

Запорізький національний технічний університет

НОВІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЇ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

**НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ
В МЕТАЛЛУРГИИ И МАШИНОСТРОЕНИИ**

**INNOVATIVE MATERIALS AND TECHNOLOGIES
IN METALLURGY AND MECHANICAL ENGINEERING**

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

№ 1'2018

Заснований у грудні 1997 року

Засновник та видавець – Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2018

Наказом Міністерства освіти і науки України № 1328 від 21.12.2015 р. «Про затвердження рішень Атестаційної колегії Міністерства щодо діяльності спеціалізованих вчених рад від 15 грудня 2015 року» **журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні»** (скорочена назва – НМТ), який видається з 1997 року, **включений до переліку наукових фахових видань України**, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття наукових ступенів доктора і кандидата та технічних наук.

Інтернет-сторінка журналу: <http://nmt.zntu.edu.ua>

Статті, що публікуються в журналі, реферуються в базах даних та РЖ БІНІТІ (Росія) і «Джерело» (Україна).

Журнал НМТ міститься у міжнародних базах наукових видань Index Copernicus (<http://journals.indexcopernicus.com/index.php>), CrossRef, електронна копія журналу розміщена на сайті Національної бібліотеки України імені В. І. Вернадського НАН України у розділі «Наукова періодика України» за адресою: <http://nbuv.gov.ua/portal/>.

Журнал розповсюджується за Каталогом періодичних видань України (передплатний індекс – 23271).

Науковий журнал друкує оригінальні та оглядові статті науковців ВНЗ і установ України та інших країн відповідно до рубрик:

- теорія будови та структурних змін у металах, сплавах та композитах. Вплив термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки на характер структури і фізико-механічні властивості матеріалів;
- конструкційні та функціональні матеріали. Механічні властивості сталей, сплавів та композитів. Технологічне забезпечення надійності та довговічності деталей енергетичних установок. Методи механічного оброблення. Технології зміцнювальних обробок. Характеристики поверхневих шарів та захисних покриттів деталей машин і виробів;
- металургійне виробництво. Теплофізика та теплоенергетика. Ресурсозберігальні технології. Порошкова металургія. Промтранспорт. Рациональне використання металів;
- механізація, автоматизація та роботизація. Вдосконалення методів дослідження та контролю якості металів. Моделювання процесів у металургії та машинобудуванні.

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. Беліков (ЗНТУ), Україна

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик (ЗНТУ), Україна

Члени редколегії:

д-р техн. наук В. В. Луньов (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук І. П. Волчок (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук Е. І. Цивірко (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук В. Г. Міщенко (ЗНУ), Україна
д-р техн. наук Н. Є. Калініна (ДНУ), Україна
д-р техн. наук С. І. Гоменюк (ЗНУ), Україна
д-р техн. наук С. М. Гребенюк (ЗНУ), Україна
д-р техн. наук Д. В. Лаухін (ПДАБА), Україна
д-р техн. наук В. О. Богуслаєв (ВАТ «Мотор Січ»), Україна
д-р техн. наук В. І. Мазур (НТУУ «КПІ»), Україна
чл.-кор. НАН України В. М. Федірко (ФМІ ім. Г. В. Карпенка НАН України)

д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська політехніка»), Україна
д-р техн. наук О. В. Овчинников (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук О. Я. Качан (ЗНТУ), Україна
д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук Г. І. Слинько (ЗНТУ), Україна
д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ІПМ НАН), Україна
д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (ЗНТУ), Україна
дійсн. член НАНУ М. І. Гасик (НМетАУ), Україна
д-р техн. наук Л. Й. Івченко (ЗНТУ), Україна
д-р фіз.-мат. наук В. Ю. Данілюченко (Інститут металознавства ім. Г. В. Курдюмова НАН України)
д-р хім. наук М. А. Турчанін (ДДМА), Україна

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Наумик, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, Н. О. Савчук, М. Л. М'ясников, Н. І. Висоцька

Рукописи надісланих статей проходять додаткове незалежне рецензування з залученням провідних фахівців України та інших країн, за результатами якого редакційна колегія ухвалює рішення щодо можливості їх опублікування. Рукописи не повертаються.

Рекомендовано до видання вченою радою Запорізького національного технічного університету, протокол № 10 від 29 травня 2018 року.

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі Запорізького національного технічного університету.

Комп'ютерний дизайн та верстка: Н. О. Савчук

Коректори: Н. М. Кобзар, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

Адреса редакції: 69063, Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, тел. (061) 769-82-96, редакційно-видавничий відділ

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

Приказом Министерства образования и науки Украины № 1328 от 21.12.2015 г. «Об утверждении решений Аттестационной коллегии Министерства относительно деятельности специализированных ученых советов от 15 декабря 2015 года» **журнал «Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении»** (сокращенное название - НМТ), который издается с 1997 года, **включен к перечень научных профессиональных изданий Украины**, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора и кандидата технических наук.

Интернет-страница журнала: <http://nmt.zntu.edu.ua>

Статьи, которые публикуются в журнале, реферируются в базах данных и РЖ ВИНТИ (Россия) и «Джерело» (Украина).

Журнал НМТ содержится в международных базах научных изданий Index Copernicus

(<http://journals.indexcopernicus.com/index.php>), CrossRef, электронная копия журнала размещена на сайте Национальной библиотеки Украины имени В. И. Вернадского НАН Украины в разделе «Научная периодика Украины» по адресу: <http://nbuv.gov.ua/portal/>.

Журнал распространяется по Каталогу периодических изданий Украины (подписной индекс – 23271).

Научный журнал печатает оригинальные статьи научных работников вузов и организаций Украины и других стран в соответствии с рубриками:

- теория строения и структурных изменений в металлах, сплавах и композитах. Влияние термической, химико-термической и термомеханической обработки на характер структуры и физико-механические свойства материалов;
- конструкционные и функциональные материалы. Механические свойства сталей, сплавов и композитов. Технологическое обеспечение надежности и долговечности деталей энергетических установок. Методы механической обработки. Технологии упрочняющих обработок. Характеристики поверхностных слоев и защитных покрытий деталей машин и изделий;

- металлургическое производство. Теплофизика и теплоэнергетика. Ресурсосберегающие технологии. Порошковая металлургия. Промтранспорт. Рациональное использование металлов;

- механизация, автоматизация и роботизация. Усовершенствование методов исследования и контроля качества металлов. Моделирование процессов в металлургии и машиностроении.

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор:

Заместители главного редактора:

д-р техн. наук, профессор С. Б. Беликов (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук, профессор В. Е. Ольшанецкий (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук, профессор В. В. Наумик (ЗНТУ), Украина

Члены редколлегии:

д-р техн. наук В. В. Лунев (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук И. П. Волчок (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Э. И. Цивирко (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук В. Г. Мищенко (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук Н. Е. Калинина (ДНУ), Украина

д-р техн. наук С. И. Гоменюк (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук С. Н. Гребенюк (ЗНУ), Украина

д-р техн. наук Д. В. Лаухин (ПГАСА), Украина

д-р техн. наук В. А. Богуслаев (ОАО «Мотор Сич»), Украина

д-р техн. наук В. И. Мазур (НТУУ «КПИ»), Украина

чл.-кор. НАН Украины В. Н. Федирко (ФМИ им. Г. В. Карпенко НАН Украины)

д-р техн. наук З. А. Дурягина (НУ «Львівська політехніка»), Украина

д-р техн. наук А. В. Овчинников (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук А. Я. Качан (ЗНТУ), Украина

д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Г. И. Слынько (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ИПМ НАН), Украина

д-р физ.-мат. наук В. И. Пожуев (ЗНТУ), Украина

действ. член НАНУ М. И. Гасик (НМетАУ), Украина

д-р техн. наук Л. И. Ивченко (ЗНТУ), Украина

д-р физ.-мат. наук В. Е. Данильченко (Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

д-р хим. наук М. А. Турчанин (ДГМА), Украина

Редакционно-издательский совет:

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, В. В. Наумик, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, Н. А. Савчук, Н. Л. Мясников, Н. И. Высоцкая

Рукописи присланных статей проходят дополнительное независимое рецензирование с привлечением ведущих специалистов Украины и других стран, по результатам которого редакционная коллегия принимает решения о возможности их опубликования. Рукописи не возвращаются.

Рекомендовано к изданию ученым советом Запорожского национального технического университета, протокол № 10 от 29 мая 2018 года.

Журнал набран и сверстан в редакционно-издательском отделе Запорожского национального технического университета.

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Корректоры: Н. Н. Кобзарь, Е. С. Бондарчук, И. А. Воронюк

Адрес редакции: 69063, Запорожье, ул. Жуковского, 64, тел. (061) 769-82-96, редакционно-издательский отдел

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

Пухальская Г.В., Подгорский К.Н., Гликсон И.Л., Степанова Л.П., Щербина М.А.
ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ СВОЙСТВ И ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ПЕРА ЛОПАТОК 6

Іванов В.Г.
ВПЛИВ УМОВ ПЛАВКИ ТА ГАЗОНАСИЧЕНОСТІ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ГРАФІТУ В ЧАВУНАХ 16

Правда М.І., Сейдаметов С.В.
УПОВІЛЬНЕННЯ РОЗВИТКУ ВТОМИ В АЛЮМІНІЇ ПІД ВПЛИВОМ ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ 21

Грешта В.Л., Ткач Д.В., Сотніков Є.Г., Леховіцер З.В. Климов О.В., Фасоль Є.О.
ОСОБЛИВОСТІ ВИБОРУ ЛІГАТУРИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ
УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ДЕТАЛЕЙ ТУРБИНИ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ 25

Gulyaeva T.V.
ON THE STUDY OF THE INFLUENCE OF EXTERNAL PRESSURE AND CARBON ON STRUCTURE
AND PROPERTIES OF COMPACTS MADE ON THE BASIS OF RAPIDLY COOLED ALLOYS
OF Nd-Fe-(B,C)-Cu-Ti 32

Белов Б.Ф., Троцан А.И., Карликова Я.П., Рябчиков И.В., Паренчук И.В.
О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ
ПРИ КОВШЕВОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ СПЛАВАМИ СИЛИКОБАРИЯ 41

Мазур В.И.
О КОНТАКТНОМ ПЛАВЛЕНИИ ПРИ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ 49

Нарівський О.Е., Беліков С.Б., Яр-Мухамедова Г.Ш.
МЕХАНІЗМИ КОРОЗІЙНОГО РУЙНУВАННЯ В ПІТІНГАХ СПЛАВУ 06ХН28МДТ У МОДЕЛЬНИХ
ОБОРОТНИХ ВОДАХ 53

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

Малинов Л.С., Бурова Д.В., Малышева И.Е.
ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЕССОРНО-ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЕМ
МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ 61

