплавов проявляется после старения при 420-440 °C [3, 4, 9].

Обобщение данных, полученных в настоящей работе, результатов исследований, проведенных на кафедре ФММ ТулГУ ранее на сплавах других составов и некоторых литературных данных [4, 5, 6, 7, 8, 11] показано в виде карты (рисунок 9), отражающей влияние содержания марганца и продолжительности старения при оптимальной температуре 440 °C на низкоамплитудную ДС при двух амплитудах деформации. Как видно из рисунка 9, максимальным уровнем диссипативных свойств обладают сплавы с содержанием Mn ~62...75 мас. %. Максимального значения низкоамплитудной ДС для технологичных низкомарганцевых сплавов возможно достичь при старении более 20 ч, что, видимо, связано с особенностями мартенситной структуры.





Для практического применения марганцевомедных сплавов особое значение имеет температурная область проявления высокой ДС.

Из рисунка 2 видно, что сплав 75Mn25Cu демонстрирует высокий уровень демпфирующих свойств уже в закаленном состоянии ($Q_{\rm max}^{-1} - Q_f^{-1} \approx 136 \cdot 10^{-4}$ при $\gamma = 3,2\cdot 10^{-5}$), однако температурный диапазон проявления ДС лежит ниже нуля, что обусловлено низкой температурой МП.

Последующее старение при 440 °С, приводя к повышению температур МП, изменяет также и вид T3BT. Уровень рассеяния энергии в состаренных сплавах системы Mn-Cu складывается из мартенситного пика внутреннего трения (*P*₁) и релаксационного максимума (*P*₂), обусловленного движением двойниковых границ в тетрагональной фазе (рисунок 3). Аналогичным образом изменяется температурный спектр внутреннего трения при старении сплава 36Mn64Cu (рисунок 3). Таким образом, температурная область применения исследованных сплавов системы Mn-Cu, как высокодемпфирующих, ограничена с одной стороны точкой фазового перехода *A*_{*t*}, которая регулируется режимом старения, а со стороны низких температур –

температурой двойникового релаксационного эффекта, которая, в свою очередь, зависит от частоты колебаний.

Для всех высокодемпфирующих сплавов Mn-Cu характерно резкое уменьшение демпфирующей способности в аустенитном состоянии при температурах выше точки конца обратного мартенситного превращения *А*_{*f*}, поскольку исчезает структура двойникованного мартенсита.

Как отмечено выше, ДС существенно зависит от амплитуды приложенных напряжений. Вид амплитудных зависимостей внутреннего трения в Mn-Cu сплавах определяется структурным состоянием сплавов. Измерения A3BT, проведенные при комнатной температуре показали, что сплавы 36Mn64Cu и 75Mn25Cu в закаленном и кратковременно состаренных состояниях, когда температура МП располагается ниже комнатной, демонстрируют очень слабую зависимость ВT от амплитуды.

Когда в результате старения температура МП становится чуть выше комнатной, ВТ почти линейно возрастает с увеличением γ с максимальной интенсивностью. Характерной особенностью всех A3BT является отсутствие амплитудонезависимой области (рисунок 10, 11).





Рисунок 10 - АЗВТ сплава 75Mn25Cu после термической обработки: закалка (1); старение при 440 °C с разным временем выдержки:0,17 ч (2); 2 ч (3); 15 ч (4)



Это означает, что границы микродвойников настолько подвижны, что даже минимальная деформация на уровне $\gamma = 1 \cdot 10^{-5}$ способна вызвать обратимое перемещение двойникующих дислокаций. На этом этапе в структуре существует два источника рассеяния энергии - двойниковые границы внутри мартенсита и когерентные межфазные границы мартенсита и аустенита.

На поздних стадиях старения характер A3BT исследованных сплавов различается. В сплаве 75Mn25Cu при старении более 6 ч A3BT сохраняет линейный характер, но наблюдается снижение BT во всем диапазоне γ (рисунок 10), что обусловлено появлением частиц α -Mn и уменьшением количества мартенсита. В сплаве 36Mn64Cu A3BT имеет сложный вид (рисунок 11). Сначала A3BT выражена слабо и подобна зависимости, полученной в аустените. Затем, начиная с γ =0,6·10⁻⁴, величина δ возрастает, проходит через максимум и плавно снижается. Подобное немонотонное изменение внутреннего трения может быть обусловлено сложным микрогетерогенным квазиравновесным структурным состоянием сплава, формирование которого описано ранее.

Элинварность сплавов Mn-Cu

Под элинварностью понимают способность материала сохранять практически постоянным модуль нормальной упругости в достаточно широком интервале температур, тогда как обычные металлические материалы характеризуются непрерывным уменьшением *E* при нагреве.

Для количественной оценки элинварности используют температурный коэффициент модуля упругости (ТКМУ), определяемый как приращение модуля Юнга в определенном интервале температур β=*E*¹(d*E*/d*t*) [22].

Благодаря резкому изменению упругих модулей при термоупругом МП сплавы системы Mn-Cu в интервале температур выше A_t проявляют элинварность. В окрестности температур превращения на зависимости $\beta(t)$ вследствие изменения знака величины β наблюдается возмущение (рисунок 12), масштаб которого зависит от режима старения. Температурный интервал элинварности, лежащий выше температур возмущения, смещается по мере увеличения продолжительности старения вслед за возрастающей температурой МП.

На основе собственных исследований и анализа литературных данных [11, 23-25] построена зависимость температурного интервала элинварности ($t_1 - t_2$, где t_1 и t_2 – соответственно, низкотемпературная и высокотемпературная границы области элинварности) от состава сплавов системы Mn-Cu (рисунок 13). Приведенные данные получены после закалки и старения при 440 °C в течение 8 часов. Стоит отметить, что увеличение содержания Mn, масс. % в сплаве дает возможность несколько расширить температурный интервал элинварности.





Содержание Mn, %

В зависимости от термической обработки и состава сплава ТКМУ сплавов Mn-Cu изменяется в пределах β= 1,5·10⁻⁵ ÷ 4,6·10⁻⁴ °C⁻¹. В целом, марганцевомедные сплавы обладают худшими значениями ТКМУ, чем лучшие элинварные сплавы (для сплава 43НКТЮ β=30·10⁻⁶ °C⁻¹), однако они обладают двумя преимуществами: немагнитностью и возможностью регулировать температурный интервал элинварности путем изменения режима старения.

Эффект памяти формы в сплавах Mn-Cu

Марганцевомедные сплавы обладают обратимостью формоизменения и возможностью регулирования характеристик памяти формы с помощью термической обработки, в частности, варьируя режим старения. Однако анализ литературы показал, что оптимальные режимы старения, приведенные в разных источниках даже для хорошо изученных высокомарганцевых сплавов, отличаются, как по температуре, так и по продолжительности старения.

Исследовали влияние режимов старения (t_{cmap} = 400, 440 и 540 °C, t_{cmap} = 0,17...53 ч) в спинодальной области и степени предварительной деформации кручением (γ_{np} = 0...5 %) на температурный интервал проявления ЭПФ и на характеристики ЭПФ сплавов системы Mn-Cu.

На рисунке 14 приведены типичные кривые формоизменения сплавов 75Mn25Cu и 36Mn64Cu при нагреве и охлаждении после предварительной деформации у_{пе}=2%. Заданная при испытаниях деформация в процессе нагрева и охлаждения восстанавливается не полностью. Установлено, что все характеристики формовосстановления зависят от степени предварительной деформации температурно-временных параметров старения.



Рисунок 14 - Формовосстановление сплавов 75Mn25Cu (a) и 36Mn64Cu (б)

Выбор оптимального режима старения осуществляли по величине степени формовосстановления *К*. Наибольшее значение *К* в сплаве 75Mn25Cu получено после старения при 400 °C (рисунок 15), а в сплаве 36Mn64Cu - при 440 °C. Однако исследование влияния временного фактора позволило скорректировать оптимальную температуру старения сплава 36Mn64Cu, снизив ее до 400 °C (рисунок 16). В качестве оптимального режима для обоих сплавов выбрали старение 400 °C в течение 4...6 ч.

Разный уровень формовосстановления (рисунок 15, 16) у исследуемых сплавов можно объяснить тем, что мартенситное превращение в состаренном сплаве 75Mn25Cu распространяется на весь объем, в то воемя, как в низкомарганцевом сплаве, как предположено выше, мартенситное превращение не может охватить весь объем сплава, и обедненные марганцем области не участвуют в формовосстановлении.

На рисунке 17 представлено влияние предварительной деформации на другие характеристики ЭПФ сплавов после старения по оптимальному режиму. Увеличение γ_{np} приводит к росту упругой и невосстановленной деформации. Невосстановленная деформация возрастает вследствие увеличения доли деформации скольжением, в результате чего снижается и степень формовосстановления *К*.









б



а

Рисунок 16 - Влияние продолжительности старения на степень формовосстановления сплавов 75Mn25Cu (*a*) и 36Mn64Cu (*б*)

На основе проведенных исследований и анализа экспериментальных данных, полученных ранее сотрудниками кафедры ФММ ТулГУ на сплавах других составов [11, 26], была построена карта зависимости степени формовосстановления *К* от содержания марганца и степени предварительной деформации (рисунок 18). Данные получены на образцах, подвергнутых термической обработке по режиму: закалка от 830 °C в воде и старение при 400 °C с временем выдержки 6 часов.



Рисунок 17- Влияние величины предварительной деформации на характеристики формовосстановления сплавов 75Mn25Cu (*a*) и 36Mn64Cu (*б*)



Содержание Mn, % Рисунок 18– Карта зависимости степени формовосстановления (*К*) сплавов Mn-Cu от состава и предварительной деформации у_{пр}

Как видно из рисунка 18, наибольшим формовосстановлением обладают высокомарганцевые сплавы. Однако сплавы с содержанием марганца 40...65 ат.% также проявляют эффект памяти на уровне K = 15 % при малых величинах предварительной деформации. Вместе с тем, для эффективного использования элементов с памятью формы не везде нужно максимальное формовосстановление, но информация об уровне отклика на нормированное механическое воздействие необходима всегда. Представленная карта позволяет выбрать состав сплава для обеспечения необходимого формовосстановления при заданном уровне предварительного силового воздействия.

Общие выводы:

1. Методами рентгеноструктурного анализа, механической спектроскопии, диффузного рассеяния рентгеновских лучей исследованы структура и свойства состаренного по разным режимам низкомарганцевого сплава 36Mn64Cu и сплава 75Mn25Cu, как модельного. Приведены подтверждения реализации спинодального распада метастабильного ү-твердого раствора в процессе старения в сплаве 36Mn64Cu.

2. Методом диффузного рассеяния рентгеновских лучей установлено, что на начальных стадиях распада в исходной аустенитной фазе исследованных сплавов формируется состояние ближнего расслоения, которое разрушается при образовании мартенсита.

3. Изучена кинетика распада үк-твердого раствора при старении сплавов 36Mn64Cu и 75Mn25Cu и построены диаграммы, отражающие изменения структуры в зависимости от температурно-временных параметров старения, начиная от ранних стадий до момента достижения равновесного (75Mn25Cu) и квазиравновесного (36Mn64Cu) состояния.

4. Экспериментально установлено влияние режима старения на величину низкоамплитудного рассеяния энергии. Результаты собственных исследований и данных, приведенных в литературе, обобщены в виде карты, отражающей зависимость низкоамплитудной демпфирующей способности Ψ, % от состава сплава и продолжительности старения при 440 °C.

5. Установлена зависимость степени формовосстановления *К* сплавов от режима старения и предварительной деформации γ_{np} . Наилучшие значения *К* получены после старения 400 °C, 4 - 6 часов: полное восстановление формы (*K* = 100 %) в сплаве 75Mn25Cu и ограниченное формовосстановление (*K* = 13 %) в сплаве 36Mn64Cu при γ_{np} =1 %. На основе собственных и полученных другими исследователями результатов построена карта, позволяющая выбрать состав сплава и величину предварительного силового воздействия для получения заданного уровня формовосстановления.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Винтайкин, Е. З., Литвин, Д. Ф., Удовенко, В. А. Тонкая кристаллическая структура в сплавах марганец-медь высокого демпфирования // ФММ. – 1974. – Т. 37, – № 6. – С. 1228-1237.

2. Vitek, J., Warlimont, H. On a metastable miscibility gap in Mn-Cu alloys and the origin of high damping capacity (О метастабильной области расслоения в сплавах Mn-Cu и источнике их высокой демпфирующей способности) // Met. Sci. and Eng. – 1976. – № 4. – Р. 7-13.

3. Матвеев, В. В., Ярославский, Г. Я., Чайковский, Б. С [и др.] Сплавы высокого демпфирования на медной основе. – Киев: Наукова думка, 1986. – 208 с.

4. Фавстов, Ю. К., Шульга, Ю. Н., Рахштадт, А. Г. Металоведе-ние высокодемпфирующих сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 271 с.

5. Удовенко, В. А., Полякова, Н. А., Турмамбеков, Т. А. Структура и демпфирующие свойства ГЦК сплавов марганец-медь // ФММ. – 1991. – № 11. – С. 142-149.

6. Турмамбеков, Т. А., Саидахметов, П. А., Шектибаев, Н. А. [и др.] Магнитомеханическая диссипация энергии упругих колебаний в сплавах MnCu с содержанием Mn меньше 50 % // Вестник ТГПУ (TSPU Bulletin). - 2013. - Т. 129, - № 1. - С. 180-183.

7. Удовенко, В. А., Полякова, Н. А., Турмамбеков, Т. А. [и др.] Стадийность процесса формирования мартенситной структуры и демпфирующих свойств при отжиге сплавов Mn-Cu // ФММ. – 1994. – Т. 77, – № 2. – С. 134-140.

8. Удовенко, В. А., Маркова, Г. В., Ростовцев, Р. Н. Сплавы системы Mn-Cu. Структура и свойства: Монография. – Тула: Гриф и К, 2005. – 152 с.

9. Блантер, М. С., Головин, И. С., Головин, С. А. [и др.] Механическая спектроскопия металлических материалов – М.: МИА, 1994. – 256 с.

10. Structural internal friction in Cu-Al-Ni crystals. /S.B.Kustov, S.N.Golyandin, I.Hurtado, J.Van Humbeeck, R. De Batist// J. de Physique.-1996.- V.6.-P. C8-389-C8-392.

11. Markova, G. V. Internal friction during in martensitic transformation in high manganese Mn-Cu alloys // Mat. Sci. and Eng. – 2004. – A. 370. – P. 473-476.

12. Клюева, Е. С., Маркова, Г. В., Гайнулов, А. С. Распад ү – твердого раствора сплава 36Mn64Cu при старении //Моделирование структур, строение вещества, нанотехнологии: Сб. материалов III Междунар. науч. конф. - Тула: Изд-во Тул. гос пед. ун-та им. Л.Н. Толстого, 2016. - С. 113-117.

13. Markova G.V., Levin D.M., Kazharskaya S.E., Klyueva E.S., Tateladze G.M., Bannikova E.A., Popovichenko I.K. The effect of spinodal decomposition on martensitic transformation and shape memory effect in Mn-Cu alloys // Materials Today: Proceedings, Vol. 2,Suppl 3, (2015), pp. S841–S844.

14. Markova, G. V., Klyueva, E. S. Internal friction during reverse martensitic transformation in Mn-Cu alloy with 45 % Mn. // Materials Science Forum Vols. 738-739, (2013), pp. 183-186

15. Levin D. M., Kolmakov Y. N. Diffusion Equations for Early Stages of Solid Solutions Decay Based on the Markovian Theory of Random Walk// Defect and Diffusion Forum. 2018. Vol. 383, pp. 74-80.

16. Бичинашвили, А. И., Винтайкин, Е. З., Литвин, Д. Ф. [и др.] Рентгеновское исследование ГЦК→ГЦТ превращения в сплавах марганец-медь // ФММ. – 1976. – Т. 41, – № 1. – С. 130-136.

17. Пушин, В. Г., Кондратьев, В. В., Хачин, В. Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения - Екатеринбург: УрО РАН, 1998. – 368 с.

18. Иверенова., А. А., Кацнельсон, А. А. Ближний порядок в твердых растворах. – М.: «Наука», 1977. – 256 с.

19. Маркова, Г.В., Клюева, Е.С., Гринберг, Е.М., Гончаров, С.С. К вопросу о последовательности стадий спинодального распада сплава 75Mn25Cu // Известия ТулГУ. Технические науки. Вып. 11. Ч. 2. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. - С. 166-174.

20. Markova G., Klyueva E. Martensitic anelasticity in 40Mn60Cu alloy // MaterialsToday: Proceedings. Vol. 4, (2017), pp. 4722-4726.

21. Birchon, D., Bromley, D. E., Healey, D. Mechanism of energy dissipasion in high-damping-capacity manganese-copper alloys (Механизм рассеяния энергии в марганцево-медных сплавах с высокой демпфирующей способностью) //Met.Sci.J.-1968.-N2.-P.41-46.

22. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1982. 400 с.

23. Smith, J. H., Vance, E. R. Decomposition of gamma phase manganese copper alloys // Journal of Applied Physics. – 1969. - Vol. 40. - № 12. - P. 4853-4858.

24. Маркова, Г. В. Внутреннее трение в области температур магнитоструктурного превращения в высокомарганцевых сплавах системы Mn-Cu // MиTOM. – 2002. – № 6. – С. 22-27.

25. Виноградова, В. Л., Маркова, Г. В., Головин, С. А. Изучение фазового перехода в сплавах Mn-Cu-Me // Изв. ТулГУ. Сер. Материаловедение. Тула: – 2000. – Вып. 1. – С. 64-68.

26. Markova G.V., Labzova L.V., Klyueva E.S. Internal friction in alloys with shape memory effect// Metal Science and Heat Treatment v.54, №5-6, 2012. pp. 271-275.

Глава 17. СОЗДАНИЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫХ СИСТЕМ КОНТРОЛЯ И УПРАВЛЕНИЯ ПАРАМЕТРАМИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ

Вегера И.И., Гайлевич Э.В., Ходюш В.Е. Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

Введение

В настоящее время перед промышленностью остро стоит проблема выпуска качественной и конкурентоспособной продукции. Требования качества в полной мере относятся и к процессам термообработки изделий, которые играют очень важную роль в обеспечении технологических и эксплуатационных свойств деталей.Повышение требований к качеству термообработки существенно усложняет технологический процесс и приводит к безусловному выполнению всех его этапов в отведенные промежутки времени со строгим соблюдением всех параметров. Поэтому на современном этапе развитие оборудования индукционного нагрева идет по пути совершенствования и автоматизации технологий его применения, опираясь на достижения современной вычислительной техники.

Поэтому данная глава посвящена разработке современных автоматизированных систем контроля и управления параметрами электромагнитного поля при индукционном нагреве.

Результаты экспериментов и их обсуждение

комплексы Современные индукционного нагрева включают в себя: преобразователь частоты на основе силовых тиристорных или транзисторных IGBT системой модулей, нагревательную установку С полной автоматизации, микропроцессорный программируемый блок системы управления и контроля. При проектировании и создании данного оборудования используются технологии Vтехнологического уклада такие как: информационно-коммуникационные технологии и разработка программного обеспечения; микроэлектроника и радиоэлектронная промышленность; роботостроение, приборостроение и вычислительная техника.

Однако до настоящего времени на промышленных предприятиях Республики Беларусь используется большое количество индукционных установок имеющих 100% износ. Системы управления установленные на них реализованы в основном на устаревших релейных схемах, которые не удовлетворяют необходимым требованиям качества термообработки деталей. Разработка современных автоматизированных систем управления подразумевает собой создание программируемого комплекса, который позволит осуществлять управление процессом нагрева и перемещения детали. Он должен иметь гибкую настройку изменения параметров для обеспечения возможности реализации различных режимов работы оборудования, осуществлять высокоточный контроль параметров его работы. Органы визуализации и управления комплекса должны иметь хорошую эргономичность для удобства работы и обслуживания оборудования оператором.

Для реализации технологий индукционной обработки в настоящее время на рынке представлено достаточное количество различных установок. Основными производителями индукционного оборудования являются предприятия России, ЕС, Китая и США. Общей закономерностью, характерной для всех этих предприятий, является расширение номенклатуры выпускаемого оборудования и перечня предлагаемых услуг. Если ранее предприятия специализировались на выпуске преобразователей частоты определенного типа, то сейчас каждое из них предлагает нагревательные установки определенного назначения с соответствующими системами автоматизации. В странах Европейского союза производители индукционного оборудования в основном выпускают специализированные комплексы для конкретных производственных задач. На рынке Республики Беларусь в основном представлены производители индукционного оборудования из России. Прежде всего, это связано с низким ценовым диапазоном стоимости данных установок по сравнению с оборудованием производства ЕС или США.

Современные установки индукционного нагрева можно разделить на следующие группы в зависимости от частоты работы преобразователя токов высокой частоты:

1) Среднечастотные установки индукционного нагрева. Данные установки работают на низких частотах в пределах 0,5 – 20 кГц. Среднечастотные установки индукционного нагрева применяются для прогрева детали на максимально возможную глубину от 5 до 15 мм и более. Установки данного типа в основном применяются для глубинной или объемной закалкидеталей.

2) Высокочастотные установки индукционного нагрева. Данные установки работают на более высоких частотах от 20 до 100 кГц. Глубина проникновения тока в данных установках не превышает 3-5 мм. Глубину прогрева в данном случае можно расширить увеличением времени его нагрева. Данные установки применяются для широкого круга машиностроительных деталей.

3) Сверхвысокочастотные установки индукционного нагрева. Данные установки имеют самую высокую частоту работы (от 100 кГц и выше) и, в то же время самую низкую глубину проникновения (до 1 мм). Сверхвысокочастотные установки индукционного нагрева применяются при поверхностной закалкетонкостенных и сложнопрофильных деталей.

В зависимости от типа кинематической схемы универсальные индукционные установки можно разделить на:

1) Установки, в которых деталь перемещается и вращается относительно неподвижного блока преобразователя с индуктором.

2) Установки, в которых блок преобразователя с индуктором перемещается относительно вращающейся детали.

Установки первого типа применяются для обработки деталей длинной до 1 м и массой не более 50 кг. Данные установки обладают рядом преимуществ, прежде всего это небольшие габариты, высокая производительность, простота в работе и обслуживании, возможность роботизации с применением промышленных манипуляторов, доступная цена.

Примером данного типа универсальной установки может быть модель ИЗСА-1500 предлагаемая компанией «Проминдуктор» (Россия, производство Китай) (рисунок 1), предназначенная для закалки наружных и внутренних гладких, зубчатых, шлицевых, ступенчатых поверхностей машиностроительных деталей типа вал, вал-шестерня, шестерня, зубчатое колесо и т.п. [1].



Рисунок 1- Индукционная закалочная установка модели ИЗСА-1500

Закалка деталей производится непрерывно-последовательным способом, путем сканирования индуктором поверхности термически обрабатываемой детали, которая перемещается и вращается относительно него.Система управления установкой реализована на стандартном контроллере и панели оператора предназначенном для станков с ЧПУ широко используемых в металлообрабатывающей промышленности. управления обеспечения системы использует Программного стандартные управляющие коды на основе G-code по стандарту ISO 6983-1:1982. В отечественной технической литературе G-code обозначается, как код ИСО-7 бит.по ГОСТ 20999-83. Программа, написанная с использованием G-code, имеет жесткую структуру и не позволяют в полной мере реализовывать технологии индукционного нагрева, которые имеют широкую гамму различных параметров, не поддающихся описанию в стандартных командах. Кроме того для написания программ в G-code необходимы определенные знания, которыми зачастую не обладают технологи и операторы термического участка. Данные системы не позволяю реализовывать режимы ручного управления для отработки процесса термообработки на опытной детали, так же нет возможности контроля в реальном времени одновременно всех параметров в ходе отработки технологии.

Установки второго типа, реализованные по принципу перемещения блока преобразователя с индуктором относительно вращающейся детали в настоящий момент получили наибольшее распространение для обработки крупногабаритных деталей длинной до 2 м и массой до 200 кг. Примером данных установок может быть оборудование компании «ЭЛСИТ», которая присутствует на рынке Республики в лице регионального представителя. Компания «ЭЛСИТ» выпускает установки с системой управления выполненной на базе микроконтроллера STM32 собственного производства с оригинальным программнымобеспечением. Данным техническим решением производитель защищает свои интеллектуальные права на собственные разработки, однако в случае выхода из строя платы управления произвести ремонт собственными силами потребитель не имеет возможности.

Рассмотренные в качестве примера установки обладают существенным недостаткомсвязанным с концепцией заложенной при реализации их систем управления. Применение стандартных контроллеров И панелей оператора. предназначенных для станков с ЧПУ не позволяет реализовывать все параметры технологии индукционной термообработки в связи со спецификой данного метода обработки. Создание оригинальных микроконтроллерных систем может в процессе эксплуатации привести к серьезным проблемам с ремонтопригодностью оборудования. Поэтому предпочтительным техническим решением является применение серийных контроллеров программируемых логических С разработкой для них специализированного программного комплекса управления и контроля индукционными установками, который в полной мере позволяет реализовать любую технологию индукционной термообработки. При таком подходе потребитель имеет возможность быстро произвести замену вышедшего из строя узла и записать управляющую программу, сохраненную на внешнем носителе.

Рассмотрим ондоодно концепцию создания программного комплекса управления и контроля индукционными установками. Большинство технологий индукционного нагрева реализуются с помощью одновременного или непрерывнопоследовательного способов нагрева. Одновременный способ применяют для нагрева всей поверхности детали или отдельного её участка до необходимой температуры, при индуктором охватывается весь участок изделия, подлежащего нагреву. этом Температура детали нарастает по всему нагреваемому участку одновременно. В момент нагрева деталь не перемещается в индукторе, а при достижении необходимой температуры происходит ее охлаждение. Одновременный способ нагрева широко применяется для пайки, оплавления, нагрева под деформацию и термообработку изделий малой площади. Данный способ нагрева применяют в том случае, когда установленная мощность преобразователя частоты соизмерима с потребляемой мощностью индуктора.

В том случае, когда установленной мощности преобразователя недостаточно для одновременного нагрева применяют непрерывно-последовательный способ нагрева [2].

При непрерывно-последовательном способе индуктор или деталь перемещаются относительно друг друга. Соответственно в каждый момент времени нагретой оказывается узкая полоса поверхности, выходящая из-под индуктора. При этом охлаждение нагретой поверхности следует сразу за нагревом. Непрерывнопоследовательный способ нагрева в основном применяют для поверхностной термообработки деталей.

Исходя из данных способов нагрева, был разработан макетуниверсальной автоматизированной индукционной установки для нагрева деталей и полуфабрикатов под различные технологические операции. Внешний вид индукционной установки позволяющей осуществлять нагрев, перемещение и вращение деталей с регулируемыми скоростями в вертикальном положении представлен на рисунке 2.

Основными элементами данной индукционной установки являются: механизм перемещения и вращения детали, блок преобразователя, система охлаждения и система управления и контроля.

Для контроля и регулирования параметрами и режимами работы установки была разработана система управления на базе программируемого логического контроллера (далее ПЛК). Программируемый логический контроллер (ПЛК) – это программно-управляемый дискретный автомат, имеющий некоторое множество входов, подключенных посредством датчиков к объекту управления, и множеством выходов, подключенным к исполнительным устройствам. Современные программируемые логические контроллеры способны выполнять цифровую обработку сигналов, управление приводами, регулирование, функции операторского управления и т.д. [3].



Рисунок 2 – Макет автоматизированнойустановки индукционного нагрева

Основными параметрами программируемых логических контроллеров являются количество и тип входов и выходов, параметры вычислительных ресурсов (процессор, O3У, Flash-память), время реакции, количество и тип интерфейсов связи, наличие и скорость работы быстрых входов и выходов, поддерживаемые языки

программирования, конструктивное исполнение (моноблочные, модульные, распределенные).

Стандартный программируемый логический контроллер включает в себя центральный процессор, память, сетевые интерфейсы и устройства ввода-вывода. Процессорный модуль состоит из микропроцессора, часов реального времени, запоминающего устройства и сторожевого таймера. Типовая архитектура программируемого логического контроллера показана на рисунке 3 [4].

В качестве языков программирования для программируемых логических контроллеров выступают стандартизированные языки МЭК стандарта IEC61131-3, которые в свою очередь подразделяются на графические и текстовые. К графическим относятся такие языки программирования, как LD (LadderDiagramm – Язык релейных диаграмм), FBD (FunctionBlockDiagram – Язык функциональных блоковых диаграмм), SFC (SequentialFunctionChart – Язык последовательных функциональных схем), CFC (ContinuousFunctionChart – Язык непрерывных функциональных схем). Текстовыми языками программирования являются IL (InstructionList – Список инструкций), ST (StructuredText Структурированный текст). В настоящее время самым распространенным языком программирования программируемых логических контроллеров является язык релейных диаграмм LD.