Ткаченко С.Н.
ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ НА
ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ СИЛЬНООКЗОТЕРМИЧЕСКИМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ
ХИМИЧЕСКИХ РЕАГЕНТОВ В КОНДЕНСИРОВАННОЙ ФАЗЕ 67

Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В., Кондрашова С.Г.
РАЗРАБОТКА СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО БЕЗРЕНИЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО
СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ 76

Калинина Н.Е., Давидюк А.В., Калинин В.Т., Носова Т.В., Носенко О.П., Савченко И.С.
ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРИВАЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
МОДИФИЦИРОВАНИЕМ ДИСПЕРСНЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ 81

<i>Савонов Ю.М., Александров О.Г., Осипов М.Ю., Андрущенко М.І.</i> КОРОЗИЙНА СТІЙКІСТЬ І ТЕРМІН СЛУЖБИ УСТАТКУВАННЯ, ЩО ЕКСПЛУАТУЄТЬСЯ В ЛУЖНИХ РОЗЧИНАХ (ОГЛЯД)	86
--	----

<i>Калінін О.В.</i> СПОСОБИ ПОДРІБНЕННЯ ЗЕРЕН І ПІДВИЩЕННЯ МІЦНІСНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ	96
---	----

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Богуславська А.М., Клименко М.І., Гребенюк С.М.</i> ВИЗНАЧЕННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПОРОЖНИСТОГО ЦИЛІНДРА З КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ З ТРАНСТРОПНИМ ВОЛОКНОМ	101
--	-----

<i>Шаніна З.М., Мартовицький Л.М., Глушко В.І.</i> ОСОБЛИВОСТІ МЕХАНІКИ ПОДРІБНЕННЯ ГРУНТОВОГО ШАРУ ПРИ ОБРОБЦІ ЙОГО ЗУБЧАСТИМ РОБОЧИМ ОРГАНОМ	108
--	-----

<i>Музичка Д.Г.</i> АНАЛІЗ РОЗРАХУНКОВИХ СХЕМ ТА МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ СИСТЕМИ «ЗЕРНО-З'В'ЯЗКА»	113
---	-----

<i>Пожуєв А.В., Михайлуца О.М.</i> НЕСТАЦІОНАРНА РЕАКЦІЯ ТРИШАРОВОЇ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ, ЯКА ЗАНУРЕНА У РІДИНУ	119
--	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

<i>Бойко І.А., Івченко Л.Й.</i> ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДИНАМІЧНОЇ ЯКІСТІ БАГАТОЦІЛЬОВИХ ВЕРСТАТІВ В ПЕРІОД ЕКСПЛУАТАЦІЇ ..	124
---	-----

<i>Ольшанецький В.Ю., Кононенко Ю.І.</i> ПРО ТЕРМОДИНАМІЧНІ УМОВИ ФОРМУВАННЯ ГАБІТУСУ НАДЛИШКОВИХ ВИДІЛЕНЬ ПРИ ВСТАНОВЛЕННІ МЕХАНІЧНОЇ РІВНОВАГИ В ОБ'ЄМІ МЕТАЛЕВОЇ МАТРИЦІ	129
---	-----

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 621.7

Канд. техн. наук Пухальская Г. В.¹, Подгорский К. Н.², Гликсон И. Л.²,
канд. техн. наук Степанова Л. П.¹, Щербина М. А.¹

¹ Запорожский национальный технический университет, ² АТ «Мотор Сич»; г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИССИПАТИВНЫХ СВОЙСТВ И ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ ПЕРА ЛОПАТОК

Цель работы. Исследовать характеристики поверхностного слоя и диссипативные свойства наноструктурированных покрытий лопаток ГТД.

Методы исследования. Исследования проводили на лопатках из титанового сплава ВТЗ-1, покрытых наноструктурированной медью и серебром после ультразвукового упрочнения шариками. Покрытия получали методом электронно-лучевого испарения и конденсации материала покрытия в вакууме [3]. Испытания по исследованию диссипативных свойств проводили на виброэлектродинамическом стенде ВЭДС-400 согласно [11]. Рентгеноструктурные исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3 в медном монохроматическом излучении с фильтрацией дифракционных отражений и компьютерной обработкой данных.

Полученные результаты. Приведены результаты исследований диссипативных свойств наноструктурированных покрытий из меди и серебра рабочих поверхностей лопаток. Показано, что лопатки обладают большей демпфирующей способностью, чем исходные без покрытия; причем конденсаты из наноструктурированной меди приводят к большей диссипации энергии. Результаты измерения шероховатости и микротвердости свидетельствуют о том, что покрытие не ухудшает качество поверхности и не приводит к изменению твердости подслоной области и сердцевины. Установлено, что покрытие пера лопаток из наноструктурированной меди и серебра не приводит к снижению выносливости лопаток и не изменяет частоту собственных колебаний лопатки.

Научная новизна. Установлено, что наноструктурированные покрытия меди и серебра текстурованы и имеют ориентационное расположение плотноупакованных плоскостей (111) и, частично, плоскостей (100), параллельно поверхности лопатки, что должно обеспечивать хорошее сцепление покрытия с поверхностью лопатки.

Практическая ценность. Установлено, что покрытие пера лопаток наноструктурированной медью приводит к значительному повышению демпфирующей способности лопаток и обеспечивает благоприятные характеристики поверхностного слоя, что позволяет рассматривать его в качестве возможной составляющей композитных защитных покрытий лопаток ГТД.

Ключевые слова: наноструктурированные покрытия, диссипационные свойства, шероховатость, лопатка, микротвердость, текстура.

Введение

В связи с развитием современного машиностроения высокие требования предъявляются к надежности и долговечности как отдельных конструктивных элементов, так и машин в целом. Поскольку большинство из них эксплуатируются в условиях широкого спектра динамических нагрузок, которые могут вызвать выход из строя и разрушение конструктивных эле-

ментов, а также привести к катастрофическим последствиям, то одной из ключевых задач достижения надежного функционирования в течение требуемого ресурса является обеспечение их динамической прочности.

Применительно к рабочим лопаткам компрессоров ГТД, изготавливаемым из высокопрочных с низкими значениями диссипативных свойств титановых сплавов,

одним из эффективных способов повышения вибрационной надежности является нанесение на перо высокодемпфирующих покрытий [1].

Реализовать этот подход трудно, так как необходимо использовать материалы с высокими значениями предела выносливости, твердости и, в то же время, высоким уровнем демпфирования.

У разработанных ранее [2] высокодемпфирующих материалов необходимый комплекс свойств отсутствует, что препятствует их применению в качестве покрытий для деталей ГТД.

Для достижения высокого уровня прочности материала элементы его субструктуры должны оставаться неподвижными при как можно более высоких напряжениях. С другой стороны, для обеспечения высокого уровня демпфирования требуется подвижность элементов субструктуры уже при незначительных напряжениях. Следовательно, сочетание высоких уровней прочности и демпфирующей способности в одном и том же материале представляется в определенной мере взаимоисключающим [3].

На примере конденсатов Cu, Al-Cu-Fe, полученных электронно-лучевой технологией из паровой фазы, показано, что размер микроструктурных элементов чистых металлов, интерметаллидных соединений и металлокерамических систем оказывает значительное влияние на их диссипативные свойства [3]. Для каждого из материалов существуют критические размеры (наномасштабного уровня) микро- и субструктурных элементов, по достижении которых диссипативные свойства материалов качественно изменяются: повышается уровень демпфирования в области малых амплитуд деформации, изменяется вид амплитудной зависимости коэффициента энергетических потерь механической энергии колебаний материала и происходит его существенный рост с повышением температуры [3].

Сочетание повышенных прочностных свойств с высоким уровнем диссипации механической энергии материалов в наноструктурированном состоянии представляется перспективным для создания на их основе защитных покрытий, которые обеспечили бы не только демпфирование колебаний деталей сложных механических систем, но и защиту их поверхности от механических повреждений [3].

В работах [3–7] исследовали микроструктуры вакуумных конденсатов меди, полученных при различных температурах подложки. Показано, что чем ниже температура подложки, тем меньше размер зерен в конденсате.

Из [3, 8] следует, что с уменьшением температуры осаждения изменяется внутреннее строение кристаллитов, что проявляется в образовании прослойки из двойниковых доменов, расположенных преимущественно параллельно фронту роста кристаллитов. Количество таких двойников резко возрастает с понижением температуры осаждения начиная с $T_c \approx 350^\circ\text{C}$.

При дальнейшем снижении температуры их количество увеличивается, что приводит к формированию в кристаллитах нанодвойниковой субструктуры [8].

Следовательно, на примере меди видно, что путем понижения температуры подложки можно формировать покрытия, в которых размер зерен изменяется в несколько раз, а толщина двойниковых доменов – от микро- до наномасштабного уровня [8].

В работах [3, 5, 8, 9, 10] изучали зависимость логарифмического декремента затухания колебаний в зависимости от температуры осаждения и размеров зерен. Конденсаты с размерами зерен выше критического значения имеют низкий уровень демпфирования, который не изменяется при их нагреве, демпфирующие свойства конденсатов с размерами зерен меньше критического значения при нагреве существенно повышаются.

При переходе от микро- к нанодвойниковой субструктуре покрытий наблюдается не только изменение характеристик демпфирования, но и резкий рост микротвердости [3, 8, 9].

Анализ результатов показывает, что независимо от вида материала диссипативные свойства конденсатов претерпевают существенные изменения, если размеры их структурных элементов (зерно или двойниковый домен) достигают величин, меньших некоторых критических значений. С дальнейшим уменьшением размеров структурных элементов эти изменения становятся еще более выраженными [3].

Согласно существующим представлениям, деформационное поведение материалов при уменьшении размера зерен определяется главным образом процессами, развивающимися по границам зерен. На этом основании можно предположить, что и демпфирование в наноструктурированных материалах контролируется зернограницными процессами. Как следствие такого предположения, можно ожидать изменения характеристик демпфирования материала независимо от его химического состава при переходе в наноструктурированное состояние [3].

Целью работы является исследование диссипативных свойств и характеристик поверхностного слоя наноструктурированных покрытий лопаток ГТД.

Методика исследований

Объектом исследований являются лопатки третьей ступени компрессора низкого давления двигателя Д-36 из титанового сплава ВТ3-1 с нанесенными на перо лопаток наноструктурированными покрытиями из серебра и меди. Поверхность пера окончательно обработана шариками в ультразвуковом поле (УЗУ) по серийной технологии до нанесения покрытия.

Покрyтия из меди и серебра ($\text{Ag} + 6\% \text{Cd}$) получали методом электронно-лучевого испарения и конденсации материала покрытия в вакууме [3]. Толщина покрытия порядка 10 мкм. Покрyтия осаждались на часть пера лопатки, подвергающейся максимальным напряжениям в эксплуатации.

На начальном этапе процесса осаждения покрытия при помощи электронно-лучевой пушки производился нагрев лопатки до температуры осаждения 300 °С, затем с помощью ионного источника проводилась очистка поверхности лопатки. С помощью электронно-лучевой пушки нагревался слиток с материалом покрытия. Вследствие бомбардировки поверхности электронным пучком материал нагревался до температуры, при которой происходит его испарение с требуемой скоростью. В образующийся поток помещалась подложка, на которую конденсировалось испаряемое вещество. Пример титановых лопаток с конденсатами меди представлен на рис. 1.



Рис. 1. Лопатки с покрытием наноструктурированной медью

Испытания по определению демпфирующей способности покрытий проводили на виброэлектродинамическом стенде ВЭДС-400, позволяющем возбуждать и стабильно поддерживать колебания лопаток по основному тону с необходимым уровнем нагружения. Установка оборудована комплектом задающей и контрольно-измерительной аппаратуры для измерения и контроля параметров процесса усталостных испытаний.

Испытания проводили на исходных лопатках (УЗУ) и лопатках с покрытием из наноструктурированной меди и серебра согласно [11].

Измерение параметров шероховатости R_z и R_a рабочих поверхностей лопаток после УЗУ и с покрытием наноструктурированной медью выполняли на приборе «Nonmetwave T8000» вдоль и поперек оси лопаток.

Замеры твердости проводились на микротвердометре LECO LM-248AT, оснащенный системой автоматического измерения твердости АМН-43 в соответствии с [12]. В качестве индентора использовался алмазный наконечник в форме правильной четырехгранной пирамиды с углом между противоположными гранями 136 градусов. К индентору прилагалась нагрузка 0,5 Н, с выдержкой усилия в течение 15 секунд.

Испытания на усталость лопаток с покрытиями проводили способом динамического возбуждения в них колебаний по первой изгибной форме на вибростенде ВЭДС-400 согласно [13]. Лопатки крепились в специальном замке и испытывались в резонансном режиме до появления макротрещины, что соответствовало падению частоты собственных колебаний. Было испытано по 6 лопаток с покрытиями из меди и серебра. Для исходных лопаток были использованы данные по испытаниям серийных лопаток. База испытаний $N=100$ млн. циклов.

Рентгеноструктурные исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3 в медном монохроматическом излучении с фильтрацией дифракционных отражений и компьютерной обработкой данных.

Для исследования влияния покрытия пера лопаток на частоту собственных колебаний был проведен модальный анализ в ANSYS Workbench для определения частот колебания модели исходной лопатки (после УЗУ) и лопатки, покрытой наноструктурированной медью. Для проведения данного анализа построена твердотельная модель по номинальным размерам в соответствии с чертежом.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследование диссипативных свойств покрытий проводили в такой последовательности: установив и закрепив стойку на столе вибратора, обеспечили плотное прилегание нижней поверхности стойки к поверхности стола. Установили лопатку в зажим, обеспечив с помощью тарированного ключа одинаковую величину усилия зажатия (рис. 2). Найдя частоту собственных колебаний лопатки, вывели на амплитуду колебаний $2A = 7$ мм, что соответствует задаваемому напряжению в наиболее нагруженной зоне пера $\sigma = 400$ Н/мм².

Энергию, необходимую для нагружения лопаток одинаковым уровнем деформации ($2A = 7$ мм) определяли по величине подводимой мощности путем изменения подаваемых на вибростенд силы тока и напряжения. Следует отметить, что в процессе нагружения лопаток с течением времени величины силы тока и напряжения, необходимые для поддержания одинакового уровня деформации, лопатки меняются. Стабилизация этих величин происходит спустя 30 мин после начала нагружения. Поэтому, регистрацию показаний вольтметра и амперметра выполняли в начале испытаний и после наработки 10, 20 и 30 минут. Результаты измерений занесли в таблицу 1.

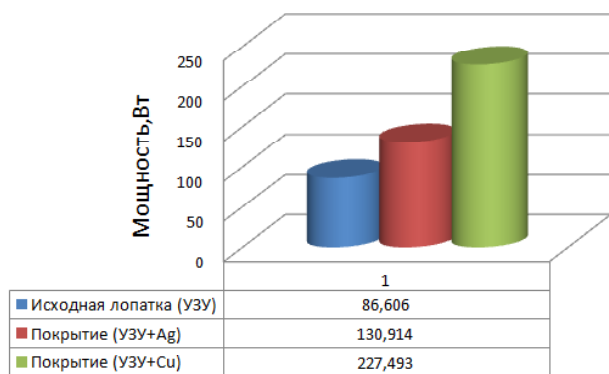
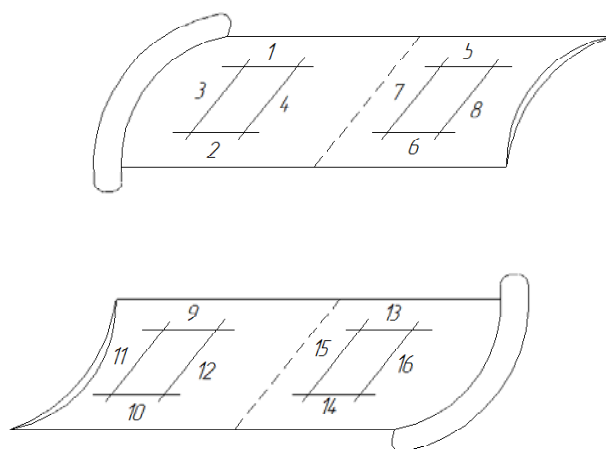


Рис. 2. Лопатка с покрытием из меди, закрепленная на стенде ВЭДС-400

Таблиця 1 – Результаты определения энергии, необходимой для нагружения лопаток амплитудой колебания $2A = 7$ мм

Состояние лопаток, инд. номер	Наработка, мин												F, Гц
	В начале			10			20			30			
	U, В	I, А	P, Вт	U, В	I, А	P, Вт	U, В	I, А	P, Вт	U, В	I, А	P, Вт	
Исходная (УЗУ) 1.	12,9	6,5	83,85	12,2	6,2	75,6	12,2	6,2	75,6	12,0	6,1	73,2	548
Исходная (УЗУ) 2.	14,4	7,2	103,7	13,8	6,8	93,8	13,8	6,8	93,8	13,7	6,8	93,2	544
Покрытие (УЗУ+Ag) 1.	18,0	8,6	154,8	16,2	7,8	126,3	15,8	7,7	121,7	15,3	7,4	113,2	543
Покрытие (УЗУ+Ag) 2.	17,8	8,5	151,3	16,3	7,9	128,8	16,3	7,9	128,8	15,9	7,7	122,4	536
Покрытие (УЗУ+Cu) 1.	25,2	11,7	294,8	20,7	9,7	200,8	19,4	9,2	178,5	18,4	8,8	161,9	546
Покрытие (УЗУ+Cu) 2.	27,9	12,8	357,1	22,7	10,5	238,4	21,2	9,9	209,9	19,2	9,3	178, 6	541

Сравнив мощность, затраченную на заданную амплитуду колебаний $2A = 7$ мм, исходных лопаток (УЗУ) и лопаток с покрытием (УЗУ+Cu и УЗУ+Ag), можно сделать вывод, что для лопаток, покрытых медью, необходимо затратить гораздо больше энергии, чем исходных, что говорит о диссипации энергии. Лопатки с покрытиями из серебра (Ag + 6 % Cd) незначительно отличаются от исходных лопаток, что говорит о меньшей демфирующей способности покрытия. Следовательно, при одинаковом уровне нагружения лопатки с покрытием наноструктурированной медью будут иметь меньшую амплитуду колебаний, чем исходные (УЗУ), что приведет к снижению динамической напряженности.

**Рис. 3.** Средняя мощность, затраченная на нагружение лопаток амплитудой колебаний $2A = 7$ мм**Рис. 4.** Схема измерения шероховатости поверхности лопаток (1...16 – направление и порядок измерений)

Измерение параметров шероховатости R_z и R_a на лопатках выполняли по схеме, представленной на рис. 4. Измерение проводили на исходных лопатках (после УЗУ) и лопатках с покрытием (УЗУ+Cu).

Полученные результаты занесли в таблицу 2.

По результатам полученных измерений параметров шероховатости можно сделать вывод, что после покрытия лопатки медью качество поверхности практически не изменилось. Параметры шероховатости вдоль оси пера лучше, чем поперек. Среднее значение шероховатости покрытия (УЗУ+Cu) составляет 0,2675 мкм, поверхности исходной лопатки (УЗУ) – 0,2563 мкм.

Таблиця 2 – Результаты измерения шероховатости поверхности лопаток исходных (УЗУ) и покрытых медью (УЗУ+Cu)

Спинка						Корыто				Среднее значение R_a , мкм	Среднее значение R_z , мкм
		R_a , мкм		R_z , мкм		R_a , мкм		R_z , мкм			
покрытие (УЗУ+Cu)	вдоль оси	0,18	0,19	1,75	1,75	0,19	0,21	1,58	1,99	0,1925	1,7675
	поперек оси	0,48	0,31	1,58	1,53	0,29	0,29	1,50	1,69	0,3425	1,575
исходная (УЗУ)	вдоль оси	0,18	0,17	1,38	1,53	0,17	0,22	1,44	2,03	0,185	1,595
	поперек оси	0,35	0,30	1,72	1,58	0,27	0,39	1,54	2,36	0,3275	1,8

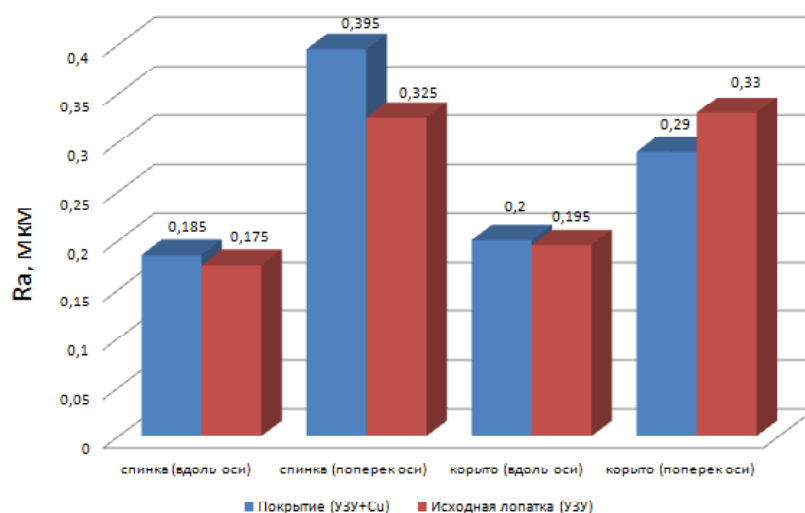


Рис. 5. Результаты измерения шероховатости лопаток вдоль и поперек оси

Образцы для измерения микротвердости вырезали на электроэрозионном станке из наиболее плоских участков профильной части лопаток. На рис 6 представлена схема замера твердости образцов с покрытием медью и без; замеры проводились в трех зонах и в сечении у поверхности с шагом 30 мкм. Полученные результаты представлены в табл. 3 и 4. Величину микротвердости определяли как среднее значение пяти отпечатков индентора.