Рисунок 3 – Типовая архитектура программируемого логического контроллера

ПЛК выпускаются в широком ассортименте многими мировыми фирмами такими как OMRON, Mitsubishi, Siemens, OBEH и др. В частности, создание программного комплекса для индукционной закалки в ФТИ НАН Беларуси выполняли базе контроллеров фирмы OBEH, которые ПО соотношению на цена, функциональность и качество не уступают лучшим мировым аналогам. Программирование логических контроллеров осуществляется с помощью комплекса CoDeSys на любом из языков программирования стандарта МЭК 61131-3 [5]. Отличительными особенностями данного комплекса являются: прямая генерация машинного кода, полноценная реализация МЭК-языков, встроенный эмулятор контроллера, встроенные элементы визуализации модели объекта управления, широкий набор сервисных функций.

В качестве средства визуализации и индикации параметров работы установки в системе управления была применена панель оператора с сенсорным цветным TFTдисплеем. Панель оператора обеспечивают человеко-машинный интерфейс, т.е. диалог между машиной и оператором. Она предоставляет прямой доступ к ряду необходимых данных, позволяет отслеживать и при необходимости воздействовать на параметры процесса. При этом воздействия производятся посредством сенсорного экрана с простым и интуитивным интерфейсом. Современные панели оператора являются полноценными самостоятельными устройствами, в некоторых случаях с уже встроенными в их состав модулями программируемого логического контроллера, входов/выходов, Ethernet, подключения периферийных устройств и т.д.

Одним из важнейших компонентов системы управления и оборудования в целом являются различные исполнительные механизмы или исполнительные устройства. На данный момент на промышленных предприятиях Республики Беларусы многие установки индукционного нагрева либо не автоматизированы вовсе, либо имеют устаревшую систему управления, не позволяющую производить продукцию Для требуемого качества. некоторых технологических процессов требуется производить длительный процесс переналадки, иметь несколько комплектов оборудования в зависимости от габаритов детали. Этого можно избежать, применив систему управления, которая позволит в одном цикле нагрева точно изменять его параметры, делать точные перемещения детали относительно индуктора, выполнять своевременные включения и отключения процессов нагрева и охлаждения заготовки. В данных целях для перемещения детали относительно индуктора применяются шаговые двигатели с энкодером либо сервоприводы с драйвером. Данные исполнительные механизмы позволяют производить точные перемещения нижнего и верхнего центров с деталью, быстрое начало движения и точную остановку в нужной координате. Для регулируемого вращения детали относительно индуктора в основном используются асинхронные двигатели, управляемые частотным преобразователем.

Таким образом разработаннаяв ФТИ НАН Беларуси система управления позволяет реализовать следующие основные режимы работы установки: ручной, автоматический и режим наладки. В режиме наладки осуществлена возможность ввода параметров процесса нагрева, таких как точки смены детали, начала нагрева, начала охлаждения, окончания нагрева, окончания охлаждения, время нагрева и охлаждения без перемещения, автовозврат в точку смены детали, скорость перемещения заготовки, скорость вращения заготовки. На лицевой стороне панели управления продублированы все кнопки с панели оператора, такие как кнопки включения и отключения автоматического режима, нагрева, охлаждения, вращения, перемещения и аварийный стоп. Реализовано отслеживание текущего положения механизма перемещения в режиме реального времени.

Для регулирования крайних положений перемещения детали на установке установлены пять ИНДУКТИВНЫХ бесконтактных датчиков, ограничивающих минимальное максимальное положение механизма перемещения. При их И срабатывании система блокирует возможность перемещения за рамки допустимого диапазона и синхронизирует действительное положение детали с программным отслеживанием. Также система отслеживает необходимое количество и температуру жидкости для охлаждения блока преобразователя, индуктора и заготовки при помощи датчиков уровня, давления, расхода и температуры жидкости. Параметры нагрева контролируются при помощи пирометра. В работе для обеспечения безопасности и точности начала отсчета координат присутствует режим выхода в нулевую точку. Запуск этого режима обязателен при первом запуске установки, а также рекомендуется после аварийного останова либо других аварийных ситуаций. В случае активации аварийного останова либо возникновении аварийной ситуации (авария двигателей, генератора) на панель оператора выводится соответствующее диалоговое окно и отсутствует возможность продолжения работы до устранения неполадок.

Управление процессом нагрева может производиться как с панели управления на самом блоке преобразователя, так и на выносной панели управления, в том числе и с панели оператора. Температура нагрева детали регулируется скоростью перемещения заготовки и подводимой мощностьюпреобразователя. Реализация процессов непрерывно-последовательного либо одновременного нагрева достигается установкой параметров в режиме наладки, таких как положение основных рабочих точек, момента включения подачи охлаждающей жидкости, время выдержки нагрева и охлаждения без перемещения заготовки. Все параметры и режимы нагрева, а так же контролируемого охлаждения записываются и сохраняются на USB-носитель для последующего анализа и обработки данных.

При реализации непрерывно-последовательного способа нагревасистема управления работает следующим образом. Оператор для определения нулевой точки выставляетдеталь на необходимый уровень в соответствии с её формой и габаритами. В данной позиции система управления определяет нулевую точку начала отсчета координат Z0, которая используется для установки механизма перемещения в начальное положение(рис. 4).

Далее оператор на панели управления в меню наладки в настройке «Позиция смены детали» указывает расстояние от нулевой точки Z0 до точки Z1, которая является местом окончания автоматического цикла при включенной функции автовозврата. Необходимаяскорость вращения, функция автовозврата, контроль зажатия детали верхним центром и исходного положение верхнего центра указываются в соответствующих пунктах «Скорость вращения», «Автовозврат», «Верхний центр» меню режима наладки. Присутствует возможность нагрева детали без вращения. Скорость перемещения устанавливается в интервалах от 0,5 до 100 мм/с, а скорость вращения – от 0,2 до 5 об/с.



Рисунок 4 – Схема расположения основных точек отсчета

Основными точками, по которым происходит реализация технологического процесса непрерывно-последовательного способа нагрева, являются: Z2- точка начала нагрева, Z3-точка окончания нагрева, Z4- точка окончания охлаждения. Данные точки устанавливаются от позиции 20 путем введения расстояний для отсчета вручную либо способом копирования текущего положения в соответствующий пункт меню. Охлаждение включается в точке Z2 либо Z3, при этом система управления позволяет реализовать задержку включения охлаждения и перемещения детали для ее предварительного прогрева в данной точке. В меню наладки также предусмотрены пункты установки интервалов времени выдержки в точке начала нагрева и продолжительность остановки в точке окончания охлаждения. Система управления позволяет запрограммировать и провести обработку до пяти зон, отличающихся положением основных технологических позиций, скоростью перемещения и вращения детали, мощностью нагрева. При использовании опции «Автовозврат» в автоматическом режиме механизм перемещения возвращается в положениеZ1, после чего заготовка готова к снятию. Если пункт «Автовозврат» активен и охлаждение в нем включено, то подача охлаждающей жидкости будет прекращена только при достижении деталью точки Z1.Циклограмма типового процесса нагрева непрерывнопоследовательнымспособом представлена на рисунке 5.

Для реализации режима одновременногонагрева оператору в меню наладки панели управления необходимо установить точкуZ2 начало нагрева, которая будет совпадать с точкой Z3окончание нагрева. Установить параметры «Скорость вращения», «Время нагрева» и «Время охлаждения».

Выбор момента включения охлаждения детали производится переключателем на панели оператора и позволяет выбрать варианты со включением охлаждения при запуске нагрева, после предварительного нагрева, после окончания нагрева и выдержки детали.

Установка при охлаждении заготовки на воздухе позволяет реализовывать режим контролируемого охлаждения по заданной программе с постоянной регистрацией температуры пирометром и обратной связью с преобразователем. Параметры данного процесса нагрева и охлаждение регистрируются и записываются на USB-носитель.Циклограмма типового процесса нагрева одновременным способом представлена на рисунке 6.

Операции	Время	
Вращение		
Рабочий ход:		
вниз		
вверх		
Нагрев		
Охлаждение		

Рисунок 5 – Циклограмма непрерывно-последовательногонагрева

Операции	Время	
Вращение		
Рабочий ход:		
вниз		
вверх		
Нагрев	<u>├</u>	
Охлаждение		

Рисунок 6 – Циклограмма одновременного нагрева

В результате проведения работы была разработана и внедрена универсальная автоматизированная система управления индукционной установкой для различных операций нагрева и термообработки. Она обеспечивает необходимую точность и скорость работы, обладает возможностями необходимыми для производственной и научно-исследовательской деятельности.

Общие виды основных диалоговых окон системы управления показаны на рисунке 7. Интерактивные кнопки основных вкладок системы управления предоставляют оператору и технологуработающему с установкой индукционного нагрева весь комплекс информации необходимой для выбора основного режима или ранее сохраненной программы. Кроме того, на основных вкладках в реальном режиме времени отображается информация обо всех параметрах процесса и координатах нахождения детали.

Важной особенностью системы управления является возможность написания программ полностью повторяющих любые технологии индукционной термообработки с



заданием всех необходимых параметров, характерных именно для данного метода воздействия.

Рисунок 7 – Основные диалоговые окна системы управления

Создание программы или другими словами технологии термообработки конкретной детали происходит в следующей последовательности. Для начала создания программы в диалоговом окне «Наладка» необходимо выбрать необходимое количество зон (от одной до пяти), которые будут последовательно подвержены термообработке или нагреву в одном автоматическом цикле. Далее при нажатии кнопки «Настройки» происходит переход на экран задания общих параметров процесса термообработки конкретной детали. Экран настройки общих параметров изображен на рисунке 8. На данной вкладке имеется возможность установить ноль детали, позицию смены детали, скорость перемещения на холостом ходу и скорость вращения детали. Для изменения значения какого-либо пункта, необходимо нажать на соответствующее окошко с цифровым значением и изменить его с помощью всплывающей клавиатуры.

После установки необходимых параметров на экране общих настроекпереходят к настройкам каждой зоны подвергаемой термообработке начиная с первой. Экран настройки зоны 1 изображен на рисунке 9.На данной вкладке имеется возможность установить следующие технологические параметры: мощность нагрева, начала нагрева данной зоны, время нагрева без перемещения точку (предварительный прогрев), точку окончания нагрева зоны, момент включения охлаждения, точку окончания охлаждения, время охлаждения после нагрева, скорость рабочего хода. После ввода параметров первой зоны при необходимости переходят к экрану настройки следующей зоны. В зависимости от выбранного количества зон будет выведено соответствующее количество экранов настройки зон.Для удобства заполнения параметров технологии введена функция копирования текущей позиции детали. При нажатии кнопки «Копировать» над индикатором «Позиция» появляется меню вставки. При копировании текущей позиции в пункт «Ноль детали» копируется

позиция относительно нулевой позиции станка, при копировании иных точек вставляется значение относительно ноля детали.



Рисунок 8 – Экран настройки общих параметров



Рисунок 9 – Экран настройки зоны 1

окончании По настройки имеется возможность сохранения написанной технологии в память контроллера и на внешний носитель в раздел сохраненных программс присвоением собственного имени.Созданная таким образом программа (технология)позволяют производить термообработку деталей данного типа в автоматическом режиме со 100% повторяемость результатов качества термообработки и исключает влияние человеческого фактора.

С применением разработанной автоматизированной системы контроля и управления в ФТИ НАН Беларуси были созданы два типа промышленных установок для поверхностной термообработки ТВЧ широкого ассортимента деталей машиностроения. Установка ФТИ 3.148.1 предназначенная для нагрева деталей длиной до 1 метра и массой не более 100 кг. Которая была изготовленная с применением в качестве основного кинематического узла шарико-винтовой пары ШВПкоторая осуществляет перемещение относительно индуктора верхней и нижней плиты в центах, которых закрепляется деталь (рисунок 10).



Рисунок 10 – Установки ФТИ 3.148.1

Управление перемещением и вращением детали осуществлялось с применением шаговых двигателей. Данное решение позволило получить возможность точности позиционирования детали относительно индуктора с погрешностью менее 0,1 мм и скорость перемещения в пределах 0,1-100 мм/с. Технические характеристикиустановки ФТИ 3.148.1приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Технические характеристики установки ФТИ 3.148

Наименование параметров, размерность	Значение
1. Номинальная мощность по требованию заказчика, кВт	40; 60; 80; 100; 120; 160
2. Регулировка мощности в рабочем режиме	автоматически
3. Номинальная частота, кГц	8,0; 22,0; 66,0
4. Диапазон автоподстройки частоты по требованию заказчика, кГц	5-20; 7-50, 20-80
5. Подстройка резонансной частоты	автоматически
6. Максимальный ток индуктора, А	4000
7. Напряжение питающей сети, В/Гц	380/50
8. Охлаждение установки и индуктора проточной водой раздельно:	+
9. Диапазон рабочих температур, °С	+5+35
 Система управления – микропроцессорная с блоком памяти программ технологических процессов 	+
 Программирование параметров процесса (ток и время нагрева, температура нагрева, режимы работы - ручной, таймер, автоматический) 	+
12. Количество зон закалки за один проход индуктора, не менее шт.	5
13. Количество технологических программ, не менее шт.	250

14. Комплекты индукторов под различные сечения различных деталей, см. прилагаемые чертежи.	+
15. Наличие защит:	
- от перегрузки по току	+
 от несоответствия параметров питающей сети 	+
- от перегрева и снижения скорости протока охлаждающей жидкости	+
16. Материалы и комплектующие для подвода инженерных	
коммуникаций от точек подачи к узлам и вспомогательным	+
принадлежностям оборудования	
17. Диаметры деталей для нагрева под закалку, мм	Ø10 Ø200
18. Длина деталей для нагрева под закалку, мм	10 1000
 Равномерное распределение плотности тока по поверхности детали на необходимую глубину 	+
20. Регулировка мощности, %	5-100
21. Коэффициент мощности (соѕф), не менее	96
22. Скорость вертикального перемещения детали при закалке, мм/с	1100
23. Скорость вращения детали при закалке, об/мин	10120

Для индукционной термообработки крупногабаритных деталей длинной до 4 метров и массой более 1000 кг была спроектирована вертикальная установка ФТИ 3.148.2 (рисунок 11).



Рисунок 11 – Общий вид установки ФТИ 3.148.2

В настоящее время для термообработки такого рода деталей часто применяют специализированные установки с горизонтальным расположением детали, однако

такое решение имеет один отрицательный момент. Так как делать имеет большую длину и массу то в процессе термообработки с нагревом до высоких температур происходит ее коробление под собственным весом. Детали после такой обработки в обязательном случае проходят рихтовку или калибровку, а при выполнении этих операций зачастую возникают трещины, так как поверхностью детали имеет высокие степени напряжений. Процент брака при обработке крупногабаритных деталей в горизонтальном положении может достигать 50%. Создание установки с вертикальным расположением детали и возможностью непрерывно-последовательного перемещения индуктора относительно нее позволило решить данную проблему. Установка дает возможность проводить как последовательную, так и одновременную закалку, с возможностью осуществления последовательной закалки нескольких зон. На установке присутствует спреерное охлаждение детали, использующее воду, эмульсии или различные аква-пласты в качестве закалочных жидкостей.

Заключение

В результате проведенных исследований проведено определение основных технологических и конструктивных характеристик автоматизированных систем контроля и управления параметрами электромагнитного поля при индукционном нагреве металлов. Описаны основные структурные элементы системы контроля и управления. Определены их функциональные возможности и технические параметры. Для создания системы управления в зависимости от ее назначения произведен выбор программируемых логических контроллеров, панелей операторов, средств механизации, датчиков контроля температуры, датчиков расхода и давления охлаждающей жидкости, датчиков приближения. Разработана система управления, позволяющая реализовывать следующие основные режимы работы установки: ручной, одновременного автоматический и режим наладки для И непрерывнопоследовательного способов индукционного нагрева. Система управления дает возможность управлять следующими параметрами нагрева: точки нуля детали, смены детали, начала нагрева, начала охлаждения, окончания нагрева, окончания охлаждения, время нагрева и охлаждения без перемещения, автовозврат в точку смены детали, скорость перемещения детали, скорость вращения детали. В системе управления реализована возможность обратной связи с целью регулирования в зависимости от изменения параметров работы оборудования параметров технологии нагрева, таких как температура детали, температура, проток и давление охлаждающей среды. Все параметры и режимы нагрева, а так же контролируемого охлаждения записываются и сохраняются на USB-носитель для последующего анализа и обработки данных. На базе созданной системы управления разработанны и изготовленыавтоматизированныеустановки индукционного нагрева разного функциональногоназначения,которые с успехом применяются в термических цехак крупных машиностроительных предприятиях таких как ОАО «Борисовский завод «Автогидроусилитель», ОАО «БелАЗ», ОАО «МЗКТ». По результатам промышленной эксплуатации показано, что разработанные системы управления отвечают всем требованиям современного уровня развития техники и могут быть отнесены к технологиям V-технологического уклада.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. ООО «ПРОМИНДУКТОР» [Электронный ресурс]. – Электронные данные. – Режим доступа: http://prominductor.ru./ – Дата доступа: 20.06.2018.

2. Проектирование и эксплуатация высокочастотных установок. 2-е изд. / А.Н. Шамов, В.А. Бодажков – Ленинград: «Машиностроение», 1974 г. – 280 с.: ил.

3. Петров, И. В. Программируемые контроллеры. Стандартные языки и приемы прикладного проектирования / И.В.Петров; под ред. проф. В.П. Дьяконова. – М.: СОЛОН-Пресс, 2004. – 256 с., ил.

4. Энциклопедия АСУ ТП [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.bookasutp.ru/.

5. Среда программирования для программируемых логических контроллеров CoDeSysV2.3 [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.codesys.ru/.

Глава 18. ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ШТОКОВ МОНТАЖНОГО ОБОРУДОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Яловик А.И.¹, Белоцерковский М.А.², Сосновский А.В.² ¹ОАО «Нефтезаводмонтаж», г. Новополоцк ²Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г.Минск Республика Беларусь, mbelotser@qmail.com

Введение. Тяжелые условия эксплуатации строительных и строительнодорожных машин (СДМ), а также режимы циклически изменяющейся нагрузки отрицательно сказываются на эффективности их использования по причине снижения долговечности гидропривода. Значительное влияние на его срок службы оказывает состояние одного из дорогостоящих и наиболее техническое интенсивно изнашивающихся элементов, каким является гидроцилиндр. Поскольку он работает в нагрузках, разных условиях эксплуатации циклически изменяющихся в И температурном режиме, сопряжения «шток-цилиндр» испытывают удары при подъеме и опускании, сопротивление ветра, изменение распределения нагрузки, что снижает срок службы. Работая в условиях высокой концентрации пыли, на поверхности штока гидроцилиндра оседают частицы с высокой абразивной способностью. Перемещаясь, шток увлекает их за собой, что приводит к нарушению герметичности манжет, появлению задиров, рисок, тем самым, загрязняя рабочую жидкость гидросистемы и способствуя повышенному изнашиванию сопряженных деталей гидропривода и, как следствие, интенсивной утечки жидкости. Эти факторы являются причиной снижения безопасности, изменения проектной геометрии и усталостной прочности деталей гидроцилиндров, снижения эффективность и долговечность гидроприводов в целом[1].

Так как наружные рабочие поверхности штоков во время эксплуатации находятся в контакте с агрессивной средой, то к ним предъявляются повышенные требования: наружная рабочая поверхность штоков должна быть изготовлена по 8-му и 11-му квалитетам точности и иметь чистоту Ra = 0,63 - 0,32 мкм. Кольцевые и продольные риски на поверхности трения не допускаются. Конусообразность, овальность и бочкообразность наружного диаметра по всей длине штока должны быть в пределах половины допуска на этот диаметр. Непрямолинейность оси цилиндра допускается не более 0,4 мм на длине 500 мм. Аналогичные требования предъявляются к гидроцилиндрам и плунжерам.

К штокам кроме основных требований к точности, герметичности, чистоте рабочих поверхностей предъявляются требования по антикоррозийной стойкости, и требования свободного перемещения штока через манжетное уплотнение крышки гидроцилиндра под действием собственного веса при минимальном зазоре между стенками крышки и штока.

Для повышения износостойкости и защиты штоков используют наплавку и последующее хромирование. Однако хромирование имеет ряд недостатков: высокая пористость покрытия, наличие в осаждающемся слое напряжений растяжения, возможность восстанавливать детали с относительно небольшим износом, снижение на 30-40% усталостной прочности сталей. В ходе эксплуатации это приводит к отслаиванию, шелушению покрытия поверхности, задирам, царапинам, коррозии.

Целью исследований, выполненных в ОИМ НАН Беларуси и ОАО «Нефтезаводмонтаж», результаты которых изложены в данной работе, явилась оценка повреждаемости штоков гидроподъемных механизмов, используемых в строительнодорожных машинах, и определение рациональных режимов их восстановления методом гиперзвуковой металлизации с последующим трибомодифицированием. Описано использование технологических приемов и материалов, обеспечивающих комплексное улучшение физико-механических и эксплуатационных свойств покрытий на поверхности штоков за счет деформационных структурно-фазовых превращений и метастабильных состояний, образующихся в поверхностных слоях в процессе приработки и дальнейшей эксплуатации.

Оценка повреждаемости штоков гидроцилиндров. Осмотру подлежали штока гидроцилиндров гусеничных и пневмоколесных стреловых кранов, одноковшовых экскаваторов, бульдозеров и погрузчиков, гидравлические устройства телескопических (мачтовых) и ножничных подъемников, автовышек типа П-184H, гидроцилиндров подъема платформы прицепов типа 2ПТС-4, 1НТС-10 и СЗАП 8543, 85431, 8551-01, подъема платформы самосвалов марок ГАЗ, ЗИЛ и КАМАЗ, шнекороторного снегоуборочного комплекса ШРК – 2.0.

Установлено, что поверхность штока гидроцилиндра гидропривода СДМ изнашивается неравномерно. Наибольшему износу подвергается участок у основания штока при максимальном его выходе, что соответствует второму и третьему поясу, затем по периферии к рабочему органу износ уменьшается.

Неравномерный износ штока приводит к конусообразности и смещению базовой оси. Влияние износа и смещение проектного расположения деталей элементов гидропривода приводит к падению давления в гидросистеме до 10% и повышению коэффициента объемных потерь гидроцилиндра до 25%, что оказывает значительное влияние на эксплуатационные характеристики гидропривода и эффективность СДМ в целом. Проведенный анализ показал, что около 7% отказов происходит по причине выхода из строя уплотнителей, 24% - изгиба штоков, 45% - образование задиров на рабочих поверхностях штоков и гильз, 1,5%-обрыва поршней и проушин.

У изношенных штоков на рабочей поверхности наблюдаются риски, вырывы, отслаивания хромового покрытия, царапины, кольцеобразные следы вмятин, следы схватывания и коррозии (рисунок 1). Кроме этого, в соединении штока с поршнем обнаруживаются следы стирания и вмятин, а на торцевых участках, контактирующих с поршнем - царапины и следы схватывания, изгиб штока, который достигает 7 – 9 мм и более, а также разрыв и заклинивание штока.





Рисунок 1 – Внешний вид характерных повреждений поверхности штоков: а) царапины и риски; б) питтинг, задиры, разрушение слоя гальванического хрома

Высокие удельные нагрузки вызывают механическую деформацию штоков, причем установлено, что деформация штоков гидроцилиндров возникает только в

плоскости установки гидроцилиндра на рабочем оборудовании СДМ. Интенсивность нарастания прогибов указывает на усталостный характер деформаций, а их накопление происходит, как правило, в крайне выдвинутом положении штоков. Кроме того прогиб штока вызывает перекос поршня, который при движении может нанести задиры на зеркале гильзы цилиндра и вывести тем самым из строя весь гидроцилиндр.

В эксплуатации наблюдались случаи заклинивания поршня в гильзе цилиндра в крайнем положении штока при втягивании. Это происходит в результате перекоса поршня, причем величина угла перекоса зависит от величины прогиба штока и формы изогнутости его оси. Прогиб штока достигает некоторой предельной величины, превышение которой приводит к заклиниванию поршня. Очевидно, заклинивание представляет собой явление схватывания материалов поршня и гильзы цилиндра.

Анализ дефектов штоков гидроцилиндров показывает, что изменение их размеров в результате изнашивания значительно по сравнению с величинами пластически деформаций и механических повреждений, вызвано чрезмерными усилиями, возникающими в процессе эксплуатации.

Анализ используемых методов восстановления штоков. Одними изнаиболее распространенных технологий восстановления штоков гидроцилиндров являются методы наплавки, хотя их применение не всегда рационально, поскольку износ может нет превышать десятых долей миллиметра, а толщина наплавляемого слоя – от одного до нескольких миллиметров.

Известны примеры использования виброконтактной наплавки [2], при этом в состав наплавляемого слоя вводят большое количество карбида вольфрама. Применяю также процесс виброконтактной наплавки с последующим хромированием [3], при этом предварительную проточку поверхности осуществляют на глубину более 1 мм. В ИЭС им. Патона НАН Украины разработана порошковая проволока и технология электродуговой наплавки штоков гидроцилиндров различных механизмов и машин - крепей шахтных проходческих комбайнов, карьерных самосвалов и т.д.[4].

В работах [5-9] описано различное сварочное оборудование и материалы, используемые для наплавки, причем указано [6], что использование установок фирмы «КЕМРРІ ОУ» позволяет свести деформацию наплавленных штоков с практически к нулю, а срок службы после наплавки увеличен втрое.

Несмотря на ограничения, накладываемые технологиями электролитического осаждения (например, на толщину наносимого слоя), гальванические покрытия также нашли применение при восстановлении штоков гидроцилиндров. В работе [7] исследовано влияние хромовых и железо - никелевых покрытий, полученных на асимметричном токе, на усталостные характеристики композиции сталь + покрытие, нанесенное на шток. Предложены конструкции устройства для обработки длинномерных валов.

Среди всехпубликаций по восстановлению штоков наибольшее количество посвящено методам плазменного напыления и наплавки. Одной из первых работ в этом направлении является кандидатская диссертация Е.Г. Гранкиной [10], в которой показано, что штоки, восстановленные плазменной наплавкой порошками на основе никеля, обладают высокой коррозионной стойкостью. Частота точечного поражения коррозией штоков, восстановленных плазменной наплавкой (до 1%) ниже площади поражения серийных, хромированных штоков (24%). В последующих работах, описывающих плазменное напыление порошков самофлюсующихся хромоникелевых сплавов [11-13] технология практически не меняется, и предусматривает операцию оплавления нанесенного слоя, что отрицательно сказывается на структуре и механических свойствах штока, поскольку температура оплавления составляет 1050 – 1100 ^оС. В дальнейших исследованиях [14-16] при восстановлении штоков использовались порошки металлокерамики, смеси порошков сталей, никеля и хрома, что позволило обойтись без операции оплавления.

Помимо порошковых материалов выполнялись исследования с использованием стальных проволок [17-19], однако в связи со значительной пористостью и низкой адгезией методы газопламенного проволочного напыления и электродуговой

металлизации не получили достаточно большого распространения при ремонте штоков.

Методы газотермического напыления, обеспечивающие высокие физикомеханические свойства покрытий за счет повышенных скоростей полета напыляемых частиц, хорошо зарекомендовали себя при восстановлении изношенных штоков. Так метод ДИМЕТ (метод холодного газодинамического напыления), даже несмотря на малую производительность нанесения покрытий на шток (0,8 кг/ч), был с успехом использован при ремонте штоков самосвалов, имеющих раковины, забоины, сколы, отслоения хромированных покрытий[20, 21].

Авторы работ [22-24] описывали технологию нанесения покрытий, содержащих износостойкие наполнители типа карбида вольфрама, методом высокоскоростного газопламенного напыления (HVOF). Технология ремонта штока включает снятие старого хромового покрытия, нанесение нового слоя методом высокоскоростного напыления и дальнейшую шлифовку и полировку до 12 класса чистоты. В работе [25] приведены результаты применения для ремонта штоков еще одной технологии высокоскоростного напыления – HVAF (используется сжатый воздух вместо кислорода).

Выбор метода и оборудования для восстановления штоков. Методики исследований. Одним из наиболее экономичных и эффективных способов нанесения высокоплотных металлических покрытий, является гиперзвуковая металлизация (ГМ) (рисунок 1) [26]. Формирование покрытий данным способом осуществляется путём расплавленных распыления материала в электрической дуге проволок высокоскоростной струей продуктов сгорания воздушно-пропановой смеси. Главнойотличительной особенностью ΓМ является наличие малогабаритной высокоэффективной камеры сгорания воздушно-пропановой смеси, сверхзвуковая струя которой имеет на выходе из камеры скорость до 1500 м/с при температуре 1850 °С. Это позволяет частицам расплавленного металла разгонятся в потоке до 500 м/с и формировать покрытие, имеющее плотность и прочность сцепления в 2...3 раза выше, чем при традиционной электродуговой металлизации. Такиеособенности процесса ГМ позволяют получать высокоплотные покрытия с пористостью 1...4% и прочностью сцепления 45...60 МПа[27], что и послужило причиной использования метода ГМ для восстановления штоков.