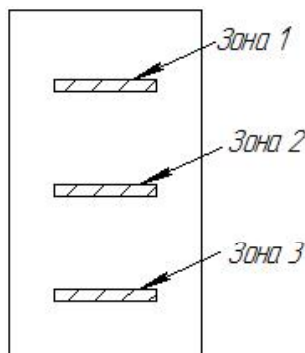


Рис. 6. Схема измерения микротвердости поверхности образцов

Полученные результаты микротвердости образцов в сечении без покрытия и с покрытием медью практически не отличаются, что свидетельствует о том, что данный метод нанесения покрытий не изменяет твердость подслоной области лопаток. Данные микротвердости поверхностного слоя существенно отличаются: после упрочнения шариками в ультразвуковом поле в результате поверхностной пластической деформации твердость увеличивается в среднем до 424 HV, покрытие меди показало низкие значения твердости порядка 94 HV, что требует дальнейшего изучения.

Проведен модальный анализ в ANSYS Workbench для определения частот колебания исходной лопатки и лопатки с покрытием (УЗУ+Cu). Для проведения данного анализа построена твердотельная модель исходной лопатки (УЗУ) и лопатки с покрытием (УЗУ+Cu) толщиной 10 мкм в системе Siemens NX. Задали покрытию свойства меди, а лопатке – титанового сплава BT3-1.

При генерации конечно-элементной сетки использовался элемент Solid186 с одинаковой густотой разбивки в моделях исходной лопатки (УЗУ) и лопатки с покрытием (УЗУ+Cu). Граничные условия в виде закрепления прикладывали на замковую часть лопатки.

Таблица 3 – Значения микротвердости образцов

Образец		Зона 1		Зона 2		Зона 3	
		Твердость HV0.05	Диагональ отпечатка мм	Твердость HV0.05	Диагональ, мм	Твердость HV0.05	Диагональ отпечатка мм
Исходный образец (УЗУ)	1	412	0,01500	454	0,01429	428	0,01472
	2	413	0,01498	440	0,01452	417	0,01491
	3	436	0,01458	453	0,01431	429	0,01470
	4	443	0,01447	440	0,01452	423	0,01481
	5	426	0,01475	478	0,01393	425	0,01477
Среднее		426	-	453	-	424	-
Образец с покрытием (УЗУ+Cu)	1	94	0,03141	91	0,01429	98	0,01472
	2	97	0,03092	93	0,01452	95	0,01491
	3	91	0,03192	106	0,01431	93	0,01470
	4	95	0,03124	87	0,0142	93	0,01481
	5	97	0,03092	103	0,01393	92	0,01477
Среднее		95	-	96	-	94	-

Таблиця 4 – Значения микротвердости образцов в сечении у поверхности

Исходный образец (УЗУ)		Расстояние, мм	Твердость HV0.05	Диагональ, мм	Образец с покрытием (УЗУ+Cu)	Расстояние, мм	Твердость HV0.05	Диагональ, мм
	1	0,03	382	0,01558		0,03	386	0,01550
	2	0,06	391	0,01540		0,06	389	0,01544
	3	0,09	381	0,01560		0,09	384	0,01554
	4	0,12	390	0,01542		0,12	393	0,01536
	5	0,15	385	0,01552		0,15	382	0,01558
	6	0,18	393	0,01536		0,18	390	0,01542

Математическое моделирование дает возможность визуально оценить формы изгибных колебаний лопаток. Результаты проведенного модального анализа представлены в табл. 5. На рис. 7 приведена форма и частота первой изгибной формы для исходной лопатки (УЗУ), на рис. 8 – соответственно для лопатки с покрытием (УЗУ+Cu).

По результатам модального анализа можно сделать вывод, что покрытие из наноструктурированной меди не меняет частоту собственных колебаний исходной лопатки. Результаты данного анализа согласуются с проведенными ранее исследованиями (табл. 1).

Рентгеноструктурные исследования проводили на образцах, покрытых наноструктурированной медью и серебром и для сравнения исходных лопаток после УЗУ. Образцы сняты в монохроматическом медном излучении с поверхностного слоя лопатки. На рис. 10 приведена дифрактограмма сплава ВТЗ-1 после окончательной обработки УЗУ. В структуре выявлены линии α - и β -фаз. Линии имеют значительную ширину, что свидетельствует о наличии внутренних микронапряжений, вызванных пластической деформацией поверхностного слоя после обработки шариками в ультразвуковом поле.

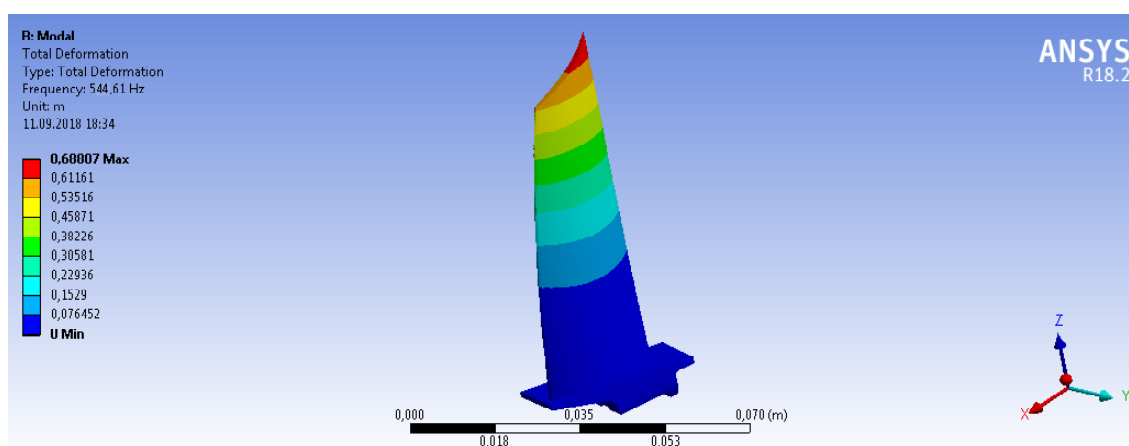


Рис. 7. Форма и частота первой изгибной формы для исходной лопатки (УЗУ)

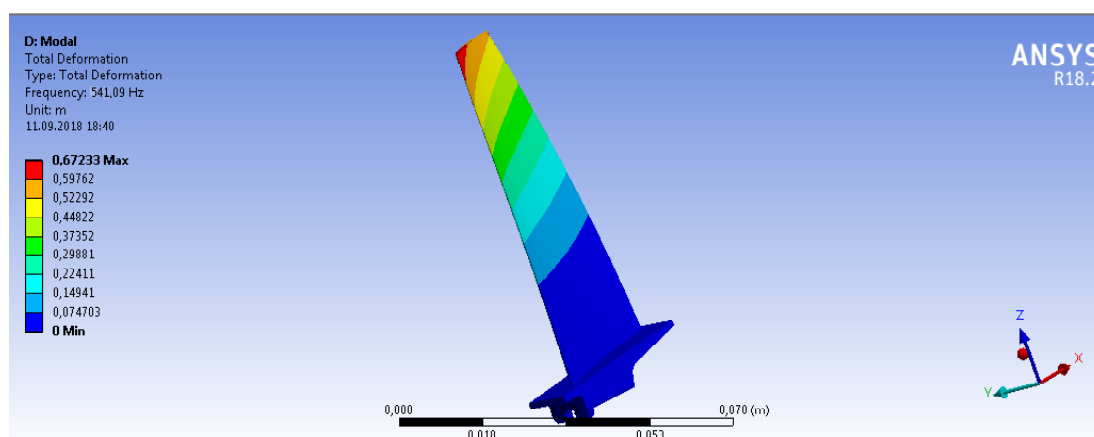


Рис. 8. Форма и частота первой изгибной формы для лопатки с покрытием (УЗУ+Cu)

Моды	Частота колебаний, Гц	
	Исходная лопатка (УЗУ)	Лопатка с покрытием (УЗУ+Cu)
1	544	541
2	1747	1730
3	2222	2210
4	4042	3968
5	4379	4315
6	5426	5389

используемой технологии нанесения на поверхность лопатки. Покрытие плотное, линии α - фазы от поверхностного слоя титанового сплава лопатки под покрытием очень слабые по интенсивности, т. к. они практически поглощаются в покрытии меди.

Для сравнения с лопаток был снят слой покрытия в виде порошка, для которого характерно хаотическое расположение кристаллографических направлений в зернах, т. е. практически бестекстурный. Дифрактограмма для порошка меди показана на рис. 12.

Частота, Гц

Исходная лопатка (УЗУ)

Лопатка с покрытием (УЗУ+Cu)

Уровень	Исходная лопатка (УЗУ) [Гц]	Лопатка с покрытием (УЗУ+Cu) [Гц]
1	~500	~500
2	~1700	~1700
3	~2100	~2100
4	~3900	~3900
5	~4200	~4200
6	~5200	~5200