Рисунок 2 – Установка гиперзвуковой металлизации в процессе напыления покрытий стальными проволоками

Для нанесения покрытий использовалась установка гиперзвуковой металлизации модели АДМ-10 (таблица 1), напыляемые материалы - проволоки из сталей мартенситного и аустенитного классов диаметром 1,6 – 2 мм.В качестве горючего газа для формирования распыляющего факела использовался пропан. Для повышения прочности сцепления покрытий с основой наносился промежуточный слой напылением проволоки из сплава X20H80.В качестве материала образцов

использована низкоуглеродистая сталь Ст3. Перед нанесением покрытий производилась струйно-абразивная обработка при рабочем давлении сжатого воздуха 0,5 МПа и расходе стальной колотой дроби марки ДСК 0,3 - 2,0 около 1,2 кг/с.

Таблица 1 – Технические характеристики установки АДМ-10

Показатель	Величина
Диаметр применяемой проволоки, мм	1,2 – 2,0
Скорость подачи проволоки, м/мин	0-6,3
Рабочий ток дуги, А	До 500
Коэффициент использования материала, не менее	0,85
Расход воздуха при 0,6 МПа, м ³ /ч	60
Расход горючего газа (протан-бутан), кг/мин	0,011

Пористость покрытий оценивалась на металлографических шлифах с помощью программного комплекса обработки и анализа изображений «Autoscan». Для изучения фазового состава использовался дифрактометр ДРОН-3 (монохроматизированное (CoK_α) излучение) Запись дифракционных линий осуществлялась в режиме сканирования. Шаг сканирования – 0,1°, время набора импульсов в точке 10 сек.

Определение содержания углерода в напыленном покрытии проводилось на экспресс-анализаторе АН-7529М. Расшифровка рентгенограмм осуществлялось при помощи программного обеспечения Crystallographica Search-Match с картотекой PDF-2.Параметр решетки аустенита рассчитывался по дифракционной линии 222.Измерения твердости по Виккерсу проводились на твердомере DuraScan 20.

Триботехнические испытания напыленных покрытий проводились на трибометре АТВП.При испытаниях использовалось контртело, изготовленное из закаленной стали У8 (800 HV10).

Результаты исследований и их обсуждение.

На первом этапе исследований изучалось влияние состава распыляющего факела и режимов металлизации на количество окислов, плотность и адгезию покрытий, полученных распылением стальных проволок.

Состав распыляющего пропано-воздушного факела аппарата гиперзвуковой металлизации был выбран следующим: режим 1 – избыток пропана (объемное соотношения воздуха и пропана β = 17 – 20); режим 2 – избыток воздуха (β = 26 – 28); режим 3 – чистый воздух (схема традиционной электродуговой металлизации).

Поскольку основное количество оксидов образуется в результате контакта расплавленных частиц с воздухом, исследовалось влияние расхода распыляющего количество кислорода в покрытиях, полученных воздуха на традиционной Установлено что, содержание металлизацией (режим 3). кислорода электрометаллизационных покрытиях составляет 2,6 ... 4,2 % в зависимости от расходов сжатого воздуха, причем максимальная концентрация 4,2 % достигается при расходах около 1,4 ... 1,6 м³/мин (рисунок 3). Дальнейшее увеличение расхода не приводит к заметному повышению концентрации распыляющего воздуха кислорода.Наименьшее количество кислорода (1,3 – 2,3 %) регистрируется в ГМ – покрытиях, напыленных при избыточном количестве пропана в смеси (режим 1). Увеличение воздуха в горючей смеси до практически предельного значения (β = 28) повышает содержание кислорода, однако степень окисления покрытий остается ниже, чем при традиционной металлизации.

Исследование плотности и адгезии напыляемых покрытий показало, что пористость резко возрастает, а прочность сцепления снижается при увеличении дистанции напыления свыше 200 мм (рисунки 4, 5). Особенно это проявляется при минимально допустимых расходах сжатого воздуха 1 – 1,5 м³/мин. При увеличении расходов воздуха до максимальных значений, пористость монотонно убывает.



Рисунок 3 – Влияние расхода распыляющего воздуха в струе на количество кислорода в покрытиях, полученных при различных режимах

Минимальный расход определяется устойчивостью горения горючей смеси, максимальный – расходом горючего газа (пропана) из баллона. Дальнейшее увеличение расходов обеспечит рост качества покрытия, однако это потребует усложнения технологической схемы процесса для обеспечения необходимого расхода пропана, например, подачи пропана с рампы.В большинстве случаев такое удорожание процесса нецелесообразно.



Рисунок 4 – Зависимость пористости стальных покрытий от расхода воздуха (Q) и дистанции напыления (L)



Рисунок 5 – Влияние расхода воздуха и дистанции напыления на прочность сцепления стальных покрытий с основой

При увеличении дистанции напыления свыше 200 мм снижаются скорость и теплосодержание капель. При ударе по этой причине ухудшаются условия растекания жидкого металла капли по поверхности. Это приводит к повышению пористости покрытия. Малые дистанции, *L* = 100 – 150 мм, технологически сложно обеспечивать в углах и на выступах поверхности.

Таким образом, проведенные исследования показали, что наиболее плотные покрытия с допустимым количеством оксидов в процессе гиперзвуковой металлизации сталей образуются при использовании пропано-воздушной смеси с избытком пропана ($\beta = 18 - 20$), расходом воздуха в смеси $Q = 1,75 - 2 \text{ м}^3$ /мин., дистанциях напыления L = 150 - 170 мм.

На рисунке 6 показаны зависимости величин пористости покрытий полученных методом гиперзвуковой металлизации от дистанции напыления при различных скоростях перемещения металлизатора относительно напыляемой поверхности.



1- *P*_r= 0,6 МПа; *V*_m = 0,2 м/с. 2 - *P*_r= 0,6 МПа; *V*_m = 0,6 м/с Рисунок 6 – Зависимость пористости стальных покрытий от дистанции напыления

Пористость покрытий, полученных при минимальной скорости перемещения металлизатора, т.е. при нанесении покрытия за один проход, при сокращении дистанции напыления сначала снижается, а затем растет вплоть до величин, характерных для покрытий, получаемых традиционным методом электрометаллизации. Увеличение скорости перемещения металлизатора ведет к

заметному снижению пористости покрытий, получаемых гиперзвуковой металлизацией на коротких дистанциях (*L_н* 80...100 мм).

В ходе определения рациональных электрических параметров процесса установлено, что величина рабочего тока при напряжении 26...30 В прямо пропорциональна производительности процесса напыления стальных покрытий (таблица 2).

Таблица 2 – Влияние величины рабочего тока дуги на производительность процесса распыления стальных проволок

	Производительность про	рцесса распыления (кг/ч)
Сила тока, А	азличного диаметра	
	1,6 мм	2,0 мм
60	1,5	1,5
100	3,0	4,5
150	4,0	6,5
200	5,0	8,0
250	6,0	10,0
300	7,0	14,0
350	8,0	15,0
400	9,0	16,0
450	10,0	18,0

Результаты исследований, полученные при нанесении стальных покрытий традиционной электродуговой металлизацией, показывают, что напряжение в дуге металлизатора необходимо устанавливают в зависимости от требований, предъявляемых к покрытию. Если стальное износостойкое покрытие работает при удельных нагрузках, не превышающих 10 МПа, то напыление следует проводить на возможно меньшем напряжении. В этом случае коэффициент использования металла при распылении будет наибольшим. При формировании покрытий из стали, работающих в тяжелых условиях, для увеличения адгезии нанесение рекомендуется производить на повышенном напряжении. Проведенные эксперименты показали, что это справедливо и для процесса гиперзвуковой металлизации.

Исследование влияния рабочего тока дуги на пористость покрытий показало (таблица 3), что при больших значениях тока дуги (250 – 450 A) увеличение скорости перемещения металлизатора $V_{\text{пм}}$ относительно восстанавливаемой детали существенно снижает пористость слоя, а при распылении на малом токе (60 – 100 A) $V_{\text{пм}}$ практически не влияет на эту величину.

Анализ результатов экспериментов позволил определить следующие рациональные режимы напыления стальных покрытий на детали типа «вал» методом гиперзвуковой металлизации:

- для валов диаметром от 60 до 100 мм и диаметра распыляемых проволок 1,6 мм – напряжение дуги 26 В, ток дуги 350 А, частота вращения детали 65 – 70 об/мин; для диаметра распыляемых проволок 2 мм – напряжение дуги 30 В, ток дуги 250 А, частота вращения детали 70 – 75 об/мин;

- для валов диаметром от 100 до 200 мм и диаметра распыляемых проволок 1,6 мм – напряжение дуги 28 - 30 В, ток дуги 350 А, частота вращения детали 75 – 90 об/мин; для диаметра распыляемых проволок 2 мм – напряжение дуги 30 - 32 В, ток дуги 350 А, частота вращения детали 90 – 110 об/мин;

- для валов диаметром от 200 до 300 мм и диаметра распыляемых проволок 1,6 мм – напряжение дуги 30 - 32 В, ток дуги 350 А, частота вращения детали 90 – 110 об/мин; для диаметра распыляемых проволок 2 мм – напряжение дуги 34 В, ток дуги 350 А, частота вращения детали 110 – 120 об/мин.

Таблица о влияние силы тока на пористость покрытии			
	Пористость по	жрытий (%) при разли	ичной скорости
Сила тока, А	перемещения металлизатора (м/с)		
	0,04	0,2	0,6
60	1,8	1,5	1,3
100	2,0	1,7	1,4
150	2,7	1,8	1,4
200	3,0	2,1	1,5
250	3,5	2,3	1,6
300	4,1	2.6	1,6
350	4,5	2,9	1,7
400	5,2	3,3	1,8
450	5,6	3,5	1,8

Таблица 3 – Влияние силы тока на пористость покрытий

На следующем этапе изучались покрытия, полученные одновременным распылением проволок мартенситного и аустенитного классов, необходимость которого обосновывалась следующим. 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 [28], а частицы мартенситной стали образуют дисперсные включения с повышенным содержанием остаточного аустенита [29], в котором на начальной стадии эксплуатации будут протекать деформационно активируемые γ→α-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 45–60 об.%. При его содержании менее 45 об.% пределах количество формирующегося мартенсита деформации и твердость покрытия после приработки будут 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 γ→α-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), необходимо, чтобы концентрация никеля в высокохромистой стали аустенитного класса, как одного из наиболее активных аустенитообразующих элементов, составляла не менее 10 об.%.

Анализ результатов проведенных экспериментов показал (таблица 4), 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 10%, в качестве другой проволоки – высокохромистая сталь мартенситного класса с содержанием углерода более 0,4%,
причем ее диаметр должен быть в 1,12–1,20 раза больше диаметра проволоки аустенитного класса.

Таблица 4 – Зависимость содержания остаточного аустенита в покрытиях после гиперзвуковой металлизации различными сочетаниями проволок (проволока 1 – мартенситного класса, диаметром D₁; проволока 2 – аустенитного класса, диаметром D₂)

	Марки			иетр	Соотношение	Содержание
Nº	напыляемых стальных проволок		проволоки, мм		диаметров	остаточного
опыта			L		проволок	аустенита,
			D_1	D_2	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	40Х15Н7Г7Ф2МС	12X25H16T7	1,8	1,6	1,12	53
13	40Х15Н7Г7Ф2МС	12X25H16T7	1,8	1,5	1,20	58
14	40X15H7Γ7Φ2MC	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	90X18MΦ	12X18H12T	2,0	1,8	1,11	67
24	90Х18МФ	12X18H12T	1,8	1,6	1,12	56
25	90Х18МФ	12X18H12T	1,8	1,5	1,20	60
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

Как уже отмечалось выше, известны приемы повышения триботехнических свойств пар трения и увеличения ресурса трибосопряжений путем их приработки в присутствии смазочного материала, содержащего наноразмерные твердые компоненты, в частности наноразмерные алмазы, получившие название трибомеханического модифицирования [28, 30]. Твердые наноразмерные частицы, введенные в состав смазочной среды, оказывают комплексное воздействие на трибосистему, увеличивая ее долговечность. С одной стороны, наночастицы повышают физические и объемно-механические свойства смазочного материала, увеличивают несущую способность смазочного слоя. Во-вторых, твердые наноразмерные частицы способны оказать положительное влияние на поверхность контактирующих тел, изменив их структуру в процессе фрикционного контакта.

Применение смазочных материалов, модифицированных, твердыми наноразмерными добавками. обеспечивает интенсификацию приработочных процессов в трибососпряжениях, расширение диапазона температурно-нагрузочных режимов эксплуатации узлов трения и повышения их ресурса. Эффективность трибомеханического модифицирования в значительной степени определяется структурно-фазовым состоянием поверхностного слоя материалов пары трения, приработочной составом композиции нагрузочно-скоростными режимами И трибоконтактного взаимодействия пары трения.

Целью последующих исследований явился выбор состава смазочного материала для трибомеханической обработки композиционных стальных газотермических покрытий.

Отработка состава приработочной композиции и режимов трибомеханического модифицирования осуществлялась на композиционных стальных покрытиях, полученных распылением следующих пар проволочных материалов (таблица 5).

Nº	Марки напь	Диаметр		Соотношение	Содержание	
	стальных п	проволоки, мм		диаметров	остаточного	
образца	ца проволока №1 проволока №2		D_1	D ₂	проволок,	аустенита,
		-			D_1/D_2	об.%
1	40X13	08X18H10T	1,8	1,6	1,12	46
2	45X14H14B2M	12X18H10T	1,8	1,6	1,12	52
3	90X18MΦ	12X18H12T	1,8	1,5	1,20	60
4	95X18	12X18H10T	1,8	1,5	1,20	58
5	110X18M	12X25H16T7	1,8	1,5	1,20	60

Таблица 5 – Варианты газотермических покрытий для отработки параметров трибомеханического модифицирования

В таблице 6 приведены результаты исследований влияния режимов трибомеханического модифицирования на характер изменения свойств поверхности газотермического покрытия (твердость, коэффициент трения).

Таблица 6 – Влияние режимов трибомодифицирования на свойства газотермических покрытий и продолжительность приработки (маркировка образцов соответствует табл.5)

		Режимы	трибо-	Параметры эффективности			
Nº	Nº	модифицирования		трибомод			
опыт	образц	Давление	Скорость	Твердость HV,	Соэффициен	Путь	Примечание
а	а	<i>р</i> , МПа	V _{ск} ,	МПа	т трения <i>f</i> ,	трения L,	
			м/с	начальн./конеч.	начальн./кон	М	
					еч.		
1	1	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

3 2 30 0,30 3650/4500 0,16/0,10 3100 0 40 0,30 3650/5700 0,16/0,08 1780 0 50 0,30 3650/5800 0,17/0,08 1610 1 60 0.20 2650/ 0.21/ 227/	
40 0,30 3650/5700 0,16/0,08 1780 0 50 0,30 3650/5800 0,17/0,08 1610 1 60 0.30 3650/ 0.21/ 225	
0 50 0,30 3650/5800 0,17/0,08 1610	
	ир
2 50 0,15 3650/4700 0,17/0,11 2510	
3 50 0,20 3650/5750 0,17/0,08 1670	
4 50 0,35 3650/- 0,19/ зади	ир,
разруш	цение
5 3 30 0,30 4050/4950 0,16/0,10 3180	
6 40 0,30 4050/5900 0,16/0,08 1720	
7 50 0,30 4050/6200 0,17/0,07 1580	
8 60 0,30 4050/- 0,22/ зад	ир
9 50 0,15 4050/5550 0,17/0,11 2620	
0 50 0,20 4050/6150 0,18/0,09 1640	
1 50 0,35 4050/- 0,19/ зади	ир,
разруш	цение
2 4 30 0,30 4200/5050 0,16/0,11 3380	
3 40 0,30 4200/6200 0,16/0,08 1800	
4 50 0,30 4200/6400 0,17/09 1620	
5 60 0,30 4200/- 0,23/ зад	ир
6 50 0,15 4200/5750 0,17/0,09 2850	
7 50 0,20 4200/6150 0,18/0,08 1680	
8 50 0,35 4200/- 0,20/ зади	ир,
разруш	цение
9 5 30 0,30 4600/5650 0,16/0,10 3500	
0 40 0,30 4600/6500 0,16/0,07 1860	
1 50 0,30 4600/6850 0,17/0,08 1660	
2 60 0,30 4600/- 0,22/ зад	ир
3 50 0,15 4600/5950 0,17/0,10 3100	
4 50 0,20 4600/6700 0,17/0,009 1720	
5 50 0,35 4600/- 0,19/ зади	ир,
разруш	цение

Приведена также продолжительность резкой эволюции свойств поверхностного слоя покрытия (по пути трения), которые осуществлялись на образцах покрытий, материал которых соответствовал нумерации, приведенной в табл. 5.

Концентрация алмазно-графитовой шихты в смазочной композиции составляла $C_{\text{ША-A}} = 0,40$ мас.%, 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 6, показывает, что наиболее эффективно процесс трибомодифицирования поверхности трения для исследованных газотермических покрытий проявляется в диапазоне удельных нагрузок p = 40-50 МПа при скорости скольжения $V_{c\kappa} = 0,20-0,30$ 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 p > 50 МПа уже на стадии приработки начинают проявляться явления задира, обусловленные выдавливанием смазочного материала из зоны трения.

Заключение.

Предложено использовать для восстановления изношенной поверхности штоков гидроцилиндров метод гиперзвуковой металлизации стальными проволоками.

Установлено что, содержание кислорода в стальных покрытиях, полученных методом традиционной электрометаллизации, составляет 2,8 – 4,2 % в зависимости от расходов сжатого воздуха, причем максимальная концентрация 4,2 % достигается при расходах около 1,4 – 1,6 м³/мин. При гиперзвуковой металлизации количество кислорода в 1,5 – 2,0 раза меньше. Наиболее плотные покрытия с допустимым количеством оксидов в процессе гиперзвуковой металлизации легированных сталей формируются при использовании пропано-воздушной смеси с избытком пропана (β = 18 – 20), расходом воздуха в смеси $Q = 1,75 - 2 \text{ м}^3$ /мин., дистанциях напыления L = 150 - 170 мм.

Определены электрические параметры процесса гиперзвуковой металлизации и скорость перемещения металлизатора, которые обеспечивают качественные покрытия при распылении проволок из легированных сталей на поверхность штоков.

Показано, что для формирования покрытий с количеством остаточного аустенита в пределах 45–60% необходимо, чтобы в качестве материала одной из проволок использовалась высокохромистая сталь аустенитного класса с содержанием никеля не менее 10%, в качестве другой проволоки – высокохромистая сталь мартенситного класса с содержанием углерода более 0,4%, причем ее диаметр должен быть в 1,12– 1,20 раза больше диаметра проволоки аустенитного класса.

Для того, чтобы реализовать протекание бездиффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения с формированием в поверхностных слоях покрытийна штоках мартенсита деформации из образовавшегося в процессе напыления остаточного аустенита под влиянием деформационного воздействия при трибоконтакте и достигнуть минимального уровня коэффициента трения, необходимо осуществлять процесс приработки в присутствии пластичной смазки с наноразмерным алмазо-графитовым наполнителем в количестве 0,25–0,50 мас.%, размером наночастиц в пределах $d_4 = 10-50$ нм при удельной нагрузке p = 40-50 МПа и скорости скольжения $V_{ck} = 0,20-0,30$ м/с. При этом продолжительность трибомеханической обработки должна соответствовать пути трения L = 2000–2200 м.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1.Шестопалов, К.К. Подъемно-транспортные, строительные и дорожные машины и оборудование / К.К.Шестопалов. — 8-е изд., стер. — М. : Издательский центр «Академия», 2014. — 320 с.

2.Ремонт штока гидроцилиндров[Электронный ресурс]. – Режим доступа:http://www.remontkmu.ru/remont-shtoka-gidrocilindrov. – Дата доступа: 04.02. 2019.

3.Ремонт штоков [Электронный ресурс].–Режим доступа:http://www.techstandard.ru/testars-39-1.html. – Дата доступа: 04.02. 2019.

4.Наплавка штоков [Электронный ресурс].–Режим доступа:http://paton.kiev.ua/ru/razrabotki-ies/504/455. – Дата доступа: 04.02. 2019.

5.Ремонт телескопических гидроцилиндров[Электронный ресурс]. – Режим доступа:// http://gidroremont.ru/remont-teleskopicheskix-gidrocilindrov/.– Дата доступа: 04.02. 2019.

6.Наплавка штоков с минимальными тепло- вложениями на оборудовании фирмы «КЕМРРІ ОҮ»[Электронный ресурс]. – Режим доступа: // http://kemppi.in.ua/catalog/outfit/building_up/89. – Дата доступа: 04.02. 2019.

7.Корчмарь, А.Г. Разработка технологии восстановления и упрочненияэлектролитическими покрытиямидлинномерных валов сельскохозяйственных машин :на примере штоков гидроцилиндров: дис. ...канд. Техн. наук: 05.20.03 / А.Г. Корчмарь. – Кишинев, 1991. – 293 с.

8.Коробочка, О.Н. Внедрение оксикарбонитрирования взамен твердого хромирования / О.Н. Коробочка, О.Г. Чернета, Р.Г. Волощук // Вісник НТУ «XIII», 2015, № 8. – С. 127 – 132.

9.Восстановление штоков гидроцилиндров [Электронный ресурс]. – Режим доступа://http://www.hydrott.ru /vosstanovleniegidrocilindrov/. – Дата доступа: 04.02. 2019.

10.Гранкина, Е. В. Обеспечение работоспособности штоковых уплотнительных узлов при ремонте гидроцилиндров путем применения рационального способа восстановления штока : дисс. ... канд. Техн. наук : 05.20.03. – Ленинград, ЛСИ. – 1989. – 176 с.

11.Нураков, С.Н. Применение метода плазменного напыления для восстановления штоков гидроцилиндров / С.Н. Нураков, А.К. Томашец, В.В. Савинкин // Материалы республиканской научно-практической конференции «Козыбаевские чтения». - Петропавловск: СКГУ, 2006. - 1ч. - С. 111-113.

12.Томашец, А.К. Опыт нанесения покрытий на изношенные поверхности деталей строительных машин с введением процесса оплавления / А.К. Томашец, В.В. Савинкин, JI.A. Киселев // Материалы международной научно-практической конференции. 27-28.04.06,- Астана, 2006.-С.37-41.

13.Савинкин В.В. Повышение долговечности восстановленных деталей элементов гидропривода строительно-дорожных машин : дисс. ... канд. Техн. наук : 05.05.04. – Омск, ОмГТУ. – 2009. – 181 с.

14.Ремонт, восстановление штоков гидроцилиндров [Электронный ресурс].– Режим доступа:http://tyumen.tiu.ru/p33095991-remont-vosstanovlenie-shtokov. html?no_redirect=1. – Дата доступа: 04.02. 2019.

15.Руденская, М. В. Упрочнение штока бурового насоса плазменным керамическим покрытием : дисс. ... магист. техн. наук : / С-ПГПУ, кафедра электротехники и электроэнергетики. – Санкт-Петербург, 2014. – 86 с.

16.Carrying Out Effective Repairs to Hydraulic Cylinders [Электронныйресурс]. – Режимдоступа:http:// www.machinerylubrication. Com/Read/570/hydraulic-cylinder. – Датадоступа: 04.02. 2019.

17.Гераськин, В.В. Отремонтированные детали лучше новых? // Техсовет. - 2006. - №9. - С.74.

18.Восстановление деталей горно-шахтного оборудования методами газотермического напыления[Электронный ресурс]. – Режим доступа:// http://www.rusnauka.com/4_SND_2014/Tecnic/8_ 157296.doc.htm. – Датадоступа: 04.02. 2019.

19.Восстановлениештоковметодомэлектродуговогонапыления[Электронныйресурс].–Режимдоступа:http://remplazma.Kz/works/sputtering.html. – Датадоступа: 04.02. 2019.

20.Ремонт штоков[Электронный ресурс]. – Режим доступа:http://www.dymetrus.ru/article/remont_statiy/shtokov.htm.Датадоступа: 04.02. 2019.

21.Клюев, О.Ф. Технология нанесения металлических покрытий. Часть 1. Процесс формирования покрытия / О.Ф. Клюев, А.И. Каширин, А.В. Шкодкин // Сварщик - 2003. -№4. - С.25-27.

22.Ремонт, хромирование, восстановление, штоков гидравлики[Электронный pecypc].–Режим доступа:http://solutions.plackart. com/details/27/.Датадоступа: 04.02. 2019.

23.Zhenkun Yang Alternatives to hard chromium plating on piston rods/ Degree Project/ 2011.- April. – Karlstads universite. – 98 p.

24.Bolelli, G.Corrosion resistance of HVOF-sprayed coatings for hard chrome replacement / G. Bolelli, R. Giovanardi, L. Lusvarghi //Corrosion Science. - 2006. - 48(11).- P. 3375-3397.

25.Verstak, A. Activated Combustion HVAF Coatings for Protection against Wear and High Temperature Corrosion / A. Verstak, V. Baranovski // Proceedings of the International Thermal Spray Conference 2003, Orlando, FL, USA, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2003. - P. 535-541. 26.Белоцерковский, М. А. Особенности и применение гиперзвуковой металлизации / М. А. Белоцерковский // Белорусская инновационная неделя «Состояние и перспективы совместных белорусско-польских исследований в области упрочняющих и био- технологий» : научно-практический семинар. – 2011. – 16–17 ноября.

27.Витязь, П.А. Замена гальванического хромирования на технологию гиперзвуковой металлизации при ремонте деталей узлов трения скольжения / П.А. Витязь, М.А. Белоцерковский, А.С. Прядко **//** Ремонт, восстановление, модернизация (РФ), 2010, №10, с.2-5.

28.Витязь, П.А. Повышение ресурса трибосопряжений активированными методами инженерии поверхности / П.А. Витязь, В.И. Жорник, М.А. Белоцерковский, М.А. Леванцевич. – Минск: Беларус. Навука, 2012, - 452 с.

29.Кукареко, В.А. О природе формирования метастабильной аустенитной структуры при газотермическом напылении высокохромистой стали мартенситного класса 95Х18/ В.А. Кукареко, А.Н. Григорчик, М.А. Белоцерковский, А.В. Сосновский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2017. Т. 13. – № 7 (151). – С. 318-322.

30.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.

DOI:10.26201/ISSP.2019.45.557/Adv.mater.V.2.Ch.19

Глава 19. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОСТЭКСПЛУАТАЦИОННОГО СОСТОЯНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ГАЗОВОЙ ТУРБИНЫ SGT-800 SIEMENS И РАЗРАБОТКА РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ

Царева И.Н., Бердник О.Б., Кривина Л.А.

Институт проблем машиностроения РАН (ИПМ РАН) – филиал ФИЦ Института прикладной физики РАН (ИПФ РАН), Нижний Новгород, Россия

Введение

Надежность и ресурс газотурбинных двигателей энергетических установок определяются работоспособностью таких ответственных деталей горячего тракта, какими являются рабочие лопатки турбин. В современном двигателестроении их изготавливают из жаропрочных никелевых суперсплавов: поликристаллических сплавов направленной кристаллизации (In792, CM186LC и MAR-M247), монокристаллических сплавов I-го поколения (CMSX-2, CMSX-3) и II-го поколения (CMSX-4).

Рабочие лопатки являются примером практически единственного применения монокристаллических сплавов в качестве конструкционного материала. При эксплуатации рабочие лопатки подвержены механическим и вибрационным нагрузкам, эрозионному воздействию газового потока и высокотемпературному окислению. Изучение процессов старения в монокристаллических жаропрочных сплавах при длительной высокотемпературной эксплуатации (~1000 °C) представляет не только научный, но и практический интерес, так как в условиях импортозамещения как никогда актуальной стоит задача разработки ресурсосберегающей технологии продления срока службы рабочих лопаток импортных газотурбинных двигателей (ГТД) энергетического оборудования, эксплуатируемого в России.

Объекты и методы исследований

Объектом исследований являлись рабочие лопатки 1-ой ступени газовой турбины SGT-800 производства фирмы Siemens в постэксплуатационном состоянии с фактической наработкой ~25000 часов.

Химический анализ основного материала лопаток проводили неразрушающим методом на анализаторе Niton XL2 Analyzer.

Для металлографического анализа использовали портативный микроскоп USB Digital Microscope, оптический микроскоп «Axio Observer» («Microkon met 6.5.9») и электронный микроскоп VEGA TESCAN II.

Измерение твердости материала лопаток и покрытия проводили ультразвуковым твердомером МЕТ-У1. Микротвердость (H_µ) измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 1 Н.

Адгезионную прочность в зоне наплавки оценивали на поперечных шлифах методом микроиндентирования на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 2 Н.

Рентгенографический неразрушающий просвечивающий контроль лопаток выполнен на аппарате Radioflex 300EGM2.

Шероховатость поверхности по параметру R_a (среднее арифметическое отклонение профиля) материала и покрытий определяли на профилометре TR 200.

Испытания жаростойкости наплавленных образцов проводили методом изотермической выдержки в электрической печи с воздушной атмосферой при температуре 1000 °C в течение 300 часов, испытания жаростойкости теплозащитного покрытия – при 1000 °C в течение 500 часов.

Наплавочные работы проведены на аппарате импульсной микронаплавки NOVAPAX SW-V01. Напыление жаростойкого интерметаллидного подслоя и теплозащитного покрытия диоксида циркония проводили методом высокоэнергетического плазменного напыления на установке «Термоплазма-50-1».