12

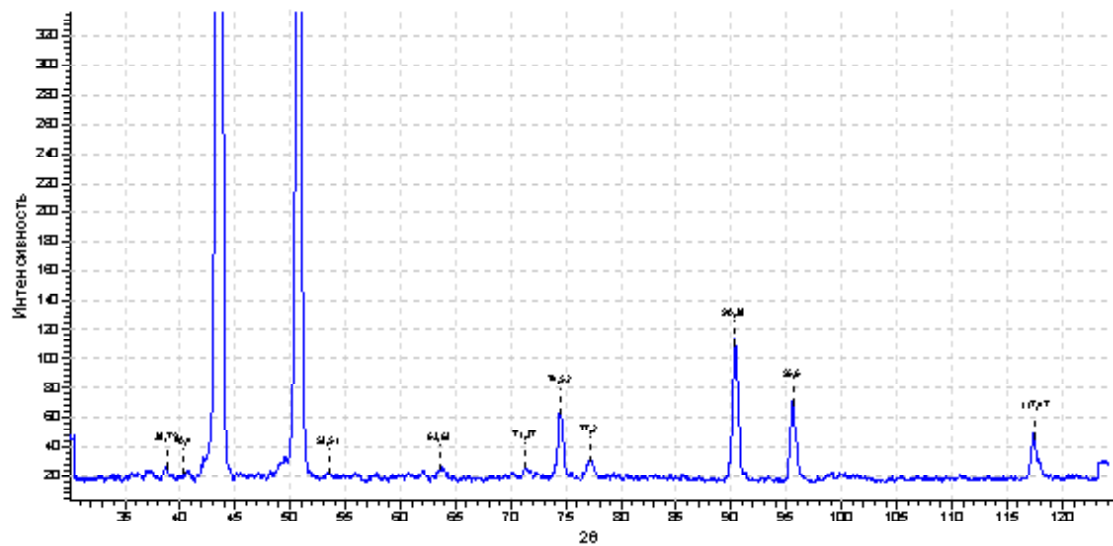


Рис. 11. Дифрактограма поверхнового слоя лопатки с покрытием меди

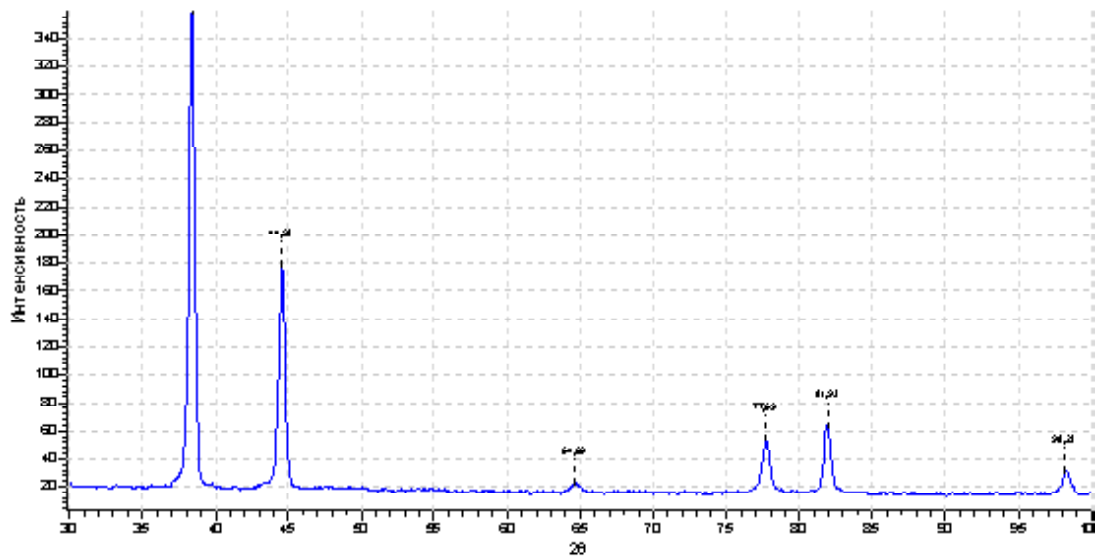


Рис. 12. Дифрактограма порошка меди

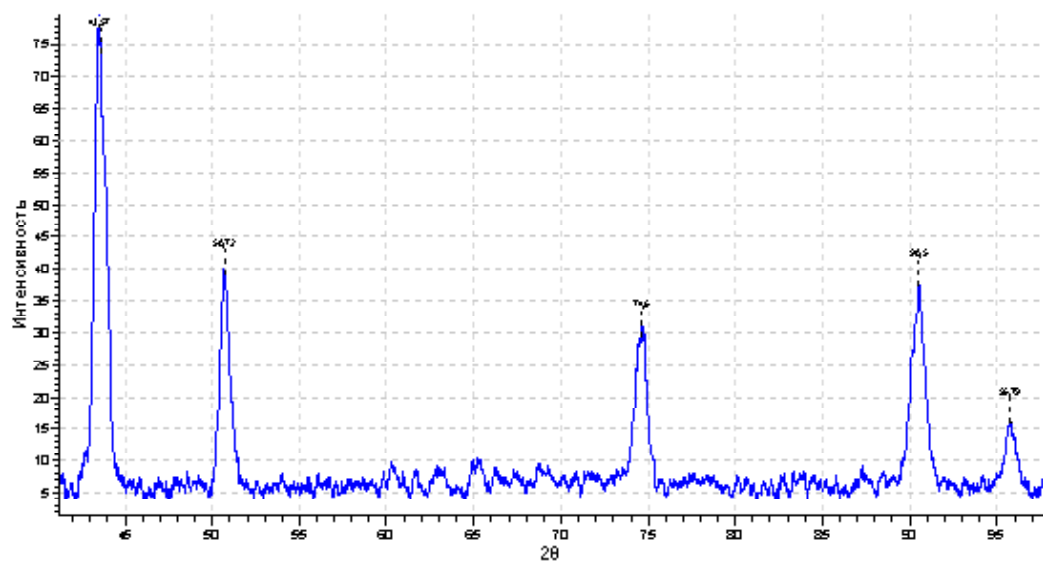


Рис. 13. Дифрактограма покриття срібра на лопатке

На всех дифрактограммах интенсивности первых трех линий (111, 200 и 220) существенно различаются на дифракционных картинах покрытия и для порошковых образцов. Количественные соотношения интенсивностей дифракционных линий, вычисленные после обработки дифрактограмм, сведены в таблице 6.

Таблица 6 – Соотношение интенсивностей (I) для первых трех линий дифрактограмм

Материал	I_{111}/I_{220}	I_{200}/I_{220}
Покрытие меди на лопатке	12,5	8,1
Порошок меди	2,6	1,3
Покрытие серебра на лопатке	16,6	8,3
Порошок серебра	3,8	1,8

Существенное различие в интенсивности дифракционных линий, полученных от покрытий и порошков, свидетельствует о наличии преимущественной ориентировки в зернах покрытий, что позволило сделать следующие выводы. В покрытии большинство зерен относительно поверхности лопатки, в основном ориентировано кристаллографическими направлениями $\langle 111 \rangle$ и, частично, $\langle 100 \rangle$. Аналогично, такой вывод следует сделать и относительно покрытия серебра (рис. 13 и таб. 6), что вполне понятно, так как оба металла имеют ГЦК решетки, а образование ориентаций обуславливается прежде всего технологией получения покрытия и типом решетки. Следует отметить, что образование такой кристаллографической структуры покрытия будет улучшать сцепление покрытия с лопаткой и повышать износостойкость, поскольку плоскости (111) в ГЦК решетке являются наиболее плотноупакованными.

Результаты исследования усталостной прочности лопаток с покрытием из наноструктурированной меди лучше, чем серебра. 50 % лопаток, покрытых медью, обработали полную базу испытаний ($N = 100$ млн. циклов) без разрушения при напряжении 480 МПа, 40 % лопаток покрытых наноструктурированным серебром ($(Ag+6\%Cd)$, «отстояли» 450 МПа без разрушения. Предел выносливости исходных лопаток, окончательно обработанных УЗУ 330 МПа, что говорит о положительном влиянии наноструктурированных покрытий на усталостную прочность.

Выводы

На основе проведенных исследований диссипативных свойств и характеристик поверхностного слоя наноструктурированных покрытий из меди и серебра рабочих лопаток ГТД можно сделать следующие выводы:

- рабочие лопатки компрессора из титанового сплава после УЗУ с покрытием из меди и серебра обладают большей демфирующей способностью, чем исходные лопатки без покрытия; причем конденсаты из наноструктурированной меди приводят к большей диссипации энергии;
- результаты измерения шероховатости поверхности лопаток, покрытых наноструктурированной медью, показали, что покрытие не ухудшает качество поверхности и не приводит к увеличению параметров шероховатости;
- измерения микротвердости по сечению пера лопатки показали, что покрытие пера наноструктуриро-

ванной медью не приводит к изменению твердости подслоной области и сердцевины;

- рентгеноструктурные исследования показали, что наноструктурированные покрытия меди и серебра текстурованы и имеют ориентационное расположение плотноупакованных плоскостей (111) и, частично, плоскостей (100), параллельно поверхности лопатки, что должно обеспечивать хорошее сцепление покрытия с поверхностью лопатки;

- испытания на усталостную прочность показали, что покрытие пера лопаток из наноструктурированной меди и серебра не приводит к снижению выносливости лопаток;

- результаты модального анализа в ANSYS показали, что покрытие пера лопаток из наноструктурированной меди не изменяет частоту собственных колебаний лопатки.

Таким образом установлено, что покрытие пера лопаток наноструктурированной медью приводит к значительному повышению демфирующей способности лопаток и обеспечивает благоприятные характеристики поверхностного слоя, что позволяет рассматривать его в качестве возможной составляющей композиционных защитных покрытий лопаток ГТД.

Список литературы

1. Матвеев В. В. Демпфирование колебаний деформируемых тел. / В. В. Матвеев. – К. : Наук. думка, 1985. – 263 с.
2. Фавстов Ю. К. Металловедение высокодемпфирующих сплавов. / Ю. К. Фавстов, Ю. Н. Шульга, А. Г. Рахштадт. – М. : Металлургия, 1980. – 272 с.
3. Устинов А. И. Диссипативные свойства наноструктурированных материалов / А. И. Устинов // Пробл. прочности. – 2008. – № 5. – С. 97–103.
4. Мовчан Б. А. Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия и двуокиси циркония / Б. А. Мовчан, А. В. Демчишин // Физика металлов и металловедение. – 1969. – 28, № 4. – С. 653–660.
5. Устинов А. И. Изучение диссипативных свойств однородных материалов, осажденных в виде покрытий. Сообщение 1. Метод определения амплитудной зависимости истинного декремента колебания материала покрытия / А. И. Устинов, В. С. Скордзиевский, Н. С. Косенко // Пробл. прочности. – 2007. – № 6. – С. 134–143.
6. Устинов А. И. Изучение диссипативных свойств однородных материалов, осажденных в виде покрытий. Сообщение 2. Конденсаты меди с различными характеристиками микроструктуры / А. И. Устинов, В. С. Скордзиевский, Н. С. Косенко // Пробл. прочности. – 2008. – № 2. – С. 149–159.
7. Демпфирующая способность покрытий Co-Ni и Co-Fe, полученных методом электронно-лучевого осаждения / А. И. Устинов, Б. А. Мовчан, Ф. Лемке, В. С. Скордзиевский // Вибрации в технике и технологиях. – 2001. – № 4. – С. 123–126.
8. О возможностях наноструктурированных покрытий для снижения динамической напряженности конструктивных элементов машин / А. И. Устинов, А. П. Зиньковский, И. Г. Токарь, В. С. Скордзиевский // Автоматическая сварка. – 2010. – № 1. – С. 15–21.
9. Зиньковский А. П. Демпфирующая способность конструктивных элементов с наноструктурными покрытия-

- ми / А. П. Зиньковский, И. Г. Токарь // Вестник двигателестроения. – 2009. – №2. – С. 37–41.
10. Влияние температуры подложки на микро- и субструктуру вакуумных конденсатов меди / А. И. Устинов, Е. В. Фесюн, Т. В. Мельниченко, С. М. Романенко // Сов. электрометаллургия. – 2007. – № 4. – С. 19–26.
 11. ОСТ 100870-77 Лопатки газотурбинного двигателя (ГТД). Методы испытания на усталость. – М.: Изд-во стандартов, 1977. – 34 с.
 12. ГОСТ 9450-76 (СТ СЭВ 1195-78) Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М.: Изд-во стандартов, 1993. – 33 с.
 13. ГОСТ 25.502-79 Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – М.: Изд-во стандартов, 1986. – 25 с.

Одержано 03.09.2018

Пухальська Г.В., Підгорський К.Н., Гліксон І.Л., Степанова Л.П., Щербина М.А. Дослідження дисипативних властивостей та характеристик поверхневого шару наноструктурованих покриттів пера лопаток

Мета роботи. Дослідити характеристики поверхневого шару та дисипативні властивості наноструктурованих покриттів лопаток ГТД.

Методи дослідження. Дослідження проводили на лопатках з титанового сплаву VT3-1 з нанесеними покриттями наноструктурованої міді і срібла після ультразвукового зміцнення поверхні кульками. Покриття отримували методом електронно-променевого випаровування й конденсації матеріалу покриття у вакуумі [3]. Випробування дисипативних властивостей проводили на віброелектродинамічному стенді ВЕДС-400 згідно з [11]. Рентгеноструктурні дослідження проводилися на дифрактометрі ДРОН-3 в мідному монохроматичному випромінюванні з фільтрацією дифракційних променів і комп'ютерним обробленням даних.

Отримані результати. Наведено результати досліджень дисипативних властивостей наноструктурованих покриттів з міді та срібла на робочі поверхні лопаток. Показано, що лопатки мають більшу демпфувальну здатність, ніж вихідні без покриття; причому конденсати з наноструктурованої міді приводять до більшої дисипації енергії. Результати вимірювання шорсткості й мікротвердості свідчать про те, що покриття не погіршує якість поверхні і не призводить до зміни твердості підшарової області і серцевини. Встановлено, що покриття пера лопаток з наноструктурованої міді і срібла не приводить до зниження витривалості лопаток і не змінює частоту власних коливань лопатки.

Наукова новизна. Встановлено, що наноструктуровані покриття міді і срібла текстуровані і мають орієнтаційне розташування щільноупакованих площин (111) та частково площин (100), паралельно поверхні лопатки, що має забезпечувати гарне зчеплення покриття з поверхнею лопатки.

Практична цінність. Встановлено, що нанесення покриття з наноструктурованої міді на перо лопатки приводить до значного підвищення демпфувальної здатності лопаток і забезпечує сприятливі характеристики поверхневого шару, що дозволяє розглядати його як можливу складову композитних захисних покриттів лопаток ГТД.

Ключові слова: наноструктуровані покриття, дисипативні властивості, шорсткість, лопатка, мікротвердість, текстура.

Puhalskaya G., Podgorsky K., Glikson I., Stepanova L., Shcherbyna M. Research of dissipative properties and characteristics of the surface layer of nanostructured coatings of the blade feather

Purpose. Investigate the characteristics of the surface layer and dissipative properties of nanostructured coatings of GTE blade.

Methods of research. Studies were performed on blades of titanium alloy VT3-1 coated with nanostructured copper and silver after ultrasonic hardening with balls. Coatings were obtained by electron beam evaporation and condensation of the coating material in vacuum [3]. Tests for the study of dissipative properties were carried out on a VEDS-400 vibroelectrodynamics test bench according to [11]. X-ray diffraction studies were carried out on a DRON-3 diffractometer in monochromatic copper radiation with filtration of diffraction reflections and computer data processing.

Results. The results of studies of the dissipative properties of nanostructured coatings of copper and silver on the working surfaces of blades are presented. It is shown that these blades have a greater damping ability than the original without coating; moreover, condensates of nanostructured copper lead to greater energy dissipation. The results of measuring the roughness and microhardness indicate that the coating does not impair the quality of the surface and does not lead to a change in the hardness of the sublayer region and core. It has been established that the coating of blades made of nanostructured copper and silver does not lead to a decrease in the endurance of the shoulder-blades and does not change the frequency of natural oscillations of the blades.

Scientific novelty. It has been established that nanostructured copper and silver coatings are textured and have an orientation arrangement of close-packed (111) planes and, partially, (100) planes, parallel to the shoulder-blade surface, which should ensure good adhesion of the coating to blade surface.

Practical value. It has been established that the coating of feather blades with nanostructured copper leads to a significant increase in the damping capacity of the blades and provides favorable characteristics of the surface layer, which makes it possible to consider it as a possible component of composite protective coatings for GTE blades.

Key words: nanostructured coatings, dissipation properties, roughness, blade, microhardness, texture.

ВПЛИВ УМОВ ПЛАВКИ ТА ГАЗОНАСИЧЕНОСТІ НА ФОРМОУТВОРЕННЯ ГРАФІТУ В ЧАВУНАХ

Мета роботи. У цій статті наведено аналіз впливу умов плавки чавунів з різною морфологією графітової фази (пластинчастого, пластівчастого, кулястого) на газонасиченість чавунів.

Методи дослідження. Застосовували металографічний, мікрорентгеноспектральний і петрографічний методи аналізу чавунів.

Отримані результати. Найбільш помітною виявилася залежність морфології графіту від вмісту кисню, не зважаючи на те, що з усіх газів найбільшим вмістом відрізнявся азот (до 0,016 %), а найменшим – водень (0,0002–0,0003 %). Менший вміст газів спостерігався при плавлі чавунів в індукційних печах. Вміст кисню в досліджуваних чавунах не перевищував 0,001–0,003 % (за масою). Більший вміст кисню відповідав сірим чавунам з пластинчастим графітом, менший – ковким чавунам з пластівчастим графітом, і найбільш низький – високоміцним чавунам з кулястим графітом. Рентгеноспектральним аналізом встановлено, що кисень, головним чином міститься у графітовій фазі. У пластинчастих включеннях графіту було виявлено до 7 % кисню і до 3,5 % кисню – в кулястих.

Наукова новизна. Незважаючи на досить велику вивченість впливу газів на структуроутворення чавунів, до сьогодні в практиці виробництва виливків контролю газів не приділяють належної уваги. Причому найбільш дискусійним залишається питання про форму наявності газів у чавунах і механізму їх впливу на структуроутворення і, особливо, формування графітової фази. Петрографічними дослідженнями встановлено, що кисень у чавунах здатний утворювати субоксиди. Утворення субоксидів (кремнію, магнію, алюмінію та ін.) відбувається в умовах дефіциту кисню в чавунах при взаємодії цих елементів з оксидом вуглецю (CO).

Практичне значення. Отримані дані необхідні для розкриття механізму впливу газової фази на графітизацію чавунів і розробці оптимальних технологічних процесів отримання чавунних виливків з необхідними структурними показниками і комплексом фізико-механічних властивостей.

Ключові слова: азот, водень, кисень, графіт, чавун.

Вступ

Наявність газових домішок у технічних чавунах може не тільки знижувати якість литва внаслідок появи специфічних дефектів, а й суттєво впливати на процеси структуроутворення. Також відомо, що газонасиченість чавуну може суттєво змінюватися від умов плавки, шихтових матеріалів, ливарної форми та інших факторів. Причому значення часто має не стільки абсолютний вміст газів, скільки їх стан або форма знаходження у чавунах. Тому вивчення впливу умов плавки та газових домішок на формування структури чавунів є актуальним для ливарного виробництва. Особливу зацікавленість викликає вплив газів на морфологію графіту з метою забезпечення високої якості чавунних виливків.

Постановка задачі

Дослідити вплив умов плавки та газонасиченості на морфологію графітової фази у чавунах.

Для цього необхідно було вирішити наступні задачі:

- визначити вміст газів у чавунах, що були виплавлені у різних плавильних агрегатах;

- визначити вміст газів у чавунах з різною формою вкраплень графіту;
- визначити форми існування газів у чавунах та їх роль у формуванні графіту.

Огляд літератури

Вплив азоту, водню та кисню на структуру чавунів у науковій літературі оцінюється дуже суперечливо. Газу в чавунах можуть бути для них інертними, а також розчинятися у металі чи входити до складу неметалевих з'єднань. Який з цих газів має найбільший вплив на утворення графіту також залишається невирішеним.

Так, деякі автори стверджують, що найбільш відчутний вплив на структуру чавунів чинить азот [1, 2]. Не зважаючи на підвищення активності вуглецю, азот чинить опір графітизації, збільшує глибину відбілювання у виливках з сірого чавуну та перешкоджає виділенню графіту при відпалі білого чавуну на ковкий [1]. Тобто у сірих чавунах, затримуючи графітизацію у евтектичному інтервалі, азот сприяє зменшенню кількості фериту і стабілізації перліту, а також попереджує або усу-

ває вкраплення графіту міждедритного типу та робить їх більш роз'єднаними [2]. В той же час утворення нітридів металів (алюмінію, бору, магнію тощо) сприяє розпаду карбідів при відпалі ковких чавунів [1].

За даними інших дослідників [3–6], не менший вплив на структуроутворення чавунів чинить водень. Так у роботі [3] запропоновано водневий механізм формування виділень графіту у сірому чавуні. Виділення графіту при цьому розглядаються як прояв одного з різновидів водневої крихкості. Правомочність запропонованого механізму експериментально підтверджена створенням нового доменного чавуну без виділень графіту. Пропонується вважати [4], що повільне охолодження чавуну призводить до утворення ледебуритної структури.

У роботі [5] також відзначається особливий вплив водню на процеси кристалізації чавунів. Зменшення кількості водню і його бульбашок сприяє утворенню дрібної структури.

Утворення кулястого графіту у високоміцних чавунах також пов'язують [6] з дифузією водню у бульбашки магнію, які утворюються при модифікуванні.

В інших роботах визнають і значну роль кисню у структуроутворенні чавунів. Як відомо, розкислення, що супроводжується також утворенням газових бульбашок, сприяє зміні морфології графіту у чавунах. Так, у роботі [7] підтверджується, що газові бульбашки відіграють значну роль у зародженні та зростанні кулястого графіту. При цьому дія магнію і утворення кулястого графіту розглядається як результат усунення негативного впливу сірки та кисню.

Також висувається гіпотеза [8, 9], що формоутворення графітових вкраплень у чавунах пов'язано з утворенням нанокристалів графіту та кількістю розчиненого та адсорбованого кисню. Вважається, що модифікування розплаву сірого чавуну феросиліцієм сприяє зниженню концентрації адсорбованого кисню та збагаченню розплаву центрами кристалізації дендритів графіту. Спочатку розчинений у рідкому чавуні кисень дифундує у безструктурні зони розплаву, а потім адсорбується на центрах кристалізації дендритів аустеніту та графіту. Наявність у феросиліції алюмінію та кальцію сприяє зниженню адсорбованого кисню та сірки і створює умови для зростання розгалужених пластин графіту [8]. Ще більше знижується концентрація адсорбованого кисню та розгалуженість вкраплень графіту, аж до утворення їх у вигляді куль, при модифікуванні магнієм. Магній майже не розчиняється у рідкому чавуні, перебуває у атомарному газоподібному стані та має максимальну термодинамічну активність. На відміну від кремнію та алюмінію, що перебуває у розчиненому стані, магній є більш сильним розкислювачем, має низьку температуру кипіння, що сприяє перемішуванню рідкої ванни та значно підвищує кінетику процесу розкислення чавуну і зменшує концентрації кисню у розплаві [9]. Встановлено [10], що для утворення кулястого графіту необхідно, щоб концентрація роз-

чиненого кисню у розплаві чавуну становила не більше 0,0016–0,0018 %, при остаточному вмісті магнію 0,04% [10].