1. Анализ постэксплуатационного состояния материала монокристаллических рабочих лопаток

С целью разработки технологии продления ресурса были проведены исследования постэксплуатационного состояния монокристаллических рабочих лопаток 1-ой ступени газовой турбины SGT-800 Siemens с фактической наработкой ~ 25 000 часов. Внешний лопаток после эксплуатации с характерными дефектами представлен на рисунке 1.

При визуально-оптического осмотре были обнаружены дефекты механического и эрозионного происхождения: забоины на входной и выходной кромках (рисунок 1а), износ, трещины и выгорание реборды в верхней части пера (рисунок 1б). На замковой части лопаток дефектов не наблюдалось.

До эксплуатации на перовую часть лопаток методом электронно-лучевого напыления было нанесено теплозащитное покрытие ZrO₂. Толщина сохранившегося после длительной эксплуатации покрытия составляет ~ 300 мкм. Оно сохранило свою целостность локально. Участки с менее деградированным покрытием находятся на полках замковой части (рисунок 2а). На перовой части покрытие имеет некондиционную структуру, обнаружены следы эрозионного износа, фрагментарные отслоения, сколы и трещины. Наибольший эрозионный износ наблюдается на входной и выходной кромках в зоне отверстий охлаждающих каналов, подверженных высоким термоциклическим нагрузкам и эрозионному воздействию высокотемпературного газового потока. Крупные сколы покрытия имеют место вблизи реборды.





Рисунок 1 - Внешний вид рабочих лопаток 1-ой ступени SGT-800 Siemens в постэксплуатационном состоянии: а - со стороны входной кромки; б –с торца перовой



Рисунок 2 - Сохранившееся после эксплуатации теплозащитное покрытие ZrO₂: а - на полке замковой части, б - на реборде перовой части, x30

После эксплуатации покрытие имеет твердость HV= 675 кг/мм² и шероховатость поверхности по параметру R_a=1,6 мкм (6 класс) - со стороны спинки, R_a=0,91 мкм (7 класс) - со стороны корыта. В результате эрозионного воздействия газового потока покрытие разрыхляется, на его поверхности видны многочисленные поры (рисунок 3).



Рисунок 3 - Микроструктура поверхности теплозащитного покрытия диоксида циркония после эксплуатации: а - x30, б - x2000

Металлографический анализ показал, что материал поверхности вблизи входной кромки, подверженной при эксплуатации наибольшему эрозионному воздействию высокотемпературного газового потока, имеет рыхлую структуру (рисунок 4а). В замковой части в микроструктуре отмечены отдельные крупные карбидные частицы (рисунок 4б).



Рисунок 4 - Микроструктура материала перовой части в зоне входной кромки (а, x500) и замковой части (б, x200) после эксплуатации

Установлено, что наибольшей деградации при эксплуатации подвержена верхняя часть пера около реборды. Здесь обнаружены зоны с прогарами и отложениями продуктов высокотемпературной коррозии (рисунок 5).



Рисунок 5 – Вид дефектов на торце пера около реборды (после эксплуатации), x50

На реборде многих лопаток были обнаружены трещины как в теплозащитном покрытии (рисунок 6а), так и в основном материале (6б). Такие дефектные зоны подлежат механической разделке, зачистке, капиллярной дефектоскопии, а затем - проведению наплавочных работ.



Рисунок 6 - Трещины в теплозащитном покрытии (а, x30) и в основном материале на реборде перовой части лопатки (б, x500)

Для анализа состояния основного материала с рабочей поверхности лопаток методами пескоструйной обработки и механической зачистки были удалены остатки старого покрытия, эксплуатационные загрязнения и внешний окисленный слой. После пескоструйной обработки перовой части лопаток белым электрокорундом (марки К-00-04-02 с размером частиц ~ 20 мкм) шероховатость поверхности по параметру: R_a=1,14 мкм (7а класс). Шероховатость поверхности основного материала на замковой части: R_a=0,25 мкм (9б класс).

Химический анализ показал, что материал рабочих лопаток 1-ой ступени имеет сложный элементный состав (64,52 % Ni; 9,2 % Cr; 6,12 % Ta; 2,49 % Re; 9,07 % Co; 7,52 % W; 0,85 % Mo; 0,117 % Nb; 0,116 % Zr), который соответствует импортной марке 6394 (CMSX4 Ni) жаропрочного монокристаллического сплава на никелевой основе.

Установлено, что после удаления поврежденного слоя основной материал лопаток после эксплуатации сохранил монокристаллическую дендритную микроструктуру (рисунок 7), аномальных структурных изменений не обнаружено, и в работоспособности основного материала имеется достаточный ресурс. Поэтому при данной наработке (~ 25 000 часов) проведения восстановительной термической обработки для регенерации фазового состава и микроструктуры не требуется.



Рисунок 7 - Микроструктура основного материала лопаток в постэксплуатационном состоянии, x100

Твердость по Виккерсу (HV) основного материала лопаток в постэксплуатационном состоянии находится в интервале 310 - 380 кг/мм² (310 - 355 HB) - для перовой части, 360 - 380 кг/мм² (300 - 345 HB) - для замковой части.

В связи с тем, что лопатки являются охлаждаемыми, был проведен анализ состояния внутренних перегородок методом неразрушающей просвечивающей рентгенографии. Проведенный контроль показал, что охлаждающие каналы не забиты посторонними частицами (от продуктов сгорания топлива и др.), целостность и толщина стенок каналов не нарушены (рисунок 8).

По результатам проведенных диагностических работ рабочие лопатки 1-ой ступени были признаны ремонтопригодными.



Рисунок 8 - Рентгеновский снимок рабочей лопатки SGT-800 Siemens

2. Разработка технологического процесса импульсной микронаплавки для монокристаллических турбинных лопаток

Отработка технологического процесса импульсной микронаплавки являлась важной задачей при создании комплексной ресурсосберегающей технологии для рабочих лопаток газовых турбин SGT-800 Siemens. Рабочие лопатки с высокотемпературным и эрозионным износом верхней части пера нуждаются в проведении наплавочных работ с целью устранения дефектных зон и восстановления геометрических размеров. Для восстановления геометрических размеров реборды (в верхней части пера) предложен метод импульсной микронаплавки [1].

В качестве наплавочных материалов были апробированы: проволока из марки ЭП648 на никелевой основе (элементный состав: 34,5 % Cr; 5,3 % W; 3,0 % Mo; 1,0 % Al; 0,8 % Nb; < 0,6 % Fe; < 0,01 % Mn; < 0,1 % C; < 0,03 % Si; < 0,001 % S; < 0,001 % P; Ni–остальное) и полоски из сплава на основе γ' - фазы (Ni₃Me) (элементный состав: 9,87 % W; 9,38 % Co; 6,09 % Al; 4,58 % Cr; 1,09 % Mo; 4,25 % Re; 3,44 % Ta; 1,08 % Nb, Ni–остальное). Вид образцов с разными вариантами наплавки приведены на рисунке 9. Испытания адгезионной прочности методом микроиндентирования показали высокую прочность сцепления наплавленного металла с основным материалом для обоих вариантов. На границе раздела не обнаружено трещин, сколов и расслоений.

Следует отметить, что после проведения наплавочных работ во всех экспериментах не обнаружено выраженной зоны термического влияния.

Методом оптической металлографии установлено, что вблизи границы наплавленного металла сохраняется исходная дендритная монокристаллическая микроструктура основного материала, что доказывает отсутствие значительного температурного воздействия при импульсной наплавке (рисунок 9).





Рисунок 9 – Вид образцов с разными вариантами наплавки: а - проволокой ЭП648; б - полосками из интерметаллидного сплава, (x35)

Измерения микротвердости показали, что наибольшее различие в показателях твердости основного и наплавленного материалов обнаружено для варианта наплавки интерметаллидным сплавом. Наиболее близкие значения твердости материала в наплавленной зоне и подложке установлены для варианта наплавки проволокой ЭП648 (рисунок 10).



Рисунок 10 - Диаграммы микротвердости основного и наплавленных материалов в исходном состоянии (1) и после испытаний жаростойкости при 1000 °C (2)

С целью испытаний эксплуатационных свойств наплавленных соединений были проведены испытания жаростойкости методом высокотемпературной изотермической выдержки (при температуре 1000 °С на воздухе в течение 300 часов). Установлена высокая температурная стабильность зоны соединения с основным материалом. После нагрева происходит выравнивание значений твердости по поперечному шлифу при переходе от наплавленного к основному материалу (рисунок 10).

Из опробованных материалов была выбрана проволока марки ЭП648 (толщиной ~ 0,8 мм), обладающая хорошими технологическими свойствами при выполнении обеспечивающая высокую адгезионную наплавочных работ, прочность, высокотемпературную стабильность наплавленного соединения при сохранении структурно-фазового состояния основного материала. Таким образом, импульсная микронаплавка – это хорошая альтернатива аргоно-дуговой наплавке. Она позволяет избежать выраженной зоны термического влияния, исключить коробление изделия; качественный шов конфигурации) при получить (различной восстановлении деталей. геометрических размеров тонкостенных Применение импульсной микронаплавки позволяет значительно снизить трудоемкость и себестоимость ремонтных работ за счет исключения из технологического цикла предварительного подогрева. последующей термического отпуска и минимизации затрат на последующую механическую обработку.

3. Формирование методом высокоэнергетического плазменного напыления интерметаллидного подслоя системы «Ni-Co-Cr-Al-Y»

Задача защиты охлаждаемых рабочих лопаток турбин от высокотемпературной газовой коррозии и высокого градиента температур при пусковых нагрузках решается путем нанесения (методом высокоэнергетического плазменного напыления) на рабочую поверхность теплозащитного покрытия диоксида циркония, сформированного на интерметаллидном подслое системы «Ni-Co-Cr-Al-Y». При разработке подслоя [2] была выбрана порошковая смесь марки ПНХ20К20Ю13-1 с размером частиц основной фракции ~ 100 мкм (рисунок 11а). Элементный состав порошка: Ni - основа; 22,4 % Со, 18,9 %; 18,9 % Cr; 14,0 % Al; 0,15 % Fe; 0,09 % Y; 0,06 % Ca; 0,14 % Nb; 0,01 % Mn; 0,15 % C; 0,006 % S; 0,51 % Si.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что фазовый состав порошковой смеси представляет собой интерметаллидное соединение (Ni,Me)AI (βdaзa), где «Ме» обозначает легирующие элементы металлов, образующих твердые растворы замещения. Данный материал относится к системе «Ni-Co-Cr-Al-Y», получен методом порошковой металлургии с использованием вакуумного спекания и последующего дробления и поэтому в своем составе уже имеет сформированную интерметаллидную β-фазу. Подслой, сформированный из данной порошковой смеси, имеет двухфазный состав: (Ni,Me)Al (β -фаза) + (Ni₃Me)Al (γ '-фаза, ~ 20 %). При этом основной фазой в покрытии является β-фаза, образование у'-фазы является β $\rightarrow \gamma'$ результатом протекания фазового превращения вследствие высокотемпературного воздействия плазменного потока. Дериватографические исследования порошковой смеси показали, что данный фазовый переход происходит в интервале температур ~ 800 - 900 °C.

Рельеф подслоя представляет собой шероховатую поверхность с параметром шероховатости $R_a \sim 7$ мкм (рисунок 11б). При большем увеличении (рисунок 12а) на поверхности можно увидеть отвердевшие брызги расплавленного в процессе плазменного напыления материала и частицы сферической формы (диаметром 5 - 7 мкм) с дендритной микроструктурой (рисунок 12б). Нагрев частиц в плазменной струе приводит к расплаву материала, а быстрая рекристаллизация (время затвердевания частиц $10^{-5} - 10^{-7}$ с) способствует фиксации метастабильных структурных состояний напыляемого материала.



Рисунок 11 - Гранулометрический состав порошковой смеси ПНХ20К20Ю13-1 (а, x100) и морфология поверхности интерметаллидного подслоя (б, x500)

В поперечном сечении подслой имеет слоистую микроструктуру интерметаллидных зерен (рисунок 13а). Вытянутая форма зерен обусловлена пластифицированием частиц порошкового материала, с высокой кинетической энергией осаждающихся на подложку. Границы вытянутых зерен окаймлены включениями оксидной фазы. Видны единичные сфероидальные включения капельной фазы (размером ~ 2,5 мкм), формирующиеся до осаждения на подложку (рисунок 13б).



Рисунок 12 - Микроструктура поверхности (а, x4000) интерметаллидного подслоя и дендритная структура сфероидальных частиц (б, x20000)



Рисунок 13 - Поперечное сечение (а) и слоистая микроструктура (б) интерметаллидного подслоя

Исследование распределения элементного состава показало, что интерметаллидные зерна кроме основных элементов Ni и Al в твердом растворе содержат кобальт и хром. Алюминий и иттрий участвуют в образовании оксидных фаз Al₂O₃ и Y₂O₃ [2]. На границе раздела «подложка-подслой» не обнаружены сколы, несплошности и отслоения.

При плазменном напылении интерметаллидного подслоя на рабочие лопатки 1-ой ступени SGT-800 Siemens были приготовлены образцы-свидетели для контроля свойств. Подслой (толщиной ~150 мкм) (рисунок 14а) имеет следующие физикомеханические характеристики: общая пористость 5,4 %, закрытая пористость 4,4 %, открытая пористость 1,0 %, плотность ρ =8300 кг/м³, твердость HV=4,5 ГПа, шероховатость поверхности R_a,=7,0 мкм (рисунок 146).



Рисунок 14 - Поперечное сечение (а) и поверхность (б) интерметаллидного подслоя на образце-свидетеле, x35

4. Формирование методом высокоэнергетического плазменного напыления теплозащитного покрытия ZrO₂

При отработке технологии нанесения керамического наружного слоя двухслойного теплозащитного покрытия была выбрана порошковая смесь марки Z-7Y20-80S (состав: 7 % Y₂O₃; 0,02 % SiO₂; 0,02 % TiO₂; 0,05 % Al₂O₃; 0,05 % FeO; 0,05 % CaO; ZrO₂ – основа), состоящая из цельных частиц сферической формы и размером основной фракции ~ 80 мкм (рисунок 15 а). Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что фазовый состав порошка представляет собой диоксид циркония с тетрагональным типом кристаллической решетки T-ZrO₂. Дериватографические исследования показали, что выбранная порошковая смесь имеет высокую фазовую стабильность в исследованном интервале температур до 1500 °C [4].

При высокоэнергетическом плазменном напылении из данной порошковой смеси формируется покрытие на основе тетрагональной фазы T-ZrO₂ с 10 %-ым содержанием кубической фазы K-ZrO₂. Морфология поверхности покрытия представляет собой сочетание оплавленных частиц порошка и мелкодисперсных (размером до 2 мкм) сфероидальных частиц (рисунок 15б). В поперечном сечении (рисунок 16) керамическое покрытие имеет вид чередующихся слоев толщиной ~ 2 - 3 мкм со столбчатой структурой субзерен (с поперечным размером ~ 0,5 - 1 мкм) (рисунок 16б).

Испытания жаростойкости разработанного теплозащитного покрытия при температуре 1000 °С в течение 500 часов показали высокую стойкость в течение всего времени испытаний. Растрескивания, сколов, отслоений и изменения внешнего вида покрытия не обнаружено (рисунок 16).



Рисунок 15 – Гранулометрический состав порошковой смеси (а, x100) и морфология поверхности (б, x500) теплозащитного покрытия ZrO₂, сформированного из этой смеси



Рисунок 16 - Поперечное сечение теплозащитного покрытия, сформированного на интерметаллидном подслое системы «Ni-Co-Cr-Al-Y» (а - x100) со столбчатой структурой зерен ZrO₂ (б – x8000)



Рисунок 17 - Внешний вид образцов с теплозащитным покрытием до (а) и после (б) проведения высокотемпературных испытаний при 1000 °C

При плазменном напылении разработанного теплозащитного покрытия на рабочие лопатки 1-ой ступени SGT-800 Siemens были приготовлены образцысвидетели для контроля свойств (рисунок 18). Покрытие ZrO₂ (толщиной ~300 мкм) имеет следующие физико-механические характеристиками: общая пористость 4 %, плотность ρ =7600 кг/м³, твердость HV=10 ГПа, шероховатость поверхности R_a,=6,5 мкм.



Рисунок 18 - Поперечное сечение (а) и поверхность (б) теплозащитного покрытия ZrO₂ на образце-свидетеле, x35

В настоящее время высокие требования предъявляются pecypcy К теплозащитного покрытия в связи с возможностью его преждевременного разрушения. Для повышения надежности покрытия большое значение имеет решение задачи увеличения его прочности сцепления с основным материалом, так как покрытие выполняет свою защитную функцию, пока оно сохраняет свою целостность. И здесь важны два аспекта прочности: адгезионная прочность сцепления с подложкой и когезионная прочность сцепления слоев покрытия. С точки зрения механизма разрушения более предпочтителен когезионный характер разрушения тонких слоев, сопровождающийся частичным или фрагментарным отслоением (или микросколами) и способствующий продлению жизненного цикла покрытия. В случае нарушения адгезионной связи с подложкой при крупном отслоении от основы открывается доступ агрессивной среды.

Для оценки прочностных свойств разработанного теплозащитного покрытия диоксида циркония были проведены испытания методом склерометрии (скретч-теста) алмазным индентором при непрерывно возрастающей нагрузке (от 0 до 200 H) с одновременной регистрацией амплитуды акустического сигнала (рисунок 19). При индентировании, начиная с глубины 75 мкм, регистрируются низкоамплитудные акустические сигналы, обусловленные процессом фрагментарного микроскалывания. При крупном сколе или отслоении от основы амплитуда сигнала должна резко возрасти. В данном случае с увеличением глубины внедрения при возрастающей нагрузке амплитуда сигнала меняется в пределах 10 %, что говорит о когезионном характере разрушения мелкими фрагментами на толщину прослоек покрытия. Даже

при максимальной нагрузке (200 H), соответствующей глубине внедрения ~175 мкм, не происходит нарушения адгезионной связи и отслоения покрытия от подслоя или подложки.



Рисунок 19 - Результаты скретч-теста теплозащитного покрытия ZrO₂: а - амплитуда акустического сигнала, б - глубина индентирования

5. Разработка ресурсосберегающей технологии монокристаллических рабочих лопаток газовой турбины SGT-800 Siemens

На основании проведенных исследований разработана ресурсосберегающая технология продления срока службы лопаток газовых турбин SGT-800 производства фирмы Siemens (ТП-008-10-01, ТУ 3619-031-90351370-2015). Технологический процесс включает в себя следующие ремонтно-восстановительные операции:

- контроль входной сопроводительной документации;

- входной визуально-оптический контроль лопаток;

- анализ постэксплуатационного состояния материала (микроструктура, элементный состав, твердость, механические характеристики);

- удаление старого теплозащитного покрытия (абразивным и механическим методами);

- просвечивающая рентгеновская и капиллярная дефектоскопии;

- механическое шлифование и разделка дефектных зон под наплавку;

- восстановительная термическая обработка (при необходимости по результатам анализа микроструктуры материала);

- промежуточный контроль (микроструктура, твердость материала);

- восстановление геометрических размеров лопаток методом импульсной микронаплавки;

- механическая зачистка наплавленных зон;

- пескоструйная подготовительная обработка перед нанесением подслоя;

- нанесение методом высокоэнергетического плазменного напыления жаростойкого интерметаллидного подслоя;

- промежуточный контроль (контроль на отсутствие дефектов, фазовый состав, микроструктура, толщина, твердость, шероховатость);

- нанесение методом высокоэнергетического плазменного напыления теплозащитного покрытия диоксида циркония;

- выходной контроль (контроль на отсутствие дефектов, фазовый состав, микроструктура, твердость, толщина покрытия, шероховатость);

- калибровка отверстий охлаждающих каналов;

- зачистка замковой части лопаток;

- маркировка, упаковка, оформление сопроводительной документации.

По разработанной технологии восстановлены 8 комплектов монокристаллических рабочих лопаток, эксплуатируемых на тепловых электростанциях «Международная», «Коломенская» и «Крымская».

На рисунке 20 показаны фото лопаток на разных стадиях ремонтновосстановительных работ.





в





Г



Рисунок 20 - Внешний вид рабочих лопаток 1-ой ступени SGT-800 Siemens после: а - эксплуатации, б - пескоструйной обработки, в - механической зачистки, г - импульсной наплавки проволокой ЭП648, д - нанесения жаростойкого интерметаллидного подслоя системы «Ni-C-Cr-Al-Y», е - нанесения теплозащитного покрытия ZrO₂

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПФ РАН на проведение фундаментальных научных исследований на 2013-2020 гг. по теме № 0035-2014-0401 (№ гос.регистрации 01201458049).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Тарасенко Ю.П., Кривина Л.А., Царева И.Н. Импульсная микронаплавка для ремонтных технологий турбинных лопаток из жаропрочных никелевых сплавов, // Сварочное производство, 2018, №2, С.24-28.

2. Тарасенко Ю.П., Царева И.Н., Бердник О.Б., Фель Я.А., Кривина Л.А. Исследование жаростойкого интерметаллидного подслоя для теплозащитного покрытия турбинных лопаток газотурбинных двигателей // Вестник Самарского Государственного Аэрокосмического Университета, 2014, №3, С.85-95.

3. Тарасенко Ю.П., Царева И.Н., Бердник О.Б., Кривина Л.А., Кириков С.В., Кузьмин В.И., Разов Е.Н., Фель Я.А., Максимов М.В., Москвичев А.А., Бычков Н.Г., Перевезенцев В.Н. Плазменное теплозащитное покрытие диоксида циркония для охлаждаемых лопаток газовых турбин энергетических установок / Коллективная монография «Перспективные методы поверхностной обработки деталей машин» под ред. Г.В.Москвитина, 2018, (ООО «Ленанд» Москва), С.326-352.

<u>Авторы:</u>

- 1. Царева Ирина Николаевна ведущий научный сотрудник, к.ф.-м.н.
- 2. Бердник Ольга Борисовна старший научный сотрудник, к.т.н.
- 3. Кривина Людмила Александровна старший научный сотрудник

Глава 20. ПРАКТИКА БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ

Хаймович П.А.

Национальный научный центр "Харьковский физико-технический институт" Украина, 61108, г.Харьков, ул. Академическая,1 E-mail: <u>pavel.41@bk.ru</u>

Введение

Предлагаемый материал можно рассматривать как продолжение опубликованной в 2017 году в монографии «Перспективные материалы и технологии» главы «Особенности реализации барокриодеформирования металлов»

Барокриодеформированием (БКД) сейчас для упрощения называют квазигидроэкструдирование металлов при криогенных температурах. Актуальность этого вида воздействия на металлы и сплавы определяется уникальной возможностью осуществлять деформирование при криогенных температурах в условиях всестороннего сжатия высокого уровня (10-20 кбар и более), т.е. при подавленных одновременно как «термической», так и «механической» подвижности элементов структуры. Это позволяет сообщать многим материалам такие физико-механические свойства, которые другими методами воздействия, как правило, недостижимы, причем это касается как чистых металлов, так и конструкционных сплавов. При довольно широком спектре работ, посвященных исследованию этих свойств [1], до последнего времени оставалось в тени «техническое обеспечение», практически отсутствовало описание устройств и приемов, в отдельных случаях уникальных, позволяющих выполнять БКД. По сей день барокриодеформирование осуществляется в единственном месте, в Харьковском ФТИ, обеспечивающем объектами для исследования многие лаборатории. Предлагаемый материал должен показать как особенности этого вида воздействия, так и доступность его реализации при относительно невысоких затратах.

Для того, чтобы при сохранении преимуществ традиционной (жидкостной) гидроэкструзии осуществить такое воздействие при криогенных температурах, необходимо решение следующих задач:

- подобрать среду, способную передавать необходимое давление на деформируемый объект при криогенных температурах, т.е. обеспечить его продавливание через матрицу;

- создать устройства, позволяющие осуществлять такое воздействие при криогенных температурах;

- разработать технологические приемы, обеспечивающие проведение БКД.

Твердое тело как передающая давление среда



Рисунок 1 -Гидроэкструзионный узел

То, что на ранних стадиях барокриодеформирование (БКД) именовалось низкотемпературной квазигидроэкструзией, закономерно, так как схема приложения сил к деформируемому объекту идентична имеющей место при гидроэкструзии (рис. 1). А вот условия деформирования иные. То, что деформирование осуществляется не при комнатной или повышенных, а при криогенных температурах, имеет принципиальное значение. Для реализации деформирования в этих условиях было необходимо подобрать такой материал, который мог бы выполнять роль передающей давление среды при криогенных температурах, при которых применение жидкостей исключается.

В статических условиях исследования свойств материалов при криогенных температурах в условиях приложения высокого

давления начали проводить ещё в первой половине прошлого века, причем в качестве среды для передачи давления на испытываемые объекты применяли самые различные вещества, в большей или меньшей мере обеспечивавшие приложение к исследуемому объекту квазигидростатического давления.

Реализация низкотемпературной квазигидроэкструзии требовала от среды не только того, чтобы при низкой сжимаемости её пластичность многократно превышала пластичность деформируемого тела, но чтобы ее применение было достаточно технологично и не приводило к порче экструзионного устройства из-за физикохимических свойств этой среды. Удовлетворительные результаты были получены при применении парафина. Хорошей средой проявил себя графитовый порошок, но технология экструдирования в случае его применения существенно усложняется. Среди множества опробованных вариантов практически идеальной средой для осуществления низкотемпературного квазигидроэкструдирования оказался индий, о чем более подробно ниже будет сказано. Количество индия, необходимое на проведение одного эксперимента, колеблется от нескольких десятков до ста-ста пятидесяти граммов. Используется он многократно, т.е. после осуществления прессования весь индий, как прошедший вслед за экструдатом через матрицу, так и остававшийся в канала контейнера высокого давления, собирается и применяется при подготовке следующего эксперимента, причем естественные потери при этом крайне незначительны. И пусть стоит индий дорого (килограмм 500-700 долларов), но этого килограмма хватает на много лет интенсивной работы.

И еще об одном важнейшем следствии того, что в качестве передающей давление среды используется твердое тело, а не жидкость. Разрушение емкостей со сжатой жидкостью, даже когда давление в них всего десятки атмосфер, представляет большую опасность, чревато жертвами, что в свое время заставило разработать жесткие правила работы со сжатой жидкостью. В то же время разрушение контейнеров высокого давления в устройствах для БКД (что редко, но бывало) не влекло за собой никаких неприятных последствий, вся твердая среда оставалась внутри разрушившейся емкости. А давление перед разрушением достигало 20-25 тысяч атмосфер (20-25 килобар) и более.

Устройства для квазигидроэкструдирования при криогенных температурах

Необходимость осуществлять деформирование при низких температурах предъявляет особые требования к силовому устройству, обеспечивающему приложение столь существенных усилий к реализующей выдавливание оснастке. На первых порах БКД проводили на специализированном низкотемпературном устройстве, выполненном по традиционной для низкотемпературных устройств схеме: усилия реализуются между опирающейся на погруженную в сосуд Дюара колонку траверсой и упором проходящей внутри этой колонки тяги (рис. 2.).





Это стандартный подход для исследования различных физико-механических свойств материалов при низких температурах. Здесь легко реализуется возможность охлаждения деформационного узла сжиженными газами, однако силовые возможности устройства ограничены, как и размеры этого деформационного узла, что, естественно, ограничивает и уровень давления, которое в таком деформационном узле можно достигать.

Теплоприток через колонку и тягу, достаточно массивные при необходимости реализовать усилия в десятки тонн, затрудняет охлаждение всего деформационного узла хладагентом – сжиженным газом, требует значительного его расхода. Стремление в устройствах повышенной мощности этот теплоприток уменьшить по сравнению со схемой, приведенной на рис. 2, привело к разработке установки для экструзии при низких температурах (рис. 3), отличающейся тем, что как опорная колонка (элементы 2 и 4), так и тяга (элементы 1 и 3) выполнены размыкающимися.



Рисунок 3 - Установка для экструзии материалов при низких температурах [2]. Благодаря этому минимизирован теплоприток через них к деформационному узлу, имеющий место только непосредственно во время процесса прессования, когда элементы опорной колонки и тяги сомкнуты. Но так как этот процесс ограничен десятками секунд, на работе устройства это не сказывается.

Недостатком конструкции такого типа является сложности конструкции узлов TO, ЧTO, помимо размыкания опорной колонки и тяги, устройство требует наличия индивидуальной гидросиловой системы, жестко связанной с колонкой и тягой, изготовление которой представляет немалые трудности.