У сірих заевтектичних чавунах вміст кисню може збільшуватися за рахунок адсорбції, а також знаходження кисню у вигляді міцних з'єднань, в яких кремній відіграє найбільшу роль (SiO_2 , SiO та більш складні з'єднання) [2].

Слід відзначити, що методика вимірювання вмісту кисню у чавунах також впливає на величину цих показників. Це пов'язано з тим, що при вимірюванні хімічним або фізичним методом у газовій фазі фіксується тільки кисень, що входить у CO та CO_2 . А відомо, що у газовій фазі можуть міститися інші субоксиди AlO , SiO та ін. леткі, що будуть конденсуватися при 1300–900 °C та також збільшувати загальний вміст кисню. Тому точніше буде застосування методу вакуум-плавлення безпосередньо у зоні плавильного простору із залученням мас-спектрометричного аналізу при температурі понад 1300 °C [11]. Але такий метод значно ускладнює процес контролю та не може бути застосований при експрес-аналізах у ливарних цехах.

В попередніх роботах показано [12–13], що при високих температурах у рідкому чавуні можуть утворюватися різні субоксиди, які здатні суттєво впливати на морфологію графіту.

Таким чином дослідження залежності морфології графіту від газонасиченості та умов виробництва чавунів є актуальним для сучасного ливарного виробництва з метою отримання якісних литих виробів із бажаним комплексом фізико-механічних властивостей та показників структури.

Матеріали і методи

Для дослідження використовували чавуни з різною формою вкраплень графіту (СЧ10, КЧ30-6, ВЧ500-2), що були виплавлені в промислових умовах у різних плавильних агрегатах (паливних та електричних печах).

Застосовували металографічний, мікрорентгеноспектральний та петрографічний методи аналізу дослідних чавунів. Металографічний аналіз здійснювали за допомогою оптичних мікроскопів МИМ-8М та Zeiss Axiovert 200 MAT. Петрографічні дослідження виконували у відбивному світлі на мікроскопі МБІ-6 та прохідному світлі на кристалооптичному мікроскопі МІН-8 з використанням стандартних наборів імерсійних рідин. Мікрорентгеноспектральний аналіз чавунів проводили на електронному растровому мікроскопі SUPRA 40 WDS. Газонасиченість сплавів вимірювалася методом відновлювального плавлення у атмосфері інертного газу за допомогою газоаналізаторів LECO.

Експерименти

Як шихту для виплавки чавунів використовували переробний та ливарні чушкові чавуни (ПЛ1, ПЛ2, Л5), сталевий брукхт (ст. 3), феросиліцій (ФС45) та феромарганець (ФМн78). Сірий чавун виплавливали у вагранці,

продуктивністю 10 т/год, а також у електродуговій (ДСП-1,5) та індукційній (ІЧТ-1) печах. Ковкий та високоміцний чавун виплавляли у індукційних печах ІЧТ-6 та ІЧТ-1 відповідно. Для отримання кулястого графіту на дно нагрітого ковша давали нікель-магнієву лігатуру (15 % Mg, 0,6 % Се), що попередньо виготовляли з електролітичного нікелю, первинного магнію та фероцерію під барієвим флюсом. Зверху лігатуру вкривали шаром феросилікобарію ФС65Ба4. Кількість добавок складала до 1,0 % від маси рідкого металу. Для зменшення часу високотемпературного відпалу білого чавуну та полегшення утворення графіту відпалу у ківш подавалася присадка алюмінію у кількості 0,015 %.

Для контролю хімічного складу та структури металу відливали стандартні проби. Проби для аналізу газів відбирали у ковші при температурі до 1300 °С. У ковкому чавуні газонасиченість вимірювалася після проведення високотемпературного відпалу (при температурі 980 °С протягом 24 годин).

Результати

Газонасиченість газами сірого чавуну у різних плавильних агрегатах наведена у табл. 1.

Рівень газонасиченості ковкого чавуну наведена у табл. 2. Кількість газів у чавуні вимірювалася у початковому стані, безпосередньо під час виплавки (у білому чавуні) та у готовому стані – після відпалу (у ковкому чавуні).

Обговорення

Встановлено, що найбільшу концентрацію у чавунах з усіх газів має азот: 0,01–0,016 % у білих і ковких та 0,005–0,008 % у сірих. Причому менші значення концентрації азоту відповідають умовам індукційної плавки. Водень у всіх чавунах мав найменший вміст і не перевищував 0,0003 %. Газонасиченість чавуну помітно змінюється при тривалому високотемпературному відпалу білого чавуну на ковкий, при цьому збільшується вміст азоту (до 0,016 %), а вміст кисню та водню навпаки знижується. Загальний вміст кисню у чавунах був також невеликим (0,005–0,001 %). Найбільші значення відповідають білому чавуну, менші — чавунам з графітною фазою. Як і слід було очікувати, вміст кисню у чавунах суттєво зменшується при модифікуванні магнієм і зміні пластинчатої морфології графіту на кулясту. Але загальний вміст кисню навіть у графітизованих чавунах може коливатися у значних межах. В окремих випадках вміст кисню коливався від 10 ppm до 30 ppm (0,001–0,003 %) і навіть більше. Це, мабуть, пов'язано із залежністю від фізико-хімічних умов плавки (хімічного складу, температури металу, стану модифікатора тощо) та формою існування кисню у чавунах.

Локальний мікрорентгеноспектральний аналіз показав, що кисень головним чином концентрувався у графітовій фазі (до 7 % у пластинчатих та до 3,5 %

Таблиця 1 – Газонасиченість сірого чавуну марки СЧ10 у різних плавильних агрегатах

Тип печі	Вміст газів					
	Кисню		Водню		Азоту	
	ppm	%	ppm	%	ppm	%
Вагранка	30	0,0030	3	0,0003	80	0,0080
Дугова піч	20	0,0020	3	0,0003	80	0,0080
Індукційна піч	15	0,0015	2	0,0002	50	0,0050

Таблиця 2 – Вміст газів у ковкому чавуні марки КЧ30-6

Тип проби	Вміст газів					
	кисню		водню		азоту	
	ppm	%	ppm	%	ppm	%
Білий чавун (до відпалу)	50	0,005	3	0,0003	120	0,012
Ковкий чавун (після відпалу)	20	0,002	2	0,0002	160	0,016

Таблиця 3 – Газонасиченість високоміцного чавуну марки ВЧ 500-2

Проба	Вміст газів					
	Кисню		Водню		Азоту	
	ppm	%	ppm	%	ppm	%
з печі (до обробки)	30	0,0030	3	0,0003	70	0,007
з ковша (після обробки)	10	0,0010	-	-	40	0,004

у кулястих вкрапленнях), а у металевій матриці був майже відсутній. Це опосередковано може підтверджувати припущення про вибірккову адсорбцію атомарного кисню на призматичних гранях кристалів графіту. Інших газів у графітовій фазі не виявлено.

Спеціально проведеними петрографічними дослідженнями у чавунах були виявлені субоксид кремнію (SiO) у сірих і ковких чавунах та субоксид магнію у високоміцних чавунах та інші леткі субоксиди (AlO), що збільшують загальний вміст кисню у чавунах, але могли не фіксуватися при визначенні методом вакуум-плавлення.

Ці субоксиди утворюються при високих температурах (1300–1360 °C) при взаємодії відповідних елементів з окисом вуглецю. Як було вказано у попередніх роботах [12–13] вони багато в чому відповідають за морфологію графітової фази у чавунах.

Таким чином підтверджується тенденція, що між вмістом газів (особливо киснем) і формою вкраплень графіту існує взаємозв'язок. При чому, проявляється загальна тенденція зменшення кількості газів при збільшенні компактності вкраплень графіту. Встановлено, що головну роль у формуванні графіту має не тільки загальний вміст кисню, а форма його вмісту у чавунах. Так, при наявності значної кількості елементів з високою спорідненістю з киснем (кремнію, марганцю, магнію, алюмінію та ін.), виникає його дефіцит, і при взаємодії з оксидом вуглецю утворюються оксиди зниженої валентності – субоксиди або субоксиди. Останні беруть активну участь у формуванні вкраплень графіту та його морфології у чавунах.

Висновки

1. Підтверджено, що газонасиченість сірих чавунів залежить від методу їх плавки. Найменша загальна кількість газів спостерігається у сірих чавунах, що були виплавлені у електричних печах (до 0,01 %). Але газонасиченість у чавунах може суттєво змінюватися при зміні фізико-хімічних умов плавки: температури, хімічного складу та ін.

2. Визначено, що між вмістом кисню та формою вкраплень графіту у чавунах існує певна залежність. При зменшенні вмісту кисню у чавунах з 30 ppm (0,003 %) до 10 ppm (0,001 %) спостерігається зміна морфології графітової фази. Найменша кількість кисню зазвичай існує у чавунах з компактным або кулястим графітом (до 0,001 %).

3. Встановлено, що головну роль у формуванні графіту має не тільки загальний вміст кисню, а форма його вмісту у чавунах. Так, при наявності значної кількості елементів з високою спорідненістю до кисню (кремнію, марганцю, магнію, алюмінію та ін.) виникає його дефіцит і при взаємодії з оксидом вуглецю утворюються оксиди зниженої валентності – субоксиди або субоксиди. Інтенсивність протікання реакції цих елементів з оксидом вуглецю (CO) відповідає за морфологією графітової фази у чавунах. Петрографічними дослідженнями

підтверджено утворення субоксиду кремнію (SiO) у сірих чавунах з пластинчастим графітом. У високоміцних чавунах утворення кулястого графіту пов'язано з утворенням субоксиду магнію (Mg₂O) при взаємодії магнію з оксидом вуглецю (CO).