Естественным выходом представлялось попытаться использовать серийные прессы. И такая возможность была найдена за счет оригинальной конструкции сосуда Дьюара, в котором разместили деформационный узел. Особенностью сосуда было обеспечение возможности внутреннему и внешнему днищам смыкаться и размыкаться. Конструкция такого типа представлена на рис. 4. Это низкотемпературная экструзионная приставка к серийному прессу,

имеющему плоские стол и верхний упор. Между пятой и внешним днищем сосуда Дюара размещены пружины 2,

упругости которых достаточно, чтобы в отсутствие приложения усилий со стороны пресса внутреннее и внешнее днища сосуда Дюара были разомкнуты, что обеспечивало бы термоизоляцию внутреннего объема сосуда. При включении пресса под действием верхнего упора экструзионный узел давит на внутреннее днище, через внутреннюю и внешнюю колбу сосуда Дюара усилие передается на внешнее днище, что приводит к сжатию пружин вплоть до смыкания внутреннего днища сосуда Дюара с центральной частью внешнего днища, соединенной с периферийной частью внешнего днища сильфоном 1. Начинается процесс прессования. Как только он завершается, усилия с верхнего упора приставки снимаются, под действием пружин внутреннее днище и центральная часть внешнего



Рисунок 4 - Приставка к прессу [3].

днища размыкаются, сосуд Дюара восстанавливает свои термоизолирующие свойства.

выявилась



Рисунок 5 - Приставка к прессу для БКД с применением сжиженных неона, водорода и т.п. [4].

газа, через трубку 4 испаряющийся газ поступает в газосборник. Это позволяет работать газами, которые слишком С дороги, чтобы просто выпускать ИХ В атмосферу (неон, гелий), либо взрывоопасны (водород). Принцип смыкающихся днищ выше описан, а верхний упор 2, также подпружиненный, выполнен подвижным относительно крышки приставки и соединен с нею сильфоном (на рисунке не показан). Позиция 1 – верхний подвижный элемент пресса, 5 – упор матрицы, 6 – матрица, 7 – заготовка, 8 – давления. высокого 9 цилиндр передающая давление среда (индий), 10 направляющий цилиндр, 11 – пуансон (плунжер).

5 см

Эксплуатация такого устройства с одной

необходимость

Внутренний объем приставки вакуумирован,

Рисунок 6 - Фото приставки к прессу для БКД с применением сжиженных неона, водорода и т.п.

Фотография приставки представлена на рис. 6. Приставка выполнена под самый малый «калибр» каналов цилиндров, в течение ряда лет использованных для барокриодеформирования металлов (см. рис. 7). Диаметры каналов в этих цилиндрах высокого давления такие: 7 мм в самом малом цилиндре, 14 мм – в среднем, 20 мм – в большом. Максимальный «калибр» ограничен возможностями пресса ПСУ-50, который изначально был способен развивать усилия до 50 тонн, сейчас из-за большого стажа работы существенно меньше.

Опыт, накопленный в работе с описанной выше большой приставкой, показал, что в случае открытого сосуда Дюара (т.е. при использовании в качестве хладагента жидкого азота) конструкция приставки может быть существенно упрощена (рис. 8).

упрощения



Рисунок 7 - Три "калибра" цилиндров высокого давления: 7, 14 и 20 мм.



Рисунок 8 - Упрощенный вариант устройства для БКД.

Вместо сосуда Дюара можно использовать обычную емкость 3, боковая поверхность которой любым защищена достаточно прочным теплоизолятором, пенопластом например высокой плотности. По внешнему размеру днища емкости вырезается круг из стеклотекстолита или подобного материала и закрепляется на этом Достаточно днише. высокие механические свойства стеклотекстолита не препятствуют передаче усилий пресса на приставку, при этом обеспечивается и некоторая теплоизоляция. 1 – верхний упор пресса, 2 – цилиндрприемник приставки, 4 – упор 5 – матрица, матрицы, 6 заготовка, 7 – цилиндр высокого давления, 8 – индий, 9 – уплотняющая шайба, 10 – пуансон (плунжер). 11 – хладагент (жидкий азот), 12 - опорный

элемент приставки, 13 – стол пресса. Частный и общий случай

барокриодеформирования Чем ниже пластичность металла, тем труднее его пластически деформировать. В случае прокатки эту

деформировать. В случае прокатки эту проблему в определенной мере обходят как нагревом заготовки (чем выше температура, тем, как правило, металл пластичнее), так и последовательной прокаткой небольшие степени. на Традиционная гидроэкструзия это обычно одноцикловый процесс деформирования, поэтому, при либо нежелательности отсутствии возможности экструдировать материал в нагретом состоянии необходимо было

искать другие пути для осуществления гидроэкструзии низкопластичных металлов и сплавов. Выходом оказалось приложение встречного давления (противодавления) к выходящему из матрицы экструдату.

Основан этот подход на работах Бриджмена и его последователей, обнаруживших связь предельной пластичности металла с уровнем всестороннего давления, действующего на материал (рис. 9). Зависимости 3 и 4 присущи низкопластичным материалам, для которых обнаруживается некоторое «пороговое» давление, по достижении которого даже хрупкие материалы оказываются способными пластически деформироваться, причем тем более, чем выше уровень приложенного к ним всестороннего давления. Схема того, как это используется при гидроэкструзии низкопластичных, прочных материалов представлена на рис. 10. Важным моментом является то, что сначала давление в обоих цилиндрах поднимается до уровня Рпор, и лишь после этого давление в верхнем цилиндре доводится до такого уровня, чтобы разница давлений в верхнем (рабочем) цилиндре И нижним (цилиндре противодавления) обеспечила продавливание заготовки через матрицу.



Рисунок 9 - Различный вид зависимости предельной пластичности от давления (1 – линейная, 2 – с насыщением, 3 – с нелинейным участком, 4 – сложная) [5]. Чем менее пластичен материал, т.е. чем выше уровень Р_{пор}, тем большее давление необходимо первоначально создать в обоих цилиндрах, а продавливание заготовки начнется после достижения разницы давлений в верхнем и нижнем цилиндрах, превышающей предел текучести материала заготовки. Деформирование по такой схеме можно назвать общим случаем гидроэкструзии. Если же материал заготовки достаточно пластичен, и нет необходимости прикладывать противодавление, то это частный случай гидроэкструзии, процесс которой определяется только работой верхнего (рабочего) цилиндра.

Подход, описанный выше, полностью приложим к барокриодеформированию. Главный вопрос в том, как реализовать

приложение противодавления в описанных выше устройствах для барокриодеформирования . Один из первоначальных вариантов позволяющих осуществлять такое деформирование, приведен на рис. 11. На

работе этого устройства следует остановиться подробнее. После включения пресса сначала смыкаются днища сосуда Дюара. Плунжер 2 через среду 4 в канале рабочего цилиндра 1 действует на заготовку 11, упирающуюся в матрицу 3, которая увлекает вниз общий цилиндр 13 при этом среда 5 сжимается и при достижении определенного

уровня давления, определяемого размером

отверстия в матрице камеры противодавления 9, начинает перетекать в



Рисунок 10 - Гидроэкструзия с противодавлением

дополнительную камеру 7. При отсутствии дополнительной матрицы 8 это давление и будет тем противодавлением, которое После необходимо. смыкания обшего цилиндра 13 с упором 10 продолжающий двигаться плунжер 2 заставляет подниматься давлению в среде 4 вплоть до момента, когда разница давлений в верхней (рабочей) и нижней (противодавления) камерах достигнет величины. достаточной для начала продавливания заготовки 11 через матрицу 3. Причем это процесс будет протекать при наличии давления, заданного матрицей противодавления. Таким образом И оказывается реализованным барокриодеформирование С противодавлением. При необходимости иметь



Рисунок 11 - Приставка к прессу для барокриодеформирования с противодавлением [6].

существенно больший уровень противодавления устанавливается дополнительная матрица 8 в дополнительную камеру противодавления 7.

Барокриодеформирование сегодня

Часть описанных выше технических решений используется и развивается, от части с течением времени отказались. В итоге сложился некоторый набор устройств, технологических приемов, позволивших как оптимизировать процесс барокриодеформирования, так и подготовить базу для дальнейшего его развития.



20 мм

Рисунок 12 - Эскизный чертеж приставки к прессу для барокриодеформирования с противодавлением при 77 К.

Опыт эксплуатации разработанных применявшихся И устройств-приставок к прессам показал, отсутствие что в необходимости получения барокриодеформированием большого количества экструдатов (т.е. не производства) условиях вполне в оправдан отказ от специальных сосудов Дюара CO смыкающимися днищами. Приведенный рисунок здесь 12 фактически является эскизным чертежом универсальной приставки к прессу как для общего, так и для частного случая БКД при 77 К (т.е. как с противодавлением, так и без).

В верхней части цилиндра высокого давления находится цилиндрвкладыш 6, играющий роль камеры противодавления, матрицей С противодавления 4, опирающейся на упирается упор 3. В эту матрицу 5 правило, болванка (как из ст3), предназначенная для создания противодавления при ее выдавливании средой 7 через вышеупомянутую Давление матрицу. на эту среду оказывает поступающая через матрицу 8 заготовка 9 которую выдавливает среда воздействием 10 под пуансона (плунжера) 12. Здесь следует отметить, что пуансоны выполняют несколько меньшего диаметра. чем диаметр канала, чтобы, упруго расширяясь при

больших нагрузках, пуансон не заклинивался в канале высокого давления. А препятствует просачиванию индия уплотняющая шайба 11, которая, будучи относительно тонкой, не меняет существенно своих поперечных размеров при больших нагрузках. Направляющий цилиндр 13, представляющий собой относительно тонкостенный стакан (отверстие в днище является технологическим, полезным при сборке и разборке узла), размещен в металлической емкости, на боковой поверхности которой для удобства эксплуатации закреплен слой термоизолирующего материала. На стол пресса 15 емкость с размещенной в ней приставкой, полностью собранной, готовой к прессованию, надо устанавливать непосредственно перед прессованием, с залитым уже в нее жидким азотом. Между днищем этой емкости и столом пресса желательно прокладывать что-либо термоизолирующее – например, лист текстолита. Наиболее склонны к разрушению в этом устройстве пуансон, матрица и цилиндр-вкладыш противодавления. Пуансон – достаточно дорогостоящая вещь – как материал, максимально прочная сталь, так и изготовление, включая термообработку.

Практика показала, что разрушается пуансон, как правило, в его цилиндрической части. Это подсказало, что можно попробовать изготовить его составным (рис. 13) – головку с конусным переходом и чисто цилиндрическую часть раздельно. Цилиндрическая часть устанавливается на головку с капелькой клея между ними (проще всего – ПВА). Качества склеивания вполне достаточно, чтобы собрать все устройство для прессования. А большего и не требуется. С началом работы пресса такой сборный пуансон ведет себя уже как одно целое.



Рисунок 13 -Составной пуансон

составным С таким пуансоном связаны некоторые любопытные подробности. Был период, когда исчерпались запасы металла для пуансонов, и тогда именно такая составная конструкция пуансона позволила не останавливать работу. В свое время было обнаружено, что БКД (частный случай) стали Х18Н10Т в совокупности термообработкой позволяет обеспечить последующей ей С достижение предела текучести в 2 ГПа, а при 77 К существенно выше. Из наработанных ранее на устройстве «среднего» калибра (диаметр канала 14 мм) нескольких эструдатов этой стали диаметром 8-8,5 мм были вырезаны цилиндры диаметром 7 мм, подвергнуты соответствующей термообработке. Они и послужили затем для составных пуансонов в приставке для БКД «малого» калибра, т.е. имеющей диаметр канала 7 мм. Это было одно из первых практических применений возможностей БКД.

Что касается матриц, то, несмотря на наличие трещины, они все равно сохраняют форму, удерживаемые стенками канала высокого давления. А вот мириться с необходимостью частой замены вкладного цилиндра камеры противодавления было нежелательно. Выход оказался неожиданным, и связан он в первую очередь с особенностями применяемой передающей давление среды. Тот факт, что эта среда не жидкость, а твердое тело, позволил выполнить вкладной цилиндр составным. Точнее сказать, разрезным (рис.14), так как исходный цельный цилиндр разрезается

> волнообразным разрезом вдоль оси цилиндра на электроискровом станке. Волнообразным затем, чтобы при совмещении обе половины были хорошо зафиксированы друг относительно друга, образуя «квазицельный» цилиндр. В таком зафиксированном виде ОН проходит фазы заполнения средой с болванкой и монтажа в При устройство. подъеме давления среда. естественно, несколько раздвигает эти половинки цилиндра, прижимает их к стенкам большого цилиндра, но угрозы разрушения этих половинок нет. Положительный опыт применения такой конструкции, возможность реализации которой определяется тем, что передающая давление среда – твердое тело, предполагается расширить на другие элементы экструзионного устройства. Овладению техникой барокриодеформирования металлов может способствовать знакомство с некоторыми простыми приемами, отработанными многолетней практикой БКД широкого круга материалов.

Один из важных моментов – обеспечение соосности заготовки и цилиндра высокого давления при сборке экструзионного узла. И здесь в помощь приходит наша твердая среда – индий.

а

Рисунок 14 - Вкладной цилиндр камеры противодавления (а – цельный, растрескавшийся, б – разрезной).

б

Из него с помощью нашего же экструзионного устройства можно надавливать технологический пруток подходящего сечения, которым обматывается заготовка (рис. 15) и, будучи вложенной в цилиндр, оказывается надежно центрирована. Такой прием был удобен при использовании рабочих каналов 14 и 20 мм. При работе с каналом 7 мм проще было обеспечивать центровку несколько иначе (рис. 16), оборачиванием плоскими полосками индия.

Необходимым условием для нормального протекания экструдирования при криогенных температурах является исключение наличия тех или иных несплошностей в среде (индии). Достигается это просто до начала охлаждения устройство при комнатной температуре нагружается до небольшого уровня, достаточного, чтобы устройстве индий полностью в компактировался. На практике было достаточно усилий в одну-две тонны.

Заключение

Экзотичность описанного выше воздействия на металлы, устройств для его осуществления, особенно факта применения твердой передающей давление среды – индия, только кажущаяся. В действительности, о чем свидетельствуют предыдущие страницы, применяемое оборудование проще И дешевле, чем то, что необходимо иметь осуществления для традиционной (жидкостной) гидроэкструзии или таких современных методов воздействия, как РКУП или многоугловая гидроэкструзия. В то же время результаты говорят, что



Рисунок 15 - Заготовка перед размещением в канале среднего «калибра» (14 мм) камеры высокого давления



Рисунок 16 - Пуансон, заготовка и другие элементы перед размещением их в канале цилиндра высокого давления диаметром 7 мм.

пластическое деформирование металлов при криогенных температурах в условиях всестороннего сжатия достаточно большого уровня открывает широкие возможности в деле повышения физико-механических характеристик металлов и сплавов. Стоит привести рисунок с так называемым «Миром деформирования» (рис.17).

IV	P III
Barocryodeformation (deformation at cryogenic temperatu at allround compression)	res (deformation at allround compression)
II Cryodeformation (deformation at cryogenic temperatures) e	Deformation in a T traditional setting

Рисунок 17 - Четыре континента "Мира деформирования" металлов. *T* – температура, при которой проводится деформирование, *e* – степень деформации, *P* - уровень всестороннего сжатия деформируемого объекта [7].

Накопленная информация свидетельствует о возможности и оправданности объединения на территории IV «континента» тех преимуществ, которые обеспечивают материалу по отдельности криодеформирование (область II) и бародеформирование (область III). Пока по территории IV «континента» сделаны лишь первые шаги. Задача настоящего материала показать доступность шагов следующих и пригласить идти по этой территории дальше.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хаймович П.А. Криодеформирование металлов в условиях всестороннего сжатия (обзор). ФНТ, (2018), т.44, №5, стр. 463-490.

2. В.У.Асанов, И.А.Гиндин, С.Ф.Кравченко, Я.Д.Стародубов, П.А.Хаймович, С.Я.Чеканов, В.П.Яшин. Установка для экструзии материалов при низких температурах. А.с. №846304, 1978.

3. В.У.Асанов, П.А.Хаймович. Установка для экструзии при низких температурах. А.с. СССР, №1026883, 1981.

4. В.У.Асанов, Мац А.В., П.А.Хаймович. Устройство для экструзии при низких температурах. А.с. СССР, №1080292, 1983.

5. Б.И. Береснев, Е.В. Трушин, Процесс гидроэкструзии, «Наука», Москва (1976).

6. Хаймович П.А. Способ получения наноструктурного состояния металлов и сплавов и устройство для его реализации. Патент Украины №75155, 2006.

7. P.A. Khaimovich. Metal Nanostructuring through Cryodeformation under All-Round Compression. "Chapter in "Handbook of Mechanical Nanostructuring". Ed. by M.Aliofkhasraei. Published 2015 byWiley-VCH. pp.435-448.

Глава 21. ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В МНОГОСЛОЙНЫХ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ СТРУКТУРАХ

Зуев С.М. *, Скворцов А.А., Корячко М.В. Московский политехнический университет 432700, РФ, г. Москва, ул. Большая Семёновская, д.38 sergei_zuev@mail.ru

В работе проанализированы механизмы контактного плавления в многослойных тонкопленочных структурах. На примере контактного плавления в тонкопленочных системах типа AI-Me-Si проведена оценка напряженнодеформированного состояния на межфазных границах.

История исследования контактного плавления (КП) в России начинается с работ научных групп под руководством Д.Д. Саратовкина и П.А. Савинцева [1,2], которые были посвящены описанию материалов и структур, между которыми наблюдается КП [3,4]. Далее в [3,5], было установлены качественные закономерности исследуемого процесса, а именно, что КП существует между веществами, имеющими эвтектическую диаграмму состояния, а также в системах, образующих непрерывный ряд твёрдых растворов с точкой минимума на кривой ликвидус и в системах, образующих химические соединения компонентов [5-6].

На настоящий момент интерес научных групп к контактному плавлению не ослабевает, что подтверждается выходом значительного числа научных трудов, ежегодно проходит большое количество ежегодных международных конференций такие как, например, International Iron Melting Conference [8], International Symposium on Glass Advanced Melting Technology, посвященных освещению и обсуждению как теоретических [9], так и прикладных вопросов КП [11].

Как правило [8], при контактном плавлении рассматриваются три механизма миграции расплавленных зон, такие как вакансионный механизм, механизм, основанный на диффузии и механизм плавления-кристаллизации.

Вакансионный механизм миграции расплавленного включения связан с →

диффузионными потоками вакансий I_{v} , возникающими в кристалле матрицы под действием внешних сил [44]. Создаваемый ими поток атомов противоположно направлен и равен по величине:

$$\vec{I} = -\vec{I}_v . \tag{1}$$

Если отсчет идет относительно кристаллографической решетки, то в результате вещество матрицы будет само перемещаться со скоростью:

$$\vec{w}_0 = \frac{I_\infty}{n_0},\tag{2}$$

где I_{∞} -поток атомов вдали от включения, n_0 -число атомов в единице объема матрицы. Подобный механизм миграции является определяющим в металлах, реже – в полупроводниках [44].

Диффузионное движение включений в рамках второго механизма обусловлено диффузией на поверхности микропоры или граничной диффузией атомов матрицы в тонком слое между частицей второй фазы и матрицей [44]. Направленные поверхностные или граничные диффузионные потоки, возникающие под действием движущих сил, приводят к переносу атомов матрицы с переднего к заднему фронту включения, в результате чего оно будет перемещаться [44, 45].

Если проводимость включения меньше проводимости матрицы, то скорость определяется соотношением:

$$\stackrel{\rightarrow}{w} = -6 \frac{D_s a e Z^*}{f_e k T \ell} \stackrel{\rightarrow}{E_{\infty}}, \qquad (3)$$

 $D_{
m s}$ -коэффициент граничной (поверхностной) диффузии, *а* -толщина где моноатомного слоя, $f_{\rm s}$ -фактор корреляции, Z^{*} -эффективный заряд граничного

(поверхностного) иона, ℓ -размер включения, $\vec{E_{\infty}}$ -напряженность электрического поля вдали от включения. В рассматриваемом механизме движения наблюдается размерная зависимость: с ростом размера включения скорость его движения уменьшается.

Третий механизм движения включений в твердых телах связан с переносом атомов матрицы от одной границы включения к другой через само включение. В случае жидких включений такой механизм возможен, если растворимость атомов матрицы во включении и значение коэффициента диффузии этих атомов в объеме включения достаточно велики [19]. За счет того, что атомы матрицы будут растворяться на передней стенке включения, диффундировать через него и снова осаждаться на матрицу у задней стенки, образуя там новые атомные слои, включение будет перемещаться [46,47].

Скорость вытеснения включения в этом случае будет определяться уравнением вида [44]:

$$\vec{w} = -\frac{v}{v}(1+\chi_e)\frac{DC\,eZ^*}{f_s kT}\frac{\ell\beta}{\ell\beta+n_0}\vec{E}_{\infty}, \qquad (4)$$

где $v = \frac{1}{n_0}$ - атомный объем включения; \bar{C} - равновесная концентрация атомов

матрицы, растворенных во включении; $\chi = \frac{\rho_e - \rho}{2\rho + \rho_e}$; ρ , ρ_e - удельное сопротивление

матрицы и включения соответственно; В - константа скорости растворениякристаллизации.

Анализ приведенного уравнения показывает, что в случае $Z^* = 0$ скорость движения включений в электрическом поле за счет диффузии в его объеме w=0.

Согласно современным данным, КП имеет место в системах материалов, одним из свойств которых является наличие диаграммам состояния с минимумом на кривой ликвидус [8-10]. Наименьшая температура, при которой наблюдается эффект КП, принимается за температуру КП (Ткп) [8,11]. Существует несколько методов установления температуры КП таких как оптический, по скачку электропроводности, термоэлектрический и др. Из них наиболее точным является метод определения Ткп по скачку электропроводности, который используется в [8,12] и в данной работе.

Экспериментальному и теоретическому определению скорости КП посвящен ряд работ [8,13,14,15]. Установлено [14,15], что vкп пары образцов зависит от температуры опыта Т и при небольшом превышении температуры над Ткп изменяется по закону

Аррениуса: $v_{\kappa n} = v_0 \cdot \exp\left(-\frac{E}{k \cdot T}\right)$. Значения коэффициентов v_0 и энергия активации КП

Е определены для большого числа пар кристаллов [8, 13, 15].

В зависимости от физико-химических свойств контактируемых материалов механизмы КП имеют свою специфику. Так, например, КП веществ, образующих твердые растворы с минимумом на кривой ликвидус, хорошо объясняется взаимной диффузией контактирующих компонентов.

В системах с эвтектической диаграммой состояния компоненты имеют ограниченную взаимную растворимость, и роль взаимной диффузии в механизме плавления уменьшается по мере ослабления их взаимной диффузии в сравнении с другими факторами. В работе [8] рассмотрены эвтектические структуры, которые можно получить при нагревании контакта разнородных материалов до температуры плавления эвтектик.

Поскольку процесс КП является необратимым, то для его описания применимы методы термодинамики необратимых процессов. Так, для замкнутой системы кристалл

A – жидкость - кристалл B справедливо неравенство: $\frac{dS}{dS} \ge 0$.

Это значит, что свободная энергия, определяемая по формуле:

F=TS-U

(5) где U-внутренняя энергия, Дж; T-абсолютная температура, К; S-энтропия, Дж/К возрастает при увеличении температуры и позволяет рассчитать изменение энергии всей системы, зная энергию всех фаз, участвующих в КП [8].

Таким образом. КП в системах с неограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии реализуется путем образования слоя легкоплавкого твердого раствора с последующим плавлением при возможной минимальной температуре (согласно диаграмме состояния). В системах эвтектического типа КП реализуется путем образования точечных и линейных дефектов и локальных неоднородностей структуры в контакте [19], возникновением по этим неоднородностям микрозон эвтектического состава или областей с пересыщенным твердым раствором, появлением жидкой фазы в этих областях и дальнейшим растворением твердых компонентов в образовавшейся жидкости. В таких системах уменьшение межфазного поверхностного натяжения границы соприкосновения твердых тел при плавлении может быть катализатором и одной из движущих сил КП [14,15,24].

Учитывая то, что при контактном плавлении рассматриваются вакансионный механизм, основанный на диффузии механизм, И механизм плавленияследовательно. диффузионная кристаллизации, теория не претендует на всестороннее описание явления КП и на полноту описания всех разновидностей этого явления. Так, например, в условиях теплового удара, когда нагрев осуществляется с большой скоростью, механизм КП не всегда возможно описать в рамках одной диффузионной теории.

Поэтому при изучении механизмов контактного плавления ряд авторов считают адгезионный механизм определяющим в тех случаях, когда речь идёт о межфазных границах (контакт двух кристаллов) на которых возникают значительные напряжения и своеобразная «упругая» деформация кристаллических решеток в поверхностных слоях контактирующих веществ [8]. При этом на поверхности раздела сосредоточивается запас избыточной энергии, тем больший, чем больше «упругая» деформация. При фиксированной поверхности раздела релаксация наступает за счет уменьшения межфазного поверхностного натяжения, что приводит к смещению температуры фазового превращения и к образованию метастабильной в данных условиях жидкой фазы - к плавлению поверхностного слоя одного из веществ.

Затем при процессе КП, осуществляющегося при постоянной температуре, происходит самопроизвольное диспергирование, а также диффузия частиц в жидкой фазе, адгезия и плавление новых объемов вещества. В [25] проводится противопоставление: если по [13,14] плавлению предшествует образование твердых растворов, то по приведенной выше схеме плавление-диффузия. Необходимые условия [25] взаимодействия кристаллов в участках истинного контакта при наличии геометрически сходных, сопрягающихся комплексов атомов на контактирующих плоскостях возникают при ориентационном и размерном соответствии между атомными комплексами, а также сильном взаимодействии между атомами контактирующих поверхностей. О подобном механизме КП указывалось также в работах [26,27]. Факт образования тонкой пленки расплава на поверхности кристалла германия наблюдался также при изучении поверхностного массопереноса в системе Ag-Ge [28].

Исходя из проведенного анализа литературы по тематике [26-28], можно сделать вывод о том, что природа и механизмы контактного плавления материалов, в том числе и в системах металл-полупроводник изучены явно в не полном объеме. Ряд таких механизмов нуждаются в глубокой экспериментальной и теоретической проработке.

На КП существенное влияние оказывает температурное поле, особенно при наличии градиента температур dT/dx. По факту в данном случае речь идет о зонной плавке градиентом температуры. При этом толщина жидкой зоны определяется скоростями движения фронтов кристаллизации и плавления. Меняя направление градиента температуры можно изменить скорость КП, а также концентрацию желаемого вещества в контактной прослойке, чего нельзя достичь в изотермических условиях [29].

В контексте рассматриваемого вопроса немаловажным является рассмотрение вопроса электромиграции расплавленных зон. Градиент температур в таких системах может образовываться, к примеру, за счет протекания электрического тока.

Важным аспектом при анализе механизмов КП является массоперенос примеси в виде расплавленных зон. В электрическом поле он зачастую возникает в критических режимах работы силовых полупроводниковых приборов и интегральных микросхем [1]. Известно, что в импульсных режимах работы температура сравнительно легкоплавких электродных сплавов [30-32] (Al-Si, Ag-Si, Au-Si) [33,34] может достигать температуры плавления эвтектики [35, 36]. Как показали многочисленные исследования научных групп под руководством В.М. Глазова и В.С. Земскова [37] температура эвтектики Au-Si составляет величину T=370 °C. При достижении такой температуры в данной системе может происходить образование жидкой фазы и оплавление межфазной границы [38]. Также возможно перемещение расплава в электрическом поле от одного электрода к другому, и «закорачивание» p-n-перехода, что было зафиксировано в ходе экспериментов. Вид закристаллизованной части после прохождения тока можно наблюдать на рисунке 1 [30]:





Экспериментальные данные показывают, что довольно часто канал (или перекристаллизованный след располагается у края пробиваемого диэлектрика (рис. 1 б).

Перемещению расплавленных зон может способствовать также и поле структурной неоднородности (градиент плотности дислокаций) кристалла [39].

Необходимо отметить, что прохождение электрического тока через контакт кристалл-жидкая фаза сопровождается выделением на одной и поглощением на другой межфазной границе $\pm Q_p = Pjt$, где Р-коэффициент Пельтье на межфазной границе кристалл-расплав, j- плотность тока, t- время токового воздействия. Создаваемая в данных условиях ассиметрия тепловых потоков ослабляет температурный градиент в области перехода дорожки металлизации в подложку, повышая общую температуру в приконтактной области. Это приводит к изменению концентраций на стенках включения и требует учета термоэлектрических явлений в процессе массопереноса. Таков механизм движения включений при несущественном влиянии процесса электропереноса [1,31].

Определением доминирующей роли того или иного механизма занималась научная группа под руководством И.Н. Ларионова [31]. Был проведен анализ массопереноса в расплаве полупроводник-примесь при импульсном токовом воздействии и было показано, что для включений диаметр которых соответствует требованию:

$$\ell >> \sqrt{\frac{D\tau}{\pi}}$$
, (6)

где τ -длительность импульса тока, существенным при миграции оказывается только вклад теплоты Пельтье. Качественное экспериментальное подтверждение этого тезиса было проведено с использованием элементарных полупроводников p- и n-типов. При длительности импульса τ =150 мкс и амплитуде I=6·10³ А перемещение капель расплава AI, Ga, In осуществляется к аноду и определяется термоэлектрическими явлениями на межфазных границах. В стационарном режиме капли движутся к отрицательному электроду, что свидетельствует о доминирующей роли электропереноса [31].

образом при исследовании проблемы Таким контакта процессов И дефектообразования в бинарных и многослойных системах металлизаций, была термоэлектрических явлений, показана необходимость учета наряду С электропереносом. Такой анализ был проделан научной группой под руководством Д.К. Белащенко [45]. Ими была получена зависимость скорости миграции w от размера включения ℓ:

$$\frac{w}{j} = -D \frac{\frac{P_{LS}\ell}{2\lambda\delta} \frac{\partial C}{\partial T} + \frac{\rho_e eZ^* C}{kT}}{\frac{N_a}{V} (1 + \frac{D}{\beta\delta}) + \frac{DL\ell}{2\delta\lambda} \frac{\partial C}{\partial T}}$$
(7)

где P_{LS} - коэффициент Пельтье границы расплав-кристалл; V – удельный объем расплава; \overline{C} , D – равновесная концентрация и коэффициент диффузии молекул полупроводника в расплаве; N_A –число Авогадро; δ – толщина диффузионного слоя у межфазной границы; L – теплота перехода единицы объема твердой фазы в расплав; λ_e – коэффициент теплопроводности расплава, рассчитываемый, как правило, по закону Видемана-Франца. теплопроводность расплава. В случае если массоперенос определяется процессами растворения- кристаллизации (кинетический контроль $\beta \cdot \delta \ll D$) уравнение (7) можно преобразовать к виду:

$$\frac{w}{j} = -\frac{V\beta\overline{C}}{N_A} \left(\frac{\delta\rho eZ^*}{kT} + \frac{VP_{LS}L}{N_A 2\lambda kT^2} \cdot \ell \right)$$
(8)

При диффузионном контроле ($\beta \cdot \delta >> D$) уравнение (8) приводится к виду:

$$\frac{w}{j} = -\frac{VD\overline{C}}{N_A} \left(\frac{\rho eZ^*}{kT} + \frac{VP_{LS}L}{\delta N_A 2\lambda kT^2} \cdot \ell \right).$$
(9)

Уравнения (8-9) предсказывают линейную зависимость скорости миграции от размера включения, что и наблюдалось в работах [46,47] на системах GaAs-Zn, InAs-Zn, GaSb-Zn, Ge-Ga, Ge-Sb, Ge-Cu. Перемещение расплавленных включений в объеме, осуществлялось на системах AI-Si и Ag-Si [19], где были подтверждены основные теоретические закономерности [1,45].

Миграция расплава по поверхности полупроводников также весьма актуальна [30,48]. Явления, определяющие движущие силы при направленном перемещении по поверхности полупроводников те же, что и в объеме: теплота Пельтье [43,49] и электроперенос [31, 40,41].

Однако, несколько позже, в работах научной группы А.М. Орлова было показано [40,41], что рассматриваемые движущие силы (при отсутствии температурных градиентов) не исчерпывают все возможные механизмы поверхностного перемещения. Так, в работе [40] было предложено учесть влияние электрокапиллярных эффектов на поверхностный массоперенос, что было подтверждено экспериментальными ланными на ионных кристаллах германата висмута [41].

Исследование направленного массопереноса с участием жидкой фазы в полупроводниках проводилось, как правило, при непрерывном пропускании тока [4,9,50]. А между тем ряд исследований [30,31,32] указывают на возможность развития электромиграционных процессов с участием расплавленных зон не только в непрерывном, но и в импульсных режимах работы структур. Следует также отметить, что динамика расплавленных зон возможна и в условиях неоднородного распределения структурных дефектов кристалла таких как вакансии и дислокации. Поэтому далее будут детально рассмотрены вопросы движения расплавленных включений в поле структурной неоднородности.

Неоднородность кристаллов определяется как спецификой микросегрегации примеси в процессе роста в условиях нестационарной конвекции в расплаве, так и особенностями дислокационной структуры кристаллов, и внешними воздействиями.

Известно [39,44], что макроскопическое включение в кристалле может перемещаться как целое либо в поле градиента химического потенциала, поддерживаемого извне, либо под влиянием сил, внутренних по отношению к кристаллу. При этом, как правило, пренебрегается структурной неоднородностью кристалла. Очевидно, что это можно делать не всегда и часто движение макроскопических включений в неоднородных в кристаллах может явиться одним из механизмов релаксации его структурной неоднородности. В данном случае речь идет о структурной неоднородности в виде градиента дислокаций.

В работе [39] было рассмотрено макроскопическое включение, расположенное в матрице вдоль неоднородного распределения дислокаций. На диаметрально противоположных участках поверхности, ограничивающей включение радиуса *R*, плотность дислокаций отличается на величину $\Delta N_d = (dN_d/dx)2R$. Кроме того, характерный размер включения в направлении х существенно превосходит среднее расстояние между дислокациями, т. е. при 2R>> $N_d^{-1/2}$. Далее обсуждается именно этот случай. Рассматриваемая ситуация, может реализоваться в условиях, когда релаксационные процессы, обусловленные зависимостью химического потенциала от координаты, оказываются заторможенными и структура матрицы сохраняется заданной ее предысторией.

Известно [44], что различия в плотности дислокаций ΔN_d определяет изменение химических потенциалов атомов $\Delta \mu_k = \epsilon \cdot \omega_k \cdot \Delta N_d$, ϵ - энергия дислокации единичной длины, ω_k - атомный объем в твердой фазе. Величина $\Delta \mu_k = \epsilon \cdot \omega_k \cdot (\partial N_d / \partial x) \cdot 2R$ в обсуждаемом случае является движущей силой растворения вещества матрицы на «лобовой» и осаждения на «тыльной» поверхностях включения или, что то же, смещения включения как целого с некоторой скоростью w.

В работе [44] показано, что размерная зависимость скорости миграции расплавленной зоны в этом случае имеет вид:
$$v = \frac{\overline{\beta}cD_i}{cD_i + \overline{\beta}\omega_i kT2R} \left(\varepsilon \omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x} 2R - \Delta \mu^* \right)$$
(10)

где $\Delta \mu^* = \Delta \mu_p^* + \Delta \mu_0^*$; $\Delta \mu_p^*, \Delta \mu_0^*$ - скачки химического потенциала на растворяющейся и

растущей поверхностях включения; $\overline{\beta} = \frac{\beta_0 \beta_p}{\beta_0 + \beta_p}$; β_0, β_p - нормированные на kT

удельные потоки растворения и кристаллизации; D_i, ω_i, c - коэффициент диффузии, атомный объем и концентрация в объеме включения.

Из (10) следует, что при $a \omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x} 2R \leq \frac{\Delta \mu^*}{a \omega_k}$ включение двигаться не будет. Кроме

того, оценки этого механизма показывают, что смещаться будут только те включения, у которых плотность дислокаций на лобовой и тыльной поверхностях отличается на величину $\Delta N_d \sim 10^8$ см⁻².

Анализ уравнения (10) в предельных случаях диффузионного ($_{cD_i} << \overline{\beta} \omega_i kT2R$) или кинетического ($cD_i >> \beta \omega_i kT2R$) процессов приводит к следующему. В случае, когда процесс миграции лимитируется диффузией уравнение 10 имеет вид:

$$w = \frac{cD_i\omega_k}{\omega_k kT} \left(\omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x} - \frac{\Delta \mu^*}{2R} \right).$$
(11)

Когда узким звеном миграции являются процессы растворения-кристаллизации на межфазной границе уравнение выглядит следующим образом:

$$w = \overline{\beta} \omega_k \left(s \omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x} 2R - \Delta \mu^* \right).$$
(12)

Из анализа уравнений (10)-(12) следует, что при движении включений в

диффузионном режиме скорость крупных включений $\left(2R >> \frac{\Delta \mu^*}{\omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x}}\right)$ оказывается не

зависящей от их размера. Более мелкие включения $\left(2R \sim \frac{\Delta \mu^*}{\omega_k \frac{\partial N_d}{\partial x_k}}\right)$ движутся со

скоростью, убывающей с уменьшением размера включений.

Экспериментальная проверка данного подхода осуществлялась авторами на монокристаллах NaCl [39] и на монокристаллах кремния [19].

Таким образом, из рассмотренных механизмов миграции расплавленных зон следует, что наиболее удобным способом управлять динамикой расплавленных зон является электрический ток. Это связано и с направлением движения зон (как правило, вытесняются вдоль силовых линий электрического поля), и с управлением их скоростью.

Следует подчеркнуть, что миграционные процессы с участием расплавленных зон происходят при участии большого числа структурных дефектов в кристаллах. Структурные неоднородности зачастую сами могут служить движущими силами процесса миграции. К сожалению, информации по этой тематике крайне мало, хотя структурные неоднородности играют в полупроводниковой электронике очень важную роль и сопровождают практически все технологические операции при производстве полупроводниковых приборов [44].

Описание проблемы контактных явлений на межфазных границах будет неполным без освещения контактного плавления в тонкопленочных системах с учетом фазовых превращений на межфазной границе полупроводник-металл.

В меньшей степени процессы КП изучены в многослойных тонкопленочных системах несмотря на то, что технологии получения таких систем, в том числе в наноразмерной области, хорошо отработаны и апробированы. Исследованы также закономерности кинетики роста жидкой зоны, диффузионные процессы в расплавах, поверхностные явления на границе твердое тело-жидкость. Используемые экспериментальные методики исследования КП осуществляются, как правило, в стационарном [16,17], нестационарном [18, 19], конвективном [20,21], а также диффузионно-кинетическом [22,23,24] режимах. Рассмотрим более подробно данные механизмы КП и начнем с диффузионного механизма.

Рассмотрим это на примере многослойных тонкопленочных систем Al-Me-Si, где Ме – представляет собой тонкую пленку толщиной не более 100 мкм.

Особенности процессов контактного плавления применительно к тонкопленочным системам Al-Me-Si с различными подслоями для прямоугольного импульса тока были рассмотрены ранее [19]. Нами была предложена методика оценки коэффициентов многофазной диффузии компонентов в процессе прохождения импульса тока.

Так, были получены температурные зависимости коэффициента многофазной диффузии D_/[19]:

$$D_{\ell} = D_o \exp\left(-\frac{E_a}{RT}\right),\tag{13}$$

где E_a энергия активации (кДж/моль), D₀-предэкспоненциальный множитель(м²/с). Погрешность при измерении *D*₁ не превышала 60%, а температуры – 20%. Полученные результаты для систем с подслоями Ni, Ti, Si [19] имеют хорошее согласование.

Изучение многослойных тонкопленочных систем AI-Me-Si в импульсном режиме позволило фиксировать массоперенос вещества в процессе импульсных токовых воздействий различной электрической мощности [19]. Пример таких систем показан на рисунке 2:



В приведенных ранее данных [19] механизм КП был доказан и предложены методики по регистрации КП в вышеописанных системах.

Поскольку процесс оплавления и кристаллизации происходит в нестационарном режиме за десятки микросекунд, то в условиях быстрой кристаллизации включения кремния в алюминии имеют неоднородный характер (рисунок 3).



Рисунок 3 - РЭМ-изображение участков тестовых структур: а– структура Al-Si; б – структура Al-SiO₂-Si.

Электронная микроскопия подтвердила фазообразование на межфазной границе Al-Si (а, рисунок 3) и отсутствие механизма КП в структуре Al-SiO₂-Si (рисунок 3, б).

В работах [19, 28] установлено, что развитие процессов КП может происходить при нагреве тонкопленочных систем импульсом тока с энергией до 250 мДж и длительностью 50...1000 мкс. Детально фазовые превращения рассмотрим на структуре AI-Me-Si при пропускании импульса тока прямоугольной формы различной амплитуды при длительности импульса тi=500 мкс (рисунок 4):



Рисунок 4 - Вид осциллограмм включения U(t) при прохождении одиночного импульса тока через алюминиевую дорожку металлизации, лежащую на Ме. Длительность импульса т=500 мкс, амплитуда j =5,8 · 10¹⁰ A/м². Зона т – время контактного плавления.

a

б

Процесс КП (зона т на рисунке 4) характеризуется образованием упругодеформированного состояния и термоупругих контактных напряжений. Данные напряжения могут быть рассчитаны с использованием современных программных средств.

Контактные напряжения, рассчитанные в ходе работы в программном комплексе Ansys представлены на рисунке 5:



Рисунок 5 - Контактные напряжения на границе Al-Si (1) и Cu-Si (2) в процессе КП. Толщина алюминиевой пленки и пленки меди _ 3 мкм, длина и ширина – 5 мм и 50 мкм соответственно; толщина кремниевой подложки – 1 мм.

Полученные численные значения контактных напряжений для исследуемой структуры с заданными геометрическими параметрами лежат в интервале 7-17 МПа. Отличие в численных значениях касательных напряжений для системы, включающей в себя AI, AI2O3 и Si приводит к образованию упругодеформированного состояния, приводящего к образованию точечных и линейных дефектов, а также образованию трещин.

Таблица 2 - Значения направленного теплового потока на межфазной границе.

Минимум	Максимум	Среднее значение
[W/m²]	[W/m²]	[Ŵ/m²]
-4,5821e+006	4,5821e+006	1,4946e-012

По результатам анализа были получены максимальный, минимальный и средний значения направленного теплового потока, представленные в таблице 2.

Таким образом, в работе были проведен анализ контактного плавления в многослойных тонкопленочных структурах и анализ напряженно-деформированного состояния приконтактной области полупроводника при электростимулированном КП.

На примере КП в многослойных тонкопленочных системах Al-Me-Si определены характерные время и механизмы образования КП.

Используя методы МКЭ обнаружено, что в контактной области возникают значительные механические напряжения, которые могут приводить к образованию трещин и дефектов в данной области.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ 18-29-27005.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ройзин Н.М., Моставлянский Н.С. Исследование физических процессов в мощных транзисторах, определяющих их надежность в импульсных режимах. //Полупроводниковые приборы и их применение. Вып. 10. М.: Сов. Радио. 1963. С. 131-166.

2. Саратовкин Д.Д., Савинцев П.А. Образование жидкой фазы в месте контакта двух кристаллов, составляющих эвтектическую пару. // Докл. АН СССР, 1941. Т. 33. № 4. С. 303-304.

3. Саратовкин Д.Д., Савинцев П.А. Эффект контактного плавления как причина низкоплавкости эвтектик. // Докл. АН СССР, 1947. Т. 58. № 9. С. 1943-1944.

4. Савинцев П.А. К вопросу о контактном плавлении веществ, дающих эвтектики. // Изв. ТПИ, 1951. Т. 68. Вып. 1. С. 190-193.

5. Савинцев П.А., Исаков Ж.А., Зильберман П.Ф. Контактное плавление ионных кристаллов. // Укр. Хим. Журнал, 1980. Т. 46. № 7. С. 716-720.

6. Савинцев П.А., Корендясев М.И. О контактном плавлении льдосолевых систем. // Изв. ВУЗов СССР Физика, 1959. № 4. С. 169-170.

7. Берзина И.Г., Савинцев П.А. Контактное плавление щелочно-галоидных солей с тугоплавкими соединениями. // Изв. ВУЗов СССР Физика, 1965. №1. С. 77-79.

8. Ахкубеков А.А., Орквасов Т.А., Созаев В.А. Контактное плавление металлов и наноструктур на их основе. М.:ФИЗМАТЛИТ. 2008. 152 с.

9. Bowden F.P., Persson P.A. Deformation heating and melting of solids in high-speed friction. //Proc Roy. Soc. 1961. Vol. A260. P. 433-451.

10. Bowden F.P. Thomas F.R.S. and P.H. The Surface temperature of sliding solids. //Proc Roy Soc. 1954. Vol. A233. P. 29-40.

11. Dachille F, Roy R. High-pressure phase transformations in laboratory mechanical mixers. // Nature. 1960. Vol. 186. P. 39-71.

12. Гуров К.П., Карташкин Б.А., Угасте Ю.Э. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах. М.: Наука, 1981. 350 с.

13. Савинцев П.А., Вяткина А.В. Скорость контактного плавления // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 1959. № 11. С. 89-92.

14. Савицкая Л.К. Расчет скорости контактного плавления в эвтектических системах. // Изв. ВУЗов Физика, 1962. №6. С.132-138.

15. Савинцев П.А., Аверичева В.Е., Костюкевич М.В. О скорости контактного плавления щелочного галоидных кристаллов. // Изв. ВУЗов Физика, 1960. №4. С.107-109.

16. Гетажеев К.А., Оганов А.Е., Савинцев П.А. К вопросу о контактном плавлении кристаллов в стационарном режиме. // Электронная техника, серия «Технология и организация производства», 1970. № 1. С. 20-25.

17. Темкин Д.Е. Кинетика процесса контактного плавления в стационарном режиме. // Изв. АН СССР. Металлы, 1967. №3. С.219-225.

. 18. Вершок Б.А., Новосадов В.С. Расчет нестационарной кинетики процесса контактного плавления. // ФизХОМ, 1974. № 2. С. 61-65.

19. Contact melting of aluminum-silicon structures under conditions of thermal schock. A.A. Skvortsov, S.M. Zuev, M.V. Koryachko. Key Engineering Materials, 2018, 771, p. 118-123. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.771.118.

20. Zhao Y. S, Chen W.Z., Sun F.R., Chen Z.Y. Analysis of contact melting driven by surface heat flux around a cylinder. //Journal of Thermal Science. Vol. 17. № 1, 2008, P.64-68.

21. Dominic Groulx, Marcel Lacroix. Effects of convection and inertia on close contact melting. //International Journal of Thermal Sciences. Vol. 42. Issue 12. December 2003, P. 1073-1080.

22. Нилова Н.Н., Бартенев Г.М., Матвеев Ю.Е. Исследование контактного плавления в системе галлий-цинк. // Докл. АН СССР, 1968. Т. 80. № 2. С. 394-397.

23. Гегузин Я.Е., Дзюба А.С. Кинетика контактного плавления в эвтектических системах Bi-Cd и Bi-Sn. // Металлофизика, 1980. Т. 2. № 1. С. 105-108.

24. Хайрулаев М.Р. Диффузионный механизм контактного плавления.// Расплавы, 2009, вып.2, С.68-73.

25. Залкин В.М. О двух теориях начальной стадии контактного плавления. //Расплавы, 2004. №2. с. 93-95.

26. Белоусов О.К. О природе энтальпии плавления металлов. //Металлы. 1993. №3. С.29-34.

27. Майборода В.П. Структура алюминия вблизи температуры плавления. //Металлы. 1993. №3. С.43-45.

28. Орлов А.М., Скворцов А.А., Костишко Б.М. Массоперенос серебра в германии с участием жидкой фазы. //Известия РАН. Теплофизика высоких температур. 1997. Т.35.№3.С.404-407.

29. Лозовский В.Н. Зонная плавка с градиентом температуры. – М.: Металлургия, 1972. 240 с.

30. Степанов Г.В., Шевченко О.Ф., Мукаилов Н.С. Исследование массопереноса материала электродов по поверхности кремния и в объеме двуокиси кремния//Поверхность. Физика, химия, механика. 1983. №4. С. 79-81.

31. Ларионов И.Н., Ройзин Н.М., Ногин В.М., Аврасин Э.Т. О направлении перемещения расплавленного металла по поверхности германия и кремния под действием электрического тока. //Физика и техника полупроводников. 1967. Т.1. №9. С.1414-1420.

32. Lloyd I.R. Elektromigration failure. //J. Phys. 1991. V.69. №11. P. 7601-7604.

33. Cenut M., Li Z., Baner C.L., Mahajan S., Tang P.F., Milnes A.G. Characterisation of the early steges of electromigracion at grain boundary triple junctions. //Appl. Phys. Lett. 1991. №21. P. 2354-2356.

34. Shingubara Sh., Kaneko H., Saitoh M. Elektromigracion-inducied abrupt changes in electrical resistance associated with vjid dynamics in aluminium interconnections. //J. Appl. Phys. 1991. №1. P. 207-212.

35. Oates A.S. Elektromigracion in multilayer metallizacion. Drift-Controlled degradation and the electromigracion threshold of Al-Si-Cu/TiN_xO_y /TiSi₂ contacts. //J. Appl. Phys. 1991. №10. Pt.1, p.5369-5373.

36. Lytle S.A., Oates A.S. The effect of stress-inducid voiding on electromigracion. //J. Appl. Phys. 1992. №1. P.174-179.

37. Глазов В.М., Земсков В.С. Физико-химические основы легирования полупроводников. //М.: Наука. 1967. 371 с.

38. Rodbell K.P., Shotynsky S.R. Electromigracion in Sputtered Al-Si thin films. //Thin Solid Films. 1983. V. 108. P.95-102.

39. Дзюба А.С. Движение макроскопического включения в поле структурной неоднородности в кристалле. //ФТТ. 1977. Т.19. №1. С.78-82.

40. Орлов А.М., Белащенко Д.К., Оборин Л.А. Поверхностный массоперенос с участием жидкой фазы. //Изв. АН. СССР. Неорган. Материалы. 1989. Т. 25. №2. С. 851-854.

41. Орлов А.М., Белащенко Д.К., Шиманский А.Ф., Оборин Л.А. Особенности миграции жидких капель на поверхности ионного кристалла в электрическом поле. //Изв. АН. СССР. Неорган. материалы. 1989. Т. 25. №3. С. 437-439.

42. Anthoni T.R., Cline H.E. Random walk of liquid droplets migrating in silicon. //J. Appl. Phys. 1976. V.47. № 6. P. 2316-2323.

43. Васильев Н.И., Гугучкин В.В., Нигматуллин Б.И. Взаимодействие капель жидкости с нагретой поверхностью. // Теплофизика высоких температур. 1993. Т. 31. № 5. С. 801-807.

44. Гегузин Я.Е., Кривоглаз М.А. Движение макроскопических включений в твердых телах. //М.: Металлургия. 1971. 344 с.

45. Белащенко Д.К., Орлов А.М., Пархоменко В.И. Миграция жидких включений в монокристаллах А₃В₅. //Изв. АН. СССР. Неорганические материалы. 1975. Т.11. № 10. С. 1728-1731.

46. Орлов А.М. Механизм вытеснения расплавленных зон током из объема монокристаллической матрицы. //Электроперенос и его приложения. Новосибирск. Наука. 1982. С. 129-132.

47. Орлов А.М., Аникина В.И., Белащенко Д.К. Миграция расплавленных включений фаз системы Ge-Ga в монокристаллическом германии. //Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1983. Т. 19. № 8. С. 1237-1240.

48. Ho Mon-Shu, Hwang Ing-Shouh, Tsong Tien T. Direct observation of electromigration of Si magic clusters on Si(111) surfaces. //Phys. Rev. Lett. 2000. V.84. №25, 5792-5795.

49. Nowok G. Analysis of atomic diffusion in liguid metals at melting temperatures in capillary - like media. //Acta met. et mater. 1994. №12. P.4025-4028.

50. English A.T., Kinsbron E. Electromigration transport mobility associated with pulsed direct current in fine-grained evaporated AI-0.5%Cu thin films. //J. Appl. Phys. 1983. №1. P. 275-280.

Глава 22. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ

Коржов В.П.

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

Введение. Способы получения сверхпроводящих материалов

История технического использования явления сверхпроводимости насчитывает немногим более полувека. В настоящее время ее устройства внедряются в практику и стали предметом интереса большого круга не только ученых, но и инженернотехнических работников различных отраслей промышленности в развитых и развивающихся странах. Этому способствовали успехи в криогенной технике и создании сверхпроводящих материалов, способных быть в сверхпроводящем состоянии в магнитных полях выше 10 *T* и пропускать электрический ток плотностью более 10⁵ *А/см*². Открылась возможность использовать явление сверхпроводимости в создании сверхпроводящих магнитных систем и соленоидов различного назначения для получения сильных магнитных полей.

Интема уже в 1955 году [1], используя холоднодеформированный ниобий, первым изготовил сверхпроводящий соленоид, магнитное поле которого при 4,2 К достигало 0,7 *Т*. Аналогичный соленоид, но с полем, равным уже 1 *T*, был создан Аутлером [2]. Кунцлер с сотрудниками в соленоиде из (Мо–Re)-проволоки получил магнитное поле 1,5 *T* [3].

Максимально достижимое магнитное поле внутри соленоида определяется верхним критическим полем H_{c2} материала, из которого выполнена обмотка соленоида. Использование в качестве материала для обмоток (Nb–Zr)- и позднее (Nb–Ti)-сплавов позволило повысить магнитные поля соленоидов до 6–10 *T*. Получить поля выше, используя деформируемые сплавы, невозможно, так как H_{c2} сплавов системы Nb–Ti не превышает 12, а для Nb–Zr – 7 *T* [4]. Правда, в Физико-техническом институте Академии наук Украины был изготовлен соленоид из проволоки сплава Nb–60%Ti с магнитным полем 12,2 *T* в рабочем отверстии 12 *мм*, но при T = 2 K [5].

Превысить рубеж 10 *T* позволило использование соединения Nb₃Sn c H_{c2}, равным 22 *T* при 4,2 K [4]. Первые три магнита, выполненные из станнида ниобия, создавали магнитные поля 2, 4 и 7 *T* [6], но уже через два года в соленоиде из Nb₃Sn было получено значение напряженности магнитного поля в 10,1 *T* [7]. Следом в СССР из станнида ниобия был изготовлен магнит с полем 10,4 *T* [8]. В США долгое время выпускались малые сверхпроводящие магниты с напряженностью магнитного поля 15 *T* [9]. В последующие годы в Японии велись исследования по разработке сверхпроводящего материала на основе соединения V₃Ga, токовые характеристики которого в полях больше 12–13 *T* лучше, чем у Nb₃Sn [10, 11]. Предполагалось конструирование из лент V₃Ga соленоидов малых размеров, способных создавать магнитные поля до 18 *T* [12, 13].

В 1967 году Маттиасом с сотрудниками [14] было открыто соединение, близкое по составу к Nb₃Al_{0,8}Ge_{0,2}, с критической температурой 20,05 К и H_{c2}, равным 42 *T* при 4,2 К и 20 *T* – при 14 К [15]. Практическое применение данного материала в случае разработки технологии изготовления проволоки или ленты должно было оказаться эффективнее, чем использование Nb₃Sn и V₃Ga, особенно в связи с возможностью работать с жидким водородом. Велико критическое магнитное поле и у другого соединения A-15 – Nb₃Al (32 *T* при 4,2 К [16]).

Основным недостатком всех упомянутых сверхпроводящих интерметаллидов является их чрезвычайная хрупкость. Из них нельзя, пользуясь обычными методами обработки металлов давлением (прокаткой, волочением), изготовить ленту и проволоку тонкого сечения. Поэтому, если речь идет о применении этих соединений для обмоток соленоидов, то их получают методами, которые предусматривают образование интерметаллида в виде тонкого слоя на гибкой металлической подложке или внутри гибкого металлического проводника в виде проволоки или ленты. Кратко представим известные в литературе способы приготовления проводников на основе сверхпроводящих соединений.

Придерживаясь истории вопроса, первым нужно назвать «метод Кунцлера» [17] для получения сверхпроводящей проволоки с сердцевиной из Nb₃Sn. Авторская схема метода заключалась в заполнении Nb-трубки смесью порошков ниобия и олова, волочении ее до диаметра ~0,4 *мм*, намотке соленоида и отжига уже готового изделия, в процессе которого в середине проволоки образовывалось соединение Nb₃Sn. Лучший результат был после отжига при 970°C в течение 16 *ч*: критическая температура T_c равнялась 17,8 К и критическая плотность тока j_c = 1,5·10⁵ *A/cm*² при 4,2 К в магнитном поле 8,8 *T* [18]. Смотать провод обратно не представлялось возможным из-за его хрупкости.

По несколько измененным схемам этого метода получали провода из соединений V₃Ga, V₃Si и Nb₃Al. Несложный в исполнении «метод Кунцлера» имел два недостатка: термическая обработка могла проводиться только уже готового соленоида, и длина получаемого провода не может быть достаточно большой, так как ограничена объемом заготовки.

Определенным успехом пользовался газотранспортный метод получения покрытий из соединений A-15, разработанный Ханаком с сотрудниками [19]. Исходный порошок Nb₃Sn, приготовленный металлокерамическим способом сначала хлорировали, затем хлориды NbCl₄, SnCl₂ и пары HCl, попадая в реакционную камеру, одновременно восстанавливались водородом на Nb-подложке с образованием Nb₃Sn. По более совершенному варианту технологии предусматривалось осаждение соединения на подложку из нержавеющей стали [20]. Ленту, получаемую по этой технологии, долгое время выпускала фирма RCA.

Диффузионный способ получения соединений А-15 впервые был описан Н.Е. Алексеевским и Н.Н. Михайловым [21] на примере Nb₃Sn. Для получения слоя Nb₃Sn авторы использовали луженую Nb-проволоку. По аналогичной методике Мартином с сотрудниками [7] смогли изготовить проводник, из которого был впервые выполнен сверхпроводящий соленоид с напряженностью магнитного поля 10,1 *T* при температуре 1,8 К. Проволоку из Nb диаметром 0,7 *мм* покрывали оловом, затем керамической изоляцией. Отжиг для образования Nb₃Sn проводили при 950°C снова после намотки соленоида. Ток в соленоиде при максимальном магнитном поле равнялся 266 *А*. В лабораторных условиях этим способом получали проводники практически из всех соединений А-15 с высокими температурами перехода в сверхпроводящее состояние: V₃Ga и V₃Si, Nb₃Al, Nb₃Ga и даже Nb₃(Al,Ge).

Фирма «Дженерал Электрик» в течение нескольких лет выпускала многожильный кабель из Nb₃Sn двух модификаций: Cryostand-7 и Cryostand-49, в которых вместо Nbпроволок использовали проволоку из сплава Nb–1%Zr диаметром 76 *мкм* в количестве соответственно 7 и 49 штук. Результаты испытаний соленоидов, выполненных из такого провода, а затем отожженных по режиму: 500°C, 1 4 + 950°C, 4 4, показали хорошие результаты. В поле 10 T критический ток соленоидов из 7- и 49-жильного провода составил 50 и 250 A [22].

В отдельный способ можно выделить получение достаточно длинных отрезков ленты из Nb₃Sn, основанное на методе порошковой металлургии [23, 24]. Способ состоял из следующих последовательных стадий: прессования из порошков ниобия стержней, спекания их при 2300°C в течение 12 *мин*, пропитки стержней оловом при 750°C (достаточно было 30 *с*), волочения пропитанного прутка в Си-оболочке до проволоки диаметром 0,6 *мм* и термообработки ее при 950°C в течение 2 *мин*. Получалась проволока, содержащая волокна Nb₃Sn в Nb-матрице. Критическая плотность тока проволоки равнялась ~10⁵ *A/см*² в поле 10 *T*.

«Бронзовая технология» или метод твердофазной диффузии

Прорыв в изготовлении сверхпроводящих материалов из соединений с высокими критическими температурами типа Nb₃Sn сделала, так называемая, «бронзовая технология». Суть метода заключается в твердофазной диффузии олова, галлия или кремния из бронзы в ниобий или ванадий. Обычно предметом исследования была

многожильная проволока и, в меньшей степени, лента. Начиналась эта технология с изготовления проводов из Nb₃Sn и V₃Ga [25, 26]. В цилиндрической матрице из оловянной или галлиевой бронзы (сплавы меди с 9–10%Sn и ~15%Ga соответственно) сверлили отверстия, в которые вставляли ниобиевые или ванадиевые стержни. Такую сборку подвергали прессованию и волочению до нужного диаметра. Затем проволоку отжигали для образования на границе ниобий или ванадия с бронзами диффузионных слоев Nb₃Sn и V₃Ga.

Описанная технология нехороша тем, что волочение матрицы затруднено из-за способности бронз быстро наклепываться и, поэтому, в процессе волочения требовалось проводить промежуточные отжиги. Напрашивался несколько другой способ, не требующий промежуточных отжигов. Отличие состояло в том, что волочению подвергался композит Cu/Nb. На конечном диаметре проволоку покрывали, например, оловом при 350°C и затем отжигали в вакууме при 650–800°C различное время. Критическая плотность тока j_c в расчете на толщину слоя фазы A-15 равнялась 7,5·10⁵ A/cm^2 , но критическая температура T_c , например, Nb₃Sn не поднималась выше 17,5 К.

Однако при любом из описанных вариантов предельные допустимые радиусы изгиба композитных проводов диаметрами 0,2 и 0,5 *мм* были не меньше 125 и 300 *мм* соответственно [27]. Большой радиус изгиба без деградации критического тока является основным недостатком метода твердофазной диффузии. Несмотря на это метод был взят за основу технологии получения многожильных проводов из Nb₃Sn в промышленных масштабах.

В Институте физики твердого тела РАН были проведены исследования провода из Nb₃Sn обратной конструкции: ниобий был матрицей, материалом жил – бронза Cu–10 мас.%Sn [28] (рис. 1). Образцы такого кабеля диаметром 0,5 *мм*, содержащего 13 бронзовых жил, имели критический ток I_c, равный 25–30 *А* в магнитном поле 5 *T*.



Рисунок 1 - Микроструктура поперечного сечения Nb₃Sn-провода, состоящего из Nb-матрицы и 13-ти (Cu–Sn)-жил в Cu-оболочке

Исследования показали, что I_c не уменьшался при изгибе провода по радиусу 11 *мм*! Кроме того j_c в слое Nb₃Sn при всех равных условиях была в 2–3 раза больше, чем j_c кабеля по «бронзовой технологии» с Nb-жилами. Последнее объясняется более мелким зерном фазы A-15 в проволоке с Nb-матрицей. Это связывали с различием в изменении свободной энергии системы Nb–Nb₃Sn, которое зависит от величины упругих искажений поверхности ниобия [28]. Для подтверждения этого были предприняты экспериментальные исследования на композитах двух видов (рис. 2): в 1-м случае рост слоя Nb₃Sn, во 2-м случае *R* увеличивался. Так было потому, что рост слоя Nb₃Sn происходит за счет диффузии олова в направлении от Cu–Sn к Nb. Путем различной выдержки достигалась различная толщина слоя Nb₃Sn s_β.



Рисунок 2 - Композиты 2-х видов: I – (Cu–Sn)-матрица, Nb-жилы; II – Nb-матрица, (Cu–Sn)-жилы

Рисунок 3 - Зависимость критической плотности тока j_c от толщины слоя Nb₃Sn в проводах с жилами в количестве 13 *шт.* из ниобия (I) и Sn-бронзы (II) в магнитном поле H = 5 T при 4,2 K и транспортном токе I \perp H

Теоретические предпосылки постановки такой задачи заключались в следующем. Образование зародышей новой фазы на границе раздела двух фаз можно рассматривать с помощью соотношений, используемых при описании фазовых превращений [29]. Изменение свободной энергии системы *ДG*, связанное с образованием зародышей новой фазы, может быть записано в виде выражения

$$\Delta G = a\sigma i^{2/3} + bi(\Delta G_v + E)$$

где *а* и *b* – члены, зависящие от формы и плотности зародышей, *i* – число молекул в зародыше, σ – поверхностное натяжение на границе зародыш-матрица, ΔG_v – изменение объемной свободной энергии, связанное с образованием новых химических связей, *E* – упругая энергия системы, связанная с изменением удельных объемов при образовании зародышей новой фазы. Наличие поверхности раздела между зародышем и матрицей и упругих искажений приводит к увеличению свободной энергии системы *G* (ΔG_v всегда < 0) и для некоторого размера зародыша, называемого критическим, это увеличение максимально. Зародыши размером меньше критического, как правило, исчезают, а бо́льших размеров продолжают расти. Таким образом, число зародышей в единице объема тем больше и, значит, тем меньше зерна, чем меньше σ на границе зародыш-матрица и меньше *E*.

Образование Nb₃Sn всегда сопровождается уменьшением объема и, следовательно, возникновением упругих сжимающих напряжений в ниобии и растягивающих – в Nb₃Sn. В композите I по мере роста слоя s_{β} упругая энергия системы Nb–Nb₃Sn с каждым последующим промежутком времени оказывается все больше, а в композите II – меньше ($E \sim 1/R$). Отсюда следует, что в 2-м композите число зародышей фазы Nb₃Sn больше, размер зерна меньше и критическая плотность тока j_c больше, чем в 1-м композите (рис. 3). Экспериментальные данные показали, что при $s_{\beta} \sim 2 \ MKM \ j_{cl} \sim 3.5 \cdot 10^5 \ A/cm^2$, $j_{cll} = (6.5-9) \cdot 10^5 \ A/cm^2$.

Метод совместной деформации разнородных материалов для сверхпроводящего соединения типа А-15. От лабораторной технологии до длинномерных многослойных отрезков ленты из Nb₃AI

От английского ученого М. Вильямса берет начало метод получения сверхпроводящих материалов, основанный на прокатке компонентов сверхпроводящих соединений [30]. Им было приведено четыре разновидности метода, следуя которым на конечном этапе получались лента или кабель. Их нагревали до температур образования соответствующего сверхпроводящего соединения. Например, для Nb₃Al – до 1200–1600°C.

В работе [31] описан способ изготовления сверхпроводящего материала из Nb₃Sn. Пакет, собранный из тонких фольг меди, ниобия и олова в такой последовательности Cu/Nb/Sn/Nb/Sn/Nb/Cu, прокатывали при комнатной температуре и потом отжигали в вакууме при 800–1050°C.

А.М. Целиков и В.Н. Сумароков [32] разрабатывали способ получения сверхпроводящего ленточного материала, на начальном этапе которого на фольги тугоплавкого металла напыляли олово, алюминий или галлий, и уже из таких отрезков лент формировался пакет для прокатки. На наружные поверхности пакетов предполагалось класть пластины из меди. Однако метод так и не был доведен до положительного результата.

Значительно дальше продвинулись изыскания по получению гибких лент из Nb₃Sn и Nb₃Al_{0,8}Ge_{0,2} в работах [33, 34], приготовленных прокаткой пакетов из чередующихся фольг (до 150 слоев) разнородных металлов с последующим диффузионным отжигом. Снаружи ленты были покрыты медью, которую с лент Nb/AIGe перед термической обработкой стравливали. Образцы ленты Nb₃Sn имели ширину 3 *мм*. После отжига по оптимальному режиму (800°C, 1 ч) их критическая температура $T_c = 18,0$ K и $j_c = 3 \cdot 10^5$ *A/см*² в поперечном поле 2,3 *T*. Для лент из Nb₃Al_{0,8}Ge_{0,2} максимальное значение T_c составило 19,2 K. Но критическая плотность тока j_c имела крайне низкое значение $4 \cdot 10^2$ *A/см*² при 2,4 *T* после термической обработки по режиму 1600°C, 1 *мин* + 760°C, 2 ч.

Описан способ получения многослойной ленты Nb₃AI [35], который заключался в прессовании заготовки, состоящей из медного «стакана» с навитыми на Cu-стержень лентами из алюминия, волочения полученного прутка до проволоки 0,2 *мм* и термообработки при температурах в интервале 750–950°C в течение от 30 *мин* до 16 *ч*. Максимальное значение критической плотности тока равнялось 1,8·10⁵ *A/см*² при 6,4 *T*. Но T_c не превышала 15,6 К. Причина заключалась в низкой температуре отжига, вследствие присутствия меди в объеме проволоки.

В ИФТТ РАН в 1971 году [36] начались работы по использованию метода совместной деформации для лент на основе соединений Nb₃Al и Nb₃(Al,Ge). Для получения монолитной композитной заготовки на самой начальной стадии исследований использовалась деформация прокаткой пакетов, составленных всего из 2-х пластин ниобия или сплава Nb–Zr и одной пластины алюминия или сплавов алюминия с 30–50 мас.%Ge (рис. 4). Прокатка пакетов осуществлялась на вакуумном прокатном стане конструкции Физико-технического института Украины [37]. Оптимальными условиями вакуумной прокатки были температура нагрева пакета 450–500°С с обжатием 15–25% за один проход и исходная толщина Al-фольги 0,5–0,8 *мм* при толщине Nb-пластин 1,5 *мм*. Для «схватывания» открывавшихся при прокатке ювенильных поверхностей алюминия и ниобия достаточно было одного прохода. Далее прокатка осуществлялась уже при комнатной температуре до толщины 50–60 *мкм*. Широкую ленту разрезали на узкие ленты толщиной 2 *мм* на дисковых ножницах.

Аналогичным способом получали образцы лент с соединениями Nb₃Sn, V₃Ga и V₃Si по «бронзовой технологии». Пакеты составлялись из пластин ниобия или ванадия, меди и соответствующих бронз (см. рис. 4, δ).





Результаты исследований зависимости микроструктуры и сверхпроводящих свойств от режимов получения лент представлены в немногочисленных источниках открытой печати 1970-х годов [38–41]. Сверхпроводящие параметры лент с соединениями Nb₃AI и Nb₃(AI,Ge), обработанных по оптимальным режимам, приведены в табл. 1.

Измерения I_с проводились в сверхпроводящем соленоиде при температуре 4,2 К.

Величину наклона (–dH_{c2}/dT)_{T=Tc} вычисляли по измерениям верхнего критического магнитного поля H_{c2} в криостате с промежуточными температурами. Экспериментально снимали зависимость H_{c2}(T) при температурах, близких к критической. Затем находили величину наклона (–dH_{c2}/dT)_{T=Tc} и по формуле

 $H_{c2}(0) = -0.69 \cdot T_c \cdot (-dH_{c2}/dT)_{T=Tc}$

находили величину H_{c2} при 0 К [42]. Тогда верхнее критическое магнитное поле H_{c2} при 4,2 К определяли, как:

$$H_{c2}(4,2 \text{ K}) = H_{c2}(0) \cdot [1 - (4,2/T_c)^2].$$

Таблица 1 - Сверхпроводящие параметры композитных лент из Nb₃Al и Nb₃(Al,Ge) шириной 2 *мм* и толщиной 50 *мкм*

Devre	ти		(–dH _{c2} /dT)	$H \perp I, H \parallel (ab), H = 5 T$	
Лента	I _с , К	⊓ _{с2} (4,2 К), <i>Т</i>	при T = T _c , <i>т/к</i>	I _с , <i>А/мм</i>	ј _с в слое
					АТ5, А/см ²
Nb/Al/Nb	18,0–18,5	30	2,4–2,6	7,5	3,0·10⁵
Nb/(Al–Cu)/Nb ¹	18,5–18,9	34–37	3,0	19,0	5,5·10 ⁵
Nb/(Al–Ge)/Nb	19,5–20,0	43	3,6–3,4	1,5	9,0·10 ⁴
(Nb–Zr)/Al/(Nb–Zr) ²	17,7	37	3,6	0,5–0,6	~2·10 ⁴
Nb/(Al–Zr)/Nb ³	18,5–18,9	44–45	3,5–3,7	~1	~2·10 ⁴

Примечание: H \perp I, H || (ab) – внешнее магнитное поле H перпендикулярно транспортному току в образце и параллельно плоскости прокатки ленты (ab). Значения критического тока I_c приведены на 1 *мм* ширины ленты. Сплавы: Al–12 мас.%Cu¹, Nb–2,5 мас.%Zr² и Al–3,3 мас.%Zr³.

обработка Термическая отрезков опытных ленты состояла ИЗ высокотемпературного нагрева (в. т. н.) и низкотемпературного отжига (н. т. о.). В. т. н. лент проводили в интервале 1300-2050°С в течение от нескольких секунд до 15 минут. Образцы ленты шириной 2 и длиной 100 мм нагревали прямым пропусканием электрического тока частотой 50 Гц в вакууме ~5·10⁻⁶ мм рт. ст. Выдержки продолжительностью до 20 с проводили с помощью реле времени. Температуру ленты контролировали по величине электрического тока. Для этого заранее в отдельном опыте снималась зависимость температуры ленты, аналогичной испытуемой, от величины тока с замером температуры по пирометру. Н. т. о. проводили в кварцевых ампулах при постоянной откачке в интервале от 600 до 1100°С.

Исследования микроструктуры диффузионных слоев показали, что их фазовый состав зависит от режимов в. т. н., а н. т. о. не изменял картину образовавшегося после него диффузионного слоя.

Фазовая структура слоев формировалась в процессе в. т. н. и зависела, от времени нагрева и объемного содержания алюминия в исходной ленте. Нагрев в течение 1 с при 1750°С приводил к образованию в диффузионном слое $\sigma(Nb_2AI)$ - и $\gamma(NbAI_3)$ -фаз (рис. 5,*a*). Соединение Nb₃AI (β-фаза) едва просматривалась в виде отдельных включений на границе σ -фазы и Nb (см. вставку). Увеличение времени и температуры нагрева изменяло структуру слоя, увеличивая толщину прослойки β-фазы (рис. 5,*б* и в). Наступал момент, когда β-фаза занимала весь объем диффузионного слоя (рис. 5,*c*). Дальнейшее увеличение времени нагрева вело к диффузии алюминия по всему сечению образца и, так как алюминия много меньше, чем ниобия, к образованию его α -твердого раствора в ниобии (рис. 5,*д*).







Рисунок 5 - Структура ленточных образцов из Nb/Al/Nb- (*a-∂*) and Nb/(Al–30Ge)/Nb-композитов (*e*) толщиной 50 *мкм*. В. т. н., °C: *a* – 7,4 об.%Аl при 1750, 1 *c*;

б – 7,4 об.%Аl при 1750, 5 с; в – 8,1 об.%Аl при 1850, 3 с; г – 4,7 об.%Аl при 1850, 5 с; ∂ – 4,7 об.%Al при 1850, 8 с; f – 7,4 vol.%(Al–30Ge) при 1850, 5 с

На рис. 5,е показана структура поперечного сечения ленты из Nb₃AlGe со слоем β-фазы, содержавшего остатки σ-фазы.

Н. т. отжиги не изменяли соотношение фаз в диффузионном слое. На рентгенограммах образцов с β-фазой, набор линий отвечал кубической решетке типа Cr₃Si с параметром *a* = 5,187 Å [43].

На рис. 6 представлены: максимально достижимая (при данной температуре в. т. н.) критическая температура начала перехода в сверхпроводящее состояние T_{cH} (*a*) и время нагрева $\tau_{Makc.}$, при котором она достигалась (*б*), от температуры в. т. н. На 1-й кривой имеется пологий максимум при 1850–1900°С, на 2-й – перегиб в интервале 1550–1750°С.



Рисунок 6 - Зависимость максимально достигнутой температуры начала перехода с сверхпроводящее состояние T_{сн} (*a*) и времени в. т. н. т_{макс.}, при котором она достигалась (*б*), от температуры в. т. н. нагрева. Н. т. о.: 800°С, 2 ч.

Об.%АІ в композитах Nb/AI: ▲ – 4,7; ○ – 5,6; ● – 7,4; △ –7,8; □ – 8,1

По истечению времени в. т. н. электрический ток отключался, и образец очень быстро охлаждался почти до комнатной температуры, что давало возможность фиксировать состав β -фазы все более близкий к стехиометрическому и повышать T_{cH} с увеличением температуры нагрева от 1400 до 1950°С. Так происходило вследствие сдвига области существования β -фазы на диаграмме состояния Nb–AI (рис. 7) в сторону увеличения содержания алюминия. Некоторое падение T_{cH} после 2050°С связано с попаданием в область выше линии перитектической реакции образования Nb₃AI. В таком случае β -фаза образовывалась в результате распада пересыщенного твердого раствора AI в Nb, а состав такой β -фазы всегда <25 ат.%AI.

Температурный интервал перегиба на кривой $\tau_{\text{макс.}}$ от температуры в. т. н., находящийся в интервале 1500–1700°С, совпадал с температурой плавления γ (NbAl₃)-фазы, которая по данным различных авторов [44–47] изменяется в пределах от 1550 до 1660°С. Это влияет на образовании Nb₃Al тем, что диффузия из жидкой фазы идет всегда быстрей, чем в твердой фазе. При температурах нагрева 1400–1500°С $\tau_{\text{макс.}} = 3-5$ *мин*, а при 1750°С и выше она уменьшается до 3–5 *с*.





Рисунок 8 -. Критический ток I_с в зависимости от температуры в. т. н. в лентах Nb/Al/Nb толщиной 50 *мкм* и шириной 2 *мм*. Режимы н. т. о.: 800 и 900°С, 2 *ч*

На рис. 8 показана зависимость критических токов I_с лент шириной 2 мм на

основе соединения Nb₃Al, построенная по многочисленным измерениям I_c образцов из большого числа ленточных партий, проводившихся в различное время. Максимум критических токов приходится на узкий интервал температур в. т. н. – 1700–1750°С и достигал 15 *A* (или 7,5 *A*/*мм* –ампер на 1 *мм* ширины ленты).

Зависимости токонесущих способностей слоев Nb₃AI и Nb₃AIGe, образовавшихся в лентах Nb/AI/Nb и Nb/AIGe/Nb, в зависимости от их толщины представлены на рис. 9.



Рисунок 9 - Зависимость критического тока I_c (*a*) и критической плотности тока j_c (*b*) от толщины слоя β-фазы в лентах Nb/Al/Nb (1) и Nb/AlGe/Nb (2) в магнитном поле 5 *T*

При рассмотрении зависимости критического тока I_c от толщины слоя β -фазы s_β можно было ожидать его монотонного увеличения. Однако измерения показали обратное. Критический ток быстро возрастал с ростом s_β лишь в узком интервале толщины слоя от 0,5 до 2 *мкм*, а затем так же быстро падал ниже первоначального уровня (см. рис. 9,*a*).

То есть, когда в диффузионном слое толщиной 2 *мкм* и меньше, наряду с β-фазой, присутствовали σ-фаза или σ- и γ-фазы, критический ток был значительно больше, чем в образцах с диффузионными слоями, полностью состоящими из β-фазы.

Критическая плотность тока j_c (рис. 9,*б*), как для Nb₃Al, так и для Nb₃(Al,Ge), рассчитанная на поперечное сечение β -слоя толщиной от 0,5 до 2 *мкм*, составляла (2–3)·10⁵ *A/см*² в магнитном поле 5 *T* при 4,2 К. Уменьшение j_c в образцах со значительно большими толщинами слоев Nb₃Al было следствием интенсивного роста размера зерен соединения с увеличением толщины слоя [41].

Металлографическое подтверждение продемонстрировано на примере лент из Nb₃(Al,Ge).



Рисунок 10 - Зависимость среднего размера зерна β-фазы в лентах Nb/Al30Ge/Nb от времени нагрева при 1800°С (*a*) и от температуры нагрева в течение 5 *c* (*b*)



Рисунок 11 - Микроструктура слоя β-фазы в ленте Nb/Al30Ge/Al после в. т. н. при at 1800°C в течение 10 *с* (*a*) и при 1900°C в течение 5 *с* (*b*). Н. т. о.: 800°C, 2 *ч*

В исследуемых лентах, претерпевших нагрев до высоких температур, средний размер зерна β -фазы D изменялся от 8 *мкм* после нагрева при 1800°C в течение 2 *с* (рис. 8,*a*) до 33 мкм после 5-секундного нагрева при температуре 1900°C (рис. 8,*б*). Поэтому увеличение критического тока, которое наблюдалось на начальной стадии образования соединения и объяснялось увеличением толщины его слоя s_β (см. рис. 9), не сопровождается увеличением плотности критического тока, поскольку при увеличении s_β очень быстро растет и размер зерна β -фазы. Это касается размера зерен в плоскости, параллельной плоскости поверхности ленты, Понятно, что размер зерна фазы в направлении, перпендикулярном плоскости, не может превышать толщину ее слоя.

Итак, здесь представлена лишь малая часть лабораторных испытаний сверхпроводящих лент из соединения Nb₃Al и Nb₃(Al,Ge). Основные исследования кинетики образования диффузионных слоев этих соединений, зависимости сверхпроводящих свойств ленточных образцов от технологических параметров достаточно полно изложены в работах [48, 49]. Были сделаны выводы о том, что технология с использованием прокатки в вакууме даже многослойных пакетов не сможет обеспечить получение длинномерных (хотя бы до 100 м) отрезков сверхпроводящей ленты. Кроме того, высокотемпературный нагрев ленты прямым пропусканием электрического тока не приемлем для длинномерной ленты. В связи с этим стали две разноплановые задачи: разработать технологию получения длинных сконструировать и испытать установку для отрезков (Nb–AI)-ленты И ee высокотемпературного нагрева в непрерывном режиме способом «на проход».

Сопоставление измерений I_c с металлографическими исследованиями привели к не утешительному выводу о том, что уменьшение критической плотности тока в слоях Nb₃AI и Nb₃AIGe является закономерным явлением, так как зерна соединений быстро прорастают на всю толщину слоя, а далее они растут только вдоль поверхности проводника. Это значительно уменьшало протяженность границ β -фазы и, поэтому, возможность сверхпроводящим вихрям закрепиться на них, кроме как на границах с несверхпроводящим ниобием, но которых в ленте было только две. В такой ситуации сложился теоретически обоснованный вариант получение многослойной Nb/AI-ленты, в которой основными центрами закрепления сверхпроводящих вихрей должны были быть границы между тонкими слоями Nb₃AI и несверхпроводящими уже в магнитных полях выше, чем ~0,2 *T*, тонкими слоями ниобия. Остановимся на основных этапах ее получения.

Сборка исходной заготовки. В самом начале пути вместо АІ-фольг было решено использовать фольги более прочного дюралюминия марки Д16, который содержал ~4 Си и ~1,5 мас.% Мд. Тонкие фольги ниобия и дюралюминия (толщина Nb-фольги не менее, чем в 2 раза больше толщины Д16) складывали вместе, плотно наматывали на Nb-стержень диаметром 10 *мм* до диаметра ~40 *мм*. Скрутку закладывали в толстостенную Nb-трубу, а все это – в Сu-стакан с наружным диаметром, равным 74 *мм*, и толстым дном. Сверху стакан плотно закрывался Cu-крышкой. Намотку осуществляли с помощью разработанного и изготовленного устройства, оснащенного прижимными роликами и противовесами для создания и передачи достаточного

усилия на скрутку при намотке. Высота заготовки ~100 *мм*. Перед сборкой Nb-фольгу подвергали рекристаллизационному отжигу, а фольги дюралюминия – закалке. Поверхности всех собираемых элементов подвергались очистке.

Экструзия. Ее проводили на прессе усилием 630 *Т* в контейнере внутренним диаметром 75 *мм* через матрицу с каналом диаметром 30 *мм*. Температура контейнера поддерживалась, равной ~400°C. Заготовку перед экструзией нагревали до 200°C в печи сопротивления на воздухе. Изготавливали также заготовки диаметром 89 *мм* (при этом размеры Сu-стакана и Nb-трубы были несколько другими). Экструзию такой заготовки проводили в два этапа: сначала в контейнере с внутренним диаметром 90 до диаметра 50 *мм*, затем – с Ø50 до прутков Ø20 *мм* (рис. 12).



Рисунок 12 - Макроструктура сечения прутка диаметром ~10 *мм*, полученного экструзией заготовки с начальным диаметром 89 *мм*



Прокатка. Полученные прутки прокатывали вначале на 2-валковом, затем на 4валковом прокатном стане до ленты толщиной 0,10–0,12 *мм*. Медь, служившую при экструзии в качестве «смазки», на одном из переходов после обрезания кромок дисковыми ножницами легко удалялась. Ленту толщиной 50–60 *мкм* и длиной до 100 *м* получали на 20-валковом прокатном стане. Для последующих исследований широкую ленту разрезали на дисковых ножницах на полосы шириной 2 *мм* (рис. 13).

В. т. н. способом «на проход». В известной на то время литературе не встречалось описание установок, предназначенных для термообработки достаточно длинных тонких проводников при высоких температурах в течение нескольких секунд. Лишь в работе Мюллера [50] описывались результаты исследования лент Nb–AI и Nb– Al–Ge способом, который, как можно было понять, был похож на способ нагрева, осуществленный в предлагаемой установке.

Узлами установки для нагрева ленты способом «на проход» были камера нагрева, система вакуумной откачки и пульт управления.

Нагревательный элемент, смонтированный в камере, представлял собой тонкостенную (толщина стенки – 0,3 *мм*) Та-трубку диаметром 10 и длиной 150 *мм*, к концам которой с помощью медных шин подводился электрический ток промышленной частоты. Расстояние между токоподводами – 100 *мм*, принятая нами длина рабочей зоны – 50 *мм*. Для достижения температуры порядка 1800°С ток, пропускаемый через трубку, равнялся ~200 *А*. Температура контролировалась W–Re-термопарой, заключенной в изолятор из окиси берилия. Сигнал с термопары подавался на высокочастотный регулятор температуры. Снаружи и с торцов нагреватель окружался несколькими W-экранами. Все нагревательное устройство для изоляции от корпуса закреплялось на пирофилитовой пластине толщиной 15 *мм*, смонтированной внутри камеры.

Основным узлом в электрической схеме установки была специально разработанная функциональная схема автоматического регулятора скорости протяжки

(АРСП), построенная по принципу следящей системы. С ее помощью автоматически поддерживалось первоначальное положение ленты в течение всего технологического цикла нагрева. Для устойчивой и точной работы всей следящей системы был разработан бесконтактный датчик, основанный на принципе изменения коэффициента связи, состоящий из двух разнесенных друг от друга резонансных контуров.

Время нахождения каждого участка ленты в зоне нагрева задавалась скоростью движения ленты *v*, которая устанавливалась с помощью принимающего шкива. Его угловая скорость *w* в течение всего процесса оставалась постоянной. Автоматическая регулировка первоначального положения ленты осуществлялась подающим шкивом.

Испытания установки проводились по трем режимам (табл. 2). Отрезки ленты были шириной 2 *мм* и длиной ~3 *м*.

Для низкотемпературных испытаний каждый отрезок ленты разрезали на несколько частей, от каждой брали по 6 образцов для измерения критического тока: 3 образца непосредственно после в. т. н. и 3 образцы после в. т. н. + н. т. о при 800°С в течение 3 ч. Н. т. о. проводили в вакуумной печи СШВЛ. Значения критического тока по длине ленты приведены на рис. 14. Критический ток I_c измерялся при 4,2 К в магнитном поле сверхпроводящего соленоида, равном 5,5 Т. Направление Н было перпендикулярно транспортному току I через образец H \perp I и параллельно плоскости прокатки ленты H || (ab).

После термообработки по режиму: 1700°С в течение 62,5 с лента имела небольшие, порядка 1 *A*, значения критического тока. Исходя из опытов стационарных нагревов, это результат было ожидаемым. Низкотемпературный отжиг повысил критические токи до ~2 *A*.



Таблица 2 - Режимы протяжки ленты



○ – после в. т. н., ● – после в. т. н. + н. т. о.

Иное наблюдалось в лентах после высокотемпературного нагрева при 1800°С в течение 2 с (см. рис. 14,б). Уровень значений критического тока непосредственно после в. т. н. был невысок, всего 4–5 A, но после низкотемпературного отжига он повышался до 70–80 A, то есть более, чем в 10 раз.

Ещё более высокие критические токи получены после в. т. н. в течение 1,3 с: 9–10 А без н. т. о. и 100–120 А после отжига при 800°С. К тому же большое число образцов не удалось перевести в нормальное состояние предельным током источника питания 115–120 А.

В таблице 3 дан анализ измерениям критического тока по длине многослойных лент из Nb₃AI. Получены высокие значения критического тока,

равные 50–60 А/мм, в поле 5,5 Тл и высокие конструктивные, то есть, рассчитанные на все поперечное сечение ленты, плотности критического тока, достигавшие $(1-1,2)\cdot 10^5 \ A/cm^2$. Критическая температура T_c и второе критическое магнитное поле H_{c2} тоже имели значения, характерные для «массивных» образцов соединения Nb₃AI и равные соответственно 18,5 К и 30–32 Т. Кроме того стоимость алюминий и его сплава Д16 намного меньше стоимости олова. При таком сочетании столь различных параметров Nb₃AI способен конкурировать с Nb₃Sn. Кроме того остались резервы для повышения T_c и I_c легированием как алюминия, так и ниобия.

Таблица 3 - Анализ результатов измерения критического тока ленты шириной 2 *мм* после термообработки способом «на проход». H = 5,5 *T*; T = 4,2 K; $H \perp I$; $H \parallel (ab)$

Режим в. т. н., °С	(I _c),	_{cp.} , A	Интервал изменения I _с , А		
· • • • • • • • • • • • • • • • • • • •	Без н. т. о.	800°С, 3 ч	Без н. т. о.	800°С, 3 <i>ч</i>	
1700 / 62,5 c	1,1 ± 0,2	1,8 ± 0,3	0,4 ÷ 1,8	1,2 ÷ 2,6	
1800 / 2,0 <i>c</i>	4,1 ± 1,5	71,0 ± 12,0	1,8 ÷ 11,0	36,0 ÷ 96,0	
1800 / 1,3 c	$10,8 \pm 4,0$	106,0 ± 8,0*	4,1 ÷ 27,5	92,0 ÷ >120	

*Для образцов, перешедших в резистивное состояние

Кроме вопросов, касающихся исследуемого материала, нужно отметить, что разработанная и испытанная на практике электрическая схема регулировки скорости протяжки ленты через нагревательный элемент была воплощена в прибор РСП-1 (рис. 15). Большое число проведенных экспериментов по нагреву ленты способом «на проход» показали удовлетворительные эксплуатационные данные прибора.



Рисунок 15 - Прибор РСП-1 для контроля протяжки длинномерных отрезков многослойной сверхпроводящей ленты через высокотемпературный нагреватель

В способе «на проход» при выборе времени нахождения участка ленты в рабочей зоне нагревательного элемента ориентировались на режимы нагрева электрического ленты пропусканием через нее тока. Как показали экспериментальные результаты, режимы совпали. При этом заметим, что при «спонтанном» нагревании композитной 3-слойной Nb/Al/Nb-ленты нередко наблюдалось «вспучивание» поверхности ленты. Чтобы этого избежать, перед в. т. нагревом приходилось делать предварительные 1-2-минутные выдержки образцов при ~1000°С. При нагреве «на проход» такого побочного явления, как «вспучивание», не наблюдалось.

Имевшиеся раньше и представляемые здесь экспериментальные данные показывали, что разрабатываемая технология в. т. н. при некоторых усовершенствованиях узлов установки может быть использована для получения длинномерных, до 100 *м* и более, отрезков композитной ленты на основе соединения Nb₃AI. На деле реализация высоких, порядка 1850°С, температур в малом объеме явилась вполне выполнимой задачей. Малые времена нагрева позволяют вести процесс с большой производительностью 100–150 *м* ленты в час.

Критический радиус изгиба ленты из Nb₃Al. Как упоминалось выше, для сверхпроводящих материалов на основе интерметаллических соединений, которые чрезвычайно хрупкие по своей природе, важной характеристикой является диаметр, на который можно изогнуть проводник без деградации сверхпроводящего тока. Очень часто критический диаметр оказывается слишком большим.

Результаты испытаний на изгиб, проведенные для отрезка многослойной ленты из Nb₃Al, который прошел термообработку способом «на проход» по режиму: 1800°С / 2,0 c + отжиг при 800°С в течение 3 ч, показаны на рис. 16. Несмотря на разброс точек, что вполне естественно, и он аналогичен разбросам точек на рис 14, можно заключить, что радиус изгиба, равный 7 *мм*, не снижал критический ток ленты.



Рисунок 16 - Зависимость I_с от радиуса изгиба ленты после в. т. н. способом «на проход» при 1800°С в течение 2 *с* и н. т. о. при 800°С в течение 3 *ч*

Рисунок 17 - Зависимости I_c(H) многослойных лент Nb₃Al: 1, 2 – термообработка 1000°С, 1 *мин* + 1850°С, 2 *с*; 3 – то же + 900°С, 30 *мин*; 4 – то же + 800°С, 3 *ч*; 5 – то же + 900°С, 1 *ч*

Критический ток многослойных лент из Nb₃AI в магнитных полях до 14 T проводили в Международной лаборатории низких температур и высоких магнитных полей в г. Вроцлав (Польша) [51]. Опыты проводились в магнитном поле, создаваемом магнитом, который охлаждался водой. Направление поля H было перпендикулярно транспортному току и параллельно плоскости ленты. Характерные зависимости критического тока от внешнего магнитного поля $I_c(H)$ приведены на рис. 17. Для образцов с н. т. о. (кривые 3–5) наблюдалось резкое уменьшение критического тока в интервале магнитных полей до 6 Т. Интересно отметить, что у образцов без н. т. о. (кривые 1 и 2) в высоких полях наблюдался, так называемый, «пик-эффект».

Наибольшие значения критического тока лент, равные 33 *А/мм* в магнитном поле 14 *T* и ~53 *А/мм* в поле 5 *T*, достигались в лентах после относительно более длительных н. т. о. при 800°С, 3 ч и 900°С, 1 ч. При этом в. т. н. – 1850°С в течение 2 с.

Электронно-микроскопические исследования проводили на лентах из ниобия и алюминия с многослойной структурой. На рис. 18 показан до термической обработки. Показан вариант поперечное сечение 2-мм полоски, где в сечение попадает Nb-труба и многослойная сердцевина без Nb-стержня.



Рисунок 18 - Структура поперечного сечения ленты шириной 2 мм с Nb-трубой и Nb/Al-сердцевиной без термообрабтки

Рисунок 19 - Структура поперечного сечения Nb/Д16-ленты с 5-слойной сердцевиной Nb/NbД16/Nb/NbД16/Nb после в. т. н. при 1850°С в течение от 1,2 с

На рис. 19 представлена микроструктура поперечного сечения ленты Nb/Д16 после в. т. н. способом «на проход» при 1850°С. Сечение пришлось на внутренний Nb-стержень. Поэтому оно состоит из пяти слоев. Структуру изучали на электронном микроскопе JEM-150 способом «на просвет». Фольги готовили электрополировкой при комнатной температуре в электролите состава H₂SO₄:HNO₃:HF = 3:2:5 с катодом из нержавеющей стали. Трудность приготовления фольг заключалась в сложности «попадания» на слои Nb₃Al, заключенные между Nb-слоями.

После нагрева в течение 1,3 с только что образовавшийся диффузионный слой состоял из равноосных зерен размером ~0,2 *мкм* соединения Nb₃Al с периодом кристаллической решетки 5,185 Å (рис. 20,*a*). При увеличении времени нагрева до 4,6 с формировалась полигонизованная структура с границами из достаточно стенок и сеток дислокаций (рис. 20,*б*). Размер блоков – 0,2–0,3 *мкм*. Последующее увеличение времени нагрева до 6,4 с, сопровождавшееся ростом толщины слоя интерметаллида с размером зерен >2 *мкм*, приводило к образованию 3-мерной сетки Франка (рис. 20,*в*). Характер контраста изображения дислокаций свидетельствовал об окружении их атмосферами примесей.



Рисунок 20 - Электронно-микроскопические фотографии Nb₃Al-слоя после в. т. н. при 1850°С в течение 1,3 (*a*), 4,6 (*б*) и 6,4 *с* (*в*)

309

Наибольший критический ток наблюдался при нагреве 1,3 с. Рост зерна и образование дислокационной структуры понижало I_c. Это подтверждало концепцию об эффективности границ зерен для закрепления сверхпроводящих вихрей в сверхпроводниках со структурой А-15 [51].

Заключение

Работы в ИФТТ РАН по многослойной ленте из сверхпроводящего соединения Nb₃Al успешно продолжались вплоть до 1986 года. Спустя небольшое время, как была изготовлена и испытана установка по высокотемпературному нагреву Nb/Д16-композита многослойного тонкого сечения, в институте стала отрабатываться технологическая последовательность операций от пресса до стана холодной прокатки (рис. 21). Проблемным участком было доведение прутка или сутунки до ленты тонкого сечения. Для ее решения было создано творческое объединение из заинтересованных сверхпроводящей проблемой коллективов ИФТТ РАН и Одного опытно-конструкторского бюро ближнего Подмосковья. Бюро располагало таким оборудованием, гидроэкструзионный пресс горизонтального типа, 8-клетевой стан профильной прокатки и стан тонкой прокатки с моталками.





Теперь технологическая последовательность операций была выстроена таким образом: пруток диаметром 20 *мм* после пресса вертикального типа усилием 600 *Т* подвергался гидроэкструзии в пруток диаметром ~10 *мм*, далее он попадал в 8-клетевой стан, после которого выходила сутунка толщиной ~2 *мм*, которую обратить в тонкую ленту было сравнительно простым делом (рис. 22).



Рисунок 22 - Отрезок ниобий-дюралюминиевой ленты толщиной 70 *мкм*, шириной 10 *мм* длиной ~25 *м*

Работа над усовершенствованием технологических процессов и связей между отдельными операциями успешно была продолжена. Наряду с Nb₃AI были начаты аналогичные работы по соединению Nb₃AIGe с критической температурой порядка 20 К и исследования по положительному влиянию меди на сверхпроводимость этих соединений.

Но все изменилось в 1986 году, когда бала открыта высокотем-пературная сверхпроводимость. Это знаменательное событие привело к тому, что интерес к «старым» сверхпроводникам пропал. Только самые ленивые ученыеестествоиспытатели в то время не занимались Y- и Bi- керамиками. Но, с годами оказалось, что с ВТСП-керамиками не так все просто. Сейчас эйфория улеглась. Но время было потеряно.

В настоящее время наш интерес к низкотемпературной сверхпрово-димости возвращается. Даже – к известным со времен 1960-х сплавам ниобий-титан.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yntema G.B. Superconducting winding for electromagnet // Phys. Rev., 1955, v. 98, p. 1197.

2. Autler S.H. Superconducting electromagnets // Rev. Scient. Instrum., 1960, v. 31, p. 369.

3. Kunzler J.E., Buechler E., Hsu F.S.L., Matthias B.T., Weihl C. Production of magnetic fields exceeding15 kilogauss by a superconducting solenoid // J. Appl. Phys., 1961, v. 32, p. 325.

4. Зенкевич, В.Б. Магнитные системы на сверхпроводниках / В.Б. Зенкевич, В.В. Сычев – М.: «Наука», 1972. – 260 с.

5. Лазарев Б.Г., Лазарева Л.С., Голик В.Р., Горидов С.И. Сверх-проводящий соленоид из деформируемых сплавов с полем до 122 кЭ // ФММ, 1973, т. 35, с. 443.

6. Кунцлер Дж. Сверхпроводящие магниты // УФН, 1965, т. 86, с. 125.

7. Martin D.L., Benz M.G., Bruch C.A., Rosner C.H. A 1000000-gauss superconducting solenoid // Cryogenics, 1963, v. 3, p. 114. (Перевод в сб.: Сверхпроводящие материалы. М.: «Мир», 1965, с. 254; в сб.: Сверхпроводящие материалы. М.: «Мир», 1965, с. 148).

8. Башилов В.А., Кунаков Я.Н., Булынин В.Л., Мельников В.И., Грипас Ю.Н., Герасимов Л.Н., Белов А.В. Сверхпроводящий соленоид на 104 кЭ из станнида ниобия / Сб. Структура и свойства сверхпроводящих материалов. М.: «Наука», 1974, с. 93.

9. Уильямс, Дж. Сверхпроводимость и ее применение в технике / Дж. Уильямс – М.: «Мир», 1973, с. 6.

10. Иноуэ К., Татикава К. Свойства сверхпроводящих проволок, измеренные в импульсных полях высокой напряженности // Нихон киндзоку гаккайси, J. Japan. Inst. Metals, 1970, v. 34, p. 202.

11. Iwasa Y. Resent developments in multifilament V_3Ga and Nb_3Sn wires in Japan // IEEE Trans. Magnet, 1975, v. 11, p. 266.

12. Fukuda S., Tachikawa K., Iwasa Y. Current-carrying capacities of small V_3 Ga pancakes // Cryogenics, 1973, v. 13, p. 153.

13. Tachikawa K. V₃Ga and other high-field superconductors being developed in Japan // Proc. Appl. Supercond. Conf., Annapolis, Md., 1972. New York, 1972, p. 371.

14. Matthias B.T., Geballe T.N., Longinotti L.D., Corenzwit T., Hull G.W., Willens R.H., Maita J.P. Superconductivity at 20 Degrees Kelvin // Science, 1967, v.156, p. 645.

15. Foner S., McNiff E.J., Jr., Matthias B.T., Corenzwit T. Critical fields of Nb₃Al₁₋ _xGe_x alloys in liquid H₂. (Abstract) // J. Appl. Phys., 1969, v. 40, p. 2010.

16. Foner S., McNiff E.J., Jr., Matthias B.T., Geballe T.N., Willens R.H., Corenzwit T. H_{c2}(4,2 K) of high-temperature superconducting alloys // J. Appl. Phys., 1971, v. 42, p. 58.

17. Kunzler J.E., Buechler E., Hsu F.S.L., Wernick I.H. Super-conductivity in Nb₃Sn at high current density in a magnetic field of 88 kgauss // Phys. Rev. Letters, 1961, v. 6, p. 89. (Перевод в сб.: «Сверхпроводящие соленоиды». – М.: «Мир», 1965, с. 23).

18. Kunzler J.E. Superconductivity in high magnetic fields at high current densities // Rev. Mod. Phys., 1961, v. 33, p. 501.

19. Hanak J.J., Strater K., Cullen G.M. Preparation and properties of vapordeposited niobium stannide // RCA Rev., 1964, v. 25, p. 342. (Перевод в сб.: «Сверхпроводящее соединение ниобий-олово». – М.: «Металлургия», 1970, с. 18).

20. Schindler H.C., Nyman F.R. Electromagnetic performance of niobium-stannide ribbon // RCA Rev., 1964, v. 25, p. 570.

21. Алексеевский Н.Е., Михайлов Н.Н. Сверхпроводящие солено-иды на основе Nb₃Sn для сильных магнитных полей // ЖЭТФ, 1961, т. 41, с. 1809.

22. Лаверик, Ч. Сверхпроводящие магниты / Ч. Лаверик – М.: «Мир», 1968.

23. Pickus M.R., Hemachalam K., Babu B.N.P. Superconducting properties of a powder rolled composite tape containing Nb₃Sn filaments // Mater. Sci. and Engin., 1974, v. 14, p. 265.

24. Hemechalam K., Pickus M.R. Powder approach for multi-filamentary niobiumtin superconducting wire // Appl. Phys. Letters, 1975, v. 27, p. 570.

25. Kaufmann A.R., Pickett J.J. Multifilament Nb₃Sn superconducting wire. (Abstract) // J. Appl. Phys., 1971, v. 42, p. 58.

26. Suenaga M., Sampson W.B. Superconducting properties of multi-filamentary V₃Ga wires // Appl. Phys. Letters, 1971, v. 23, N 8, p. 584.

27. Deis D.W., Gavaler J.R. Schaw B.J. Multifilament Nb₃Sn con-ductors // J. Appl. Phys., 1974, v. 45, p. 4594.

28. Гапеев А.К., Карпов М.И., Копецкий Ч.В., Коржов В.П., Коржова Г.М., Тулина Н.А. К вопросу о критической плотности тока Nb₃Sn // Сб.: XIX Всесоюзное совещание по физике низких температур. Тезисы докладов. Минск: 1976, с. 440.

29. Холломон, Д.Н. Сб.: Успехи физики металлов, т. 1 / Д.Н. Холломон, Д. Тарнбалл – М.: Металлургиздат, 1956, с. 304–367.

30. Патент Великобритании, №1162635, 1969.

31. Патент Японии. Способ изготовления композитного сверхпро-водящего материала. №10501, кл. 100ДО, опубл. 1.05.1968.

32. Целиков А.И., Сумароков В.Н. Способ изготовления сверхпро-водящих ленточных материалов. Авт. свид. №382492 по кл. В23р 3/06, опубл. 23.05.1973.

33. Tanaka E., Fukuda T., Kuma Sh., Yamashita T., Onodera Y. Transition temperatures of laminated intermetallic compounds Nb_3Sn and $Nb_3Al_{0,8}Ge_{0,2}$ // Appl. Phys. Letters, 1969, v. 14, p. 389.

34. Yamashita T., Onodera Y., Tanaka E., Fukuda T., Kuma Sh. Сверхпроводящие свойства слоистых интерметаллических соединений Nb₃AI и Nb₃AI_{0,8}Ge_{0,2} // Сб.: Советско-японская конференция по физике низких температур. Тезисы докладов. Новосибирск: 1969, с. 31.

35. Ceresara S., Rissi M.V., Sacchetti N., Sacerdoti G. Nb₃Al formation at temperatures lower than 1000°C // IEEE Trans. Magnet, 1975, v. 11, p. 263.

36. Гапеев А.К., Копецкий Ч.В., Марков А.М., Коржов В.П., Тулина Н.А., Шмидт В.В. Исследование Nb₃AI, полученного в диффузионном слое // Сб.: XVII Всесоюзное совещание по физике низких температур. Тезисы докладов. Донецк: 1972, с. 118.

37. Прокатка металлов в вакууме и инертной среде / Труды Украинского научно-исследовательского института металлов. Киев: Харьківська книжкова друкарня «Комуніст», 1974.

38. Гапеев А.К., Копецкий Ч.В., Коржов В.П., Тулина Н.А., Шмидт В.В. Образование и сверхпроводящие свойства диффузионных слоев соединения Nb₃Al // Сб.: Конференция по техническому использованию сверхпроводимости. Тезисы докладов. Алушта: «Информэлектро», 1975, с. 48.

39. Коржов В.П., Тулина Н.А., Шмидт В.В. Сверхпроводящие свойства соединения Nb₃AlGe // Сб.: Конференция по техническому использованию сверхпроводимости. Тезисы докладов. Алушта: «Информэлектро», 1975, с. 49.

40. Коржов В.П., Обознов В.А, Шмидт В.В. Сверхпроводящие соединения Nb₃AI и Nb₃AIGe с H_{c2}, превышающими 450 кЭ // Сб.: XIX Всесоюзное совещание по физике низких температур. Тезисы докладов. Минск: 1976, с. 469.

41. Коржов В.П., Тулина Н.А., Шмидт В.В. О влиянии величины зерна на критическую плотность тока соединений Nb₃AI и Nb₃AIGe // Сб.: XVIII Всесоюзное совещание по физике низких температур. Тезисы докладов. Киев: 1974, с. 311–312.

42. Hake R.R. Upper-critical-field limits for bulk type II superconduc-tor // Appl. Phys. Letters, 1967, v. 10, p. 189–192.

43. Wood T.F., Compton V.B., Matthias B.T., Corenzwit T. Betawol-fram structure of compound between transition elements and aluminium, gallium and antimony // Acta crystall., 1958, V. 11, No 9, p. 604–606.

44. Lundin C.E., Yamamoto A.S. The equilibrium niobium (columbium)-aluminium // Trans. Met. Soc. AIME, 1966, v. 236, p. 863.

45. Барон В.В., Савицкий Е.М. Диаграмма состояния ниобий-алюминий // Журнал неорганической химии, 1961, т. 6, №1, с. 182–185.

46. Недумов Н.А., Рабезова В.И. Диаграмма состояния Nb–Al // Изв. АН СССР. Серия технических наук, 1961, №4, с. 68–70.

47. Свечников В.Н., Пан В.М., Латышева В.И. Диаграмма состояний системы ниобий–алюминий // В кн.: Металлофизика. Киев: «Наукова Думка», 1968, вып. 22, с. 54–61.

48. Коржов В.П., Тулина Н.А., Шмидт В.В. Сверхпроводимость соединений Nb₃AI и Nb₃AIGe, полученных диффузионным способом // Сб.: Вопросы атомной науки и техники. Сер. Фундаментальная и прикладная сверхпроводимость. Вып 1(4). Харьков: ХФТИ АН УССР, 1976, с. 8–22.

49. Гапеев А.К., Копецкий Ч.В., Коржов В.П., Тулина Н.А., Шмидт В.В. Образование и сверхпроводящие свойства диффузионных слоев соединения Nb₃Al // Сб.: Сверхпроводимость. Тр. конференции по техническому использованию сверхпроводимости. Т. IV. Сверхпрово-дящие материалы. М.: Атомиздат, 1977, с. 61–72.

50. Muller A. Superconductivity of doped layers of A-15 phase niobium-aluminium and niobium-aluminium-germanium // J. Less-Common Metals, 1975, v. 42, p. 29–41.

51. Мышляева М.М., Коржов В.П. Электронная микроскопия сверх-проводящей ленты Nb₃AI // Сб.: Материалы 2-го научного семинара «Металлофизики сверхпроводников». Октябрь 1983. Киев: 1983, с. 162–163.

Авторский указатель

Бейгельзимер Я.Е.	146	Овчинников Е.В.	131
Белоцерковский М.А.	243	Павилайнен Г.В.	52
Белявин К.Е.	5	Панфилов П.Е.	202
Бердник О.Б.	258	Платов С.И.	67
Варюхин В.Н.	146	Плужникова Т.Н.	186
Ващенко И.М.	162	Покидов А.П.	171
Вегера И.И.	230	Прокофьева О.В.	146
Веремейчик А.И.	87	Савенков Г.Г.	120
Гайлевич Э.В.	230	Саркисян А. А.	27
Гилев М.В.	37	Саркисян С. О.	19, 27
Горностырев Ю.Н.	202	Скворцов А.А.	282
Зайцев Д.В.	37	Сосновский А.В.	243
Зуев С.М.	282	Сосновский И.А.	5
Измоденова М.Ю.	37	Федоров В.А.	186
Классен Н.В.	171	Федотов Д.Ю.	186
Клюева Е.С.	214	Филиппов Г.А.	105
Коржов В.П.	295	Хаймович П.А.	272
Корячко М.В.	282	Хвисевич В.М.	87
Кривина Л.А.	258	Ходюш В.Е.	230
Кропачева Н.Ю.	52	Царева И.Н.	258
Кузнецов А.В.	120	Цебрук И.С.	171
Курилёнок А.А.	5	Чекан Н.М.	131
Лобанов М.Л.	67	Эйсымонт Е.И.	131
Маркова Г.В.	214	Юркевич С.Н.	162
Масленников К.Б.	67	Юркевич-Потоцкая К.С.	162
Мишин В.В.	105	Яловик А.И.	243
Мишин В.М.	105		

РУБАН	ИК ВАСИЛИЙ ВАСИЛЬЕВИЧ (к 70-летию со дня рождения)	3
Глава 1.	Белявин К.Е., Сосновский И.А., Курилёнок А.А. ИНЖЕНЕРНЫЕ МЕТОДЫ РАСЧЕТА ТЕМПЕРАТУРНО- ВРЕМЕННЫХ ПАРАМЕТРОВ В ПРОЦЕССАХ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ПОКРЫТИЙ	5
Глава 2.	Саркисян С.О. СТРУКТУРНАЯ И КОНТИНУАЛЬНАЯ (МИКРОПОЛЯРНАЯ)- "СТЕРЖНЕВАЯ" МОДЕЛИ АТОМНОЙ ЛИНЕЙНОЙ ЦЕПОЧКИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА	19
Глава 3.	Саркисян А. А., Саркисян С. О. УСТОЙЧИВОСТЬ СЖАТОЙ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНКИ ПО МИКРОПОЛЯРНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ	27
Глава 4.	Зайцев Д.В., Гилев М.В., Измоденова М.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В ТРАБЕКУЛЯРНОЙ КОСТНОЙ ТКАНИ СУБХОНДРАЛЬНОЙ ОБЛАСТИ ОКОЛОСУСТАВНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПРИ ИМПРЕССИОНОМ ПЕРЕЛОМЕ	37
Глава 5.	Павилайнен Г.В., Кропачева Н.Ю. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ГОРИЗОНТАЛЬНЫХ БАЛОК ПРИ ИЗГИБЕ	52
Глава 6.	Платов С.И., Масленников К.Б., Лобанов М.Л. ТЕХНОЛОГИЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ТРУБНОГО ПРОКАТА	67
Глава 7.	Веремейчик А.И., Хвисевич В.М. ЧИСЛЕННОЕ РЕШЕНИЕ ДВУХМЕРНЫХ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ ТЕРМОУПРУГОСТИ НЕОДНОРОДНЫХ ТЕЛ	87
Глава 8	Мишин В.М., Филиппов Г.А., Мишин В.В. МИКРОМЕХАНИКА ХЛАДНОЛОМКОСТИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	105
Глава 9.	Савенков Г.Г., Кузнецов А.В. ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ	120
Глава 10.	Чекан Н.М., Овчинников Е.В., Эйсымонт Е.И. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВАКУУМНЫХ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ ПО ГИБРИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ	131
Глава 11.	Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Прокофьева О.В. ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ КАК МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ	146

٦

Глава 12.	Юркевич С.Н., Ващенко И.М., Юркевич-Потоцкая К.С. ПРИМЕНЕНИЕ БЕЗАБРАЗИВНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКИ (БУФО) ДЛЯ РЕМОНТА И ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ АВИАТЕХНИКИ	162
Глава 13.	Классен Н.В., Покидов А.П., Цебрук И.С. САМООРГАНИЗАЦИЯ, СВОЙСТВА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЙ ДИНАМИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУР	171
Глава 14.	Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА	186
Глава 15.	Панфилов П.Е., Горностырев Ю.Н. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО РЕНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	202
Глава 16.	Клюева Е.С., Маркова Г.В. СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ТЕХНОЛОГИЧНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mn-Cu	214
Глава 17.	Вегера И.И., Гайлевич Э.В., Ходюш В.Е. СОЗДАНИЕ АВТОМАТИЗИРОВАННЫХ СИСТЕМ КОНТРОЛЯ И УПРАВЛЕНИЯ ПАРАМЕТРАМИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ	230
Глава 18.	Яловик А.И., Белоцерковский М.А., Сосновский А.В. ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ШТОКОВ МОНТАЖНОГО ОБОРУДОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ИНЖЕНЕРИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ	243
Глава 19.	Царева И.Н., Бердник О.Б., Кривина Л.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОСТЭКСПЛУАТАЦИОННОГО СОСТОЯНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ГАЗОВОЙ ТУРБИНЫ SGT-800 SIEMENS И РАЗРАБОТКА РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩЕЙ ТЕХНОЛОГИИ	258
Глава 20	Хаймович П.А. ПРАКТИКА БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ	272
Глава 21	Зуев С.М., Скворцов А.А., Корячко М.В. ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В МНОГОСЛОЙНЫХ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ СТРУКТУРАХ	282
Глава 22	Коржов В.П. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ	295
Авторский у	казатель	314
СОДЕРЖАНИ	1E	315

Научное издание

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ

Монография

В 2-х томах

Том 2

Все работы публикуются в авторской редакции. Ответственный за издание Царенко Ю.В. Компьютерная верстка Дубровской Т.С., Какойченко С.Ю.

Подписано к печати 30.04.2019. Формат 60х90¹⁷₈. Усл. печ. листов 40.0. Уч.-изд. листов 29.1. Тираж 35 экз. Заказ № 163.

Выпущено редакционно-издательским отделом Витебского государственного технологического университета 210038, г. Витебск, Московский пр-т, 72. Отпечатано на ризографе учреждения образования «Витебский государственный технологический университет». Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/172 от 12 февраля 2014 г. Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 3/1497 от 30 мая 2017.