Список літератури

1. Леви Л. И. Азот в чугунах для отливок / Леви Л. И. – М. : Машиностроение, 1964. – 230 с.
2. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в оливах / Гиршович Н. Г. – М. : Машиностроение, 1966. – 563 с.
3. Афанасьев В. К. Водородный механизм образования выделений графита в чугунах / В. К. Афанасьев // Литейное производство. – 2014. – № 1. – С. 8–13.
4. О формировании структуры доменного чугуна. / Афанасьев В.К., Долгова С.В., Черныш А.П. и др. // Металлургия машиностроения. – 2016. – № 3. – С. 9–14.
5. Стеценко В. Ю. Влияние водорода на процессы кристаллизации в чугунах. / В. Ю. Стеценко // Литейщик России. – 2009. – № 2. – С. 35–38.
6. Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна / под общ. ред. А. А. Горшкова. Москва-Киев: Машгиз, 1961. – 300 с.
7. Baranov A. A. On the modification of graphitized cast iron. / A. A. Baranov, D. A. Baranov // The Physics of Metals and Metallography. – 2006. – Vol. 102. – № 4. – P. 384–390.
8. Марукович Е. И. Наноструктурные процессы плавки и литья чугуна с пластинчатым графитом / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2017. – № 1 (86). – С. 7–10.
9. Марукович Е. И. Наноструктурные процессы плавки и литья чугуна с шаровидным графитом / Е. И. Марукович, В. Ю. Стеценко // Литье и металлургия. – 2017. – № 3 (88). – С. 45–48.
10. Сиротинский П. С. Роль остаточного содержания элементов-сфероидизаторов графита при длительной изотермической выдержке жидкого модифицированного чугуна / П. С. Сиротинский // Литейное производство. – 1973. – № 11. – С. 27–31.
11. А. с. 866457 СССР, М. Кл³ G 01 N 15/10 C 21 C 5/52 Способ определения содержания кислорода методом вакуум-плавления / В. А. Воронов, В. В. Добрадин, И. К. Майборода и др. - № 2866739/22-02; заявл. 09.01.80, опубл. 23.09.81, Бюл. № 35.
12. Ivanov V. Research of structure and formation of nodular graphite inclusions in ductile cast iron. / V. Ivanov, V. Pirozhkova, V. Lunev // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2016. – № 3(5). – P. 31–36.
13. Ivanov, V. Silicon effect on the formation of graphite inclusions in gray cast iron. / V. Ivanov, V. Pirozhkova, V. Lunev // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. – 2017. – № 4(12). – P. 26–30.

Одержано 06.06.2018

Иванов В. Г. Влияние условий плавки и газонасыщенности на формообразование графита в чугунах

Цель работы. В этой статье приведен анализ влияния условий плавки чугунов с различной морфологией графитной фазы (пластинчатого, хлопьевидного, шаровидного) на газонасыщенность чугунов.

Методы исследования. Применяли металлографический, микрорентгеноспектральный и петрографический методы анализа чугунов.

Полученные результаты. Наиболее заметной оказалась зависимость морфологии графита от содержания кислорода, несмотря на то, что из всех газов наибольшим содержанием отличался азот (до 0,016 %), а наименьшим – водород (0,0002–0,0003 %). Меньшее содержание газов соответствовало плавке чугунов в индукционных печах. Содержание кислорода в исследуемых чугунах не превышает 0,001–0,003 % (по массе). Большее содержание кислорода соответствовало серым чугунам с пластинчатым графитом, меньшее – ковким чугунам с хлопьевидным графитом, и самое низкое – высокопрочным чугунам с шаровидным графитом. Рентгеноспектральным анализом установлено, что кислород, главным образом, содержится в графитовой фазе. В пластинчатых включениях графита было обнаружено до 7 % кислорода и до 3,5 % кислорода – в шаровидных.

Научная новизна. Несмотря на достаточно большую изученность влияния газов на структурообразование чугунов, до настоящего времени в практике производства отливок контролю газов не уделяют должного внимания. Причем наиболее дискуссионным остается вопрос о форме присутствия газов в чугунах и механизме их влияния на структурообразование и, особенно, формирование графитной фазы. Петрографическими исследованиями установлено, что кислород в чугунах способен образовывать субоксиды. Образование субоксидов (кремния, магния, алюминия и др.) происходит в условиях дефицита кислорода в чугунах при взаимодействии этих элементов с оксидом углерода (CO).

Практическое значение. Полученные данные необходимы для раскрытия механизма влияния газовой фазы на графитизацию чугунов и разработки оптимальных технологических процессов получения чугунных отливок с необходимыми структурными показателями и комплексом физико-механических свойств.

Ключевые слова: азот, водород, кислород, графит, чугун.

Ivanov V. Influence of melting and gas consistency conditions on the graphite mold forming in cast iron

Purpose. The melting conditions effect for cast irons with different graphite phase morphologies (lamellar, flaky, globular) on cast irons gas saturation were analyzed.

Methods of research. Metallographic, X-ray spectral and petrographic methods of cast iron analysis were used.

Results. The dependence of the graphite morphology on the oxygen content was the most noticeable, despite the fact that nitrogen has its highest content of all gases (up to 0.016 %), and hydrogen has the lowest one (0.0002–0.003%). The smaller content of gases corresponded to cast irons melting in induction furnaces. The oxygen content in investigated cast iron does not exceed 0.001–0.003 % (by weight). Greater oxygen content corresponded to gray cast iron with lamellar graphite, the less one to ductile cast iron with flake graphite, and the lowest one to high-strength cast iron with nodular graphite. X-ray spectral analysis showed that oxygen is mainly contained in the graphite phase. In lamellar inclusions of graphite up to 7 % of oxygen and up to 3.5% of oxygen were detected in spherical inclusions.

Scientific novelty. Despite relatively large number of gases impact studies on the formation of cast irons in castings manufacture up to the present, the control of gases is neglected. And the most controversial is still the issue concerning the gases presence form in the cast irons and the mechanism of their influence on the structure formation and, in particular, the graphite phase formation. Petrographic studies showed that oxygen in cast iron is capable to form sub-oxides. The formation of sub-oxides (silicon, magnesium, aluminum, etc.) occurs under conditions of oxygen deficiency in cast irons when these elements interact with carbon monoxide (CO).

Practical significance. The obtained data are necessary for revealing the mechanism of the gas phase impact on cast irons graphitization and the development of optimal technological processes for manufacturing iron castings with the necessary structural parameters and a complex of physical and mechanical properties.

Key words: nitrogen, hydrogen, oxygen, graphite, cast iron.

УДК 620.178.3:537.39

Канд. фіз.-мат. наук Правда М. І., Сейдаметов С. В.

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

УПОВІЛЬНЕННЯ РОЗВИТКУ ВТОМИ В АЛЮМІНІЇ ПІД ВПЛИВОМ ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ

Мета роботи. Дослідити процес розвитку втоми металів в умовах пропускання через них постійного електричного струму.

Методи дослідження. Для дослідження розвитку втоми в алюмінії під впливом електричного струму використовувалася методика випробувань металів на симетричний знакозмінний вигин.

Отримані результати. Проведені випробування на симетричний знакозмінний вигин зразків з алюмінію технічної чистоти в умовах пропускання через зразок постійного електричного струму та без нього. Виявлено, що пропускання струму через зразок сприяє уповільненню розвитку втоми металу.

Наукова новизна. Запропонований механізм збільшення довговічності зразків з алюмінію при випробуваннях на симетричний знакозмінний вигин в умовах пропускання через зразок постійного електричного струму. Збільшення довговічності пов'язано з релаксацією дефектної структури при проходженні через зразок постійного електричного струму внаслідок перебудови кристалічної решітки, в результаті чого відбувалося деяке уповільнення розвитку втоми металу.

Практична цінність. Отримані результати уповільнення розвитку втоми в алюмінії під впливом електричного струму дозволяють використовувати електричний вплив для збільшення довговічності та ресурсу деталей машин та конструкцій.

Ключові слова: випробування на вигин, втома металу, електронний газ, електричний струм, алюміній технічної чистоти.

Вступ

Під втомою металу розуміють процес поступового накопичування пошкоджень в ньому під впливом циклічних навантажень, що призводить до утворення тріщин в томи, їх розвитку і остаточного руйнування зразка або деталі. Всебічне дослідження явища втоми є важливим науковим та технічним завданням, тому що, як показує практика, більшість випадків руйнувань деталей машин та конструкцій відбувається саме через втому матеріалу.

Згідно з сучасними уявленнями природа зв'язку у металах пов'язана з великою концентрацією у кристалах металу електронів провідності, так що від'ємно заряджений «електронний газ» утримує позитивно заряджені іони кристалічної решітки на певних відстанях один від одного. Це означає, що перебудови кристалічної решітки, які мають місце, зокрема, і при втомі, повинні впливати на стан електронного газу та змінювати його параметри. Про те що такий вплив дійсно існує, свідчать результати низки робіт, зокрема роботи [1–3], в яких йдеться про те, що в ділянці зародження та розвитку тріщин в томи спостерігаються зменшення роботи виходу електронів – важливого параметру електронного газу.

Беручи до уваги наведене вище, можна очікувати, що при певному впливі на стан електронного газу в металі в той чи в інший спосіб, наприклад при пропусканні через зразок електричного струму, буде змінюва-

тись і протікання процесів перебудови кристалічної решітки, яка має місце при втомі металу. Перші результати щодо електромагнітного впливу на розвиток втоми металу було опубліковано в роботі [4].

Матеріали і методи

В цій роботі досліджувався вплив сталого електричного струму на розвиток втоми в алюмінії технічної чистоти. Зразки мали вигляд камертону (рис. 1) із утвореним шляхом фрезерування прямокутним концентратором напружень, в якому гарантовано зароджувалися та розвивалися тріщини в томи.

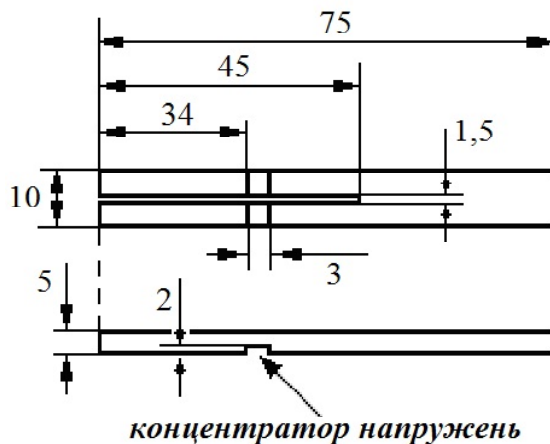


Рис. 1. Зразки для випробувань на втому (розміри у мм)

Після фрезерування подальша обробка зразків полягала у наступному: механічна обробка поверхні до 8-го класу чистоти; хімічне травлення у 30 % водному розчині H_2SO_4 при температурі 40 °С протягом 15 хв; вакуумний (при тиску $5 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст.) відпал при температурі 330 °С упродовж 2 год.

Експерименти

Зразки випробовувалися на симетричний знакозмінний вигин за допомогою установки, принципова схема якої зображена на рис. 2. Синусоїдальний сигнал генератора 1 посилювався посилювачем 2 та живив вібростенд 3, в ізолюючих затискувачах 4 якого закріплювався зразок 5.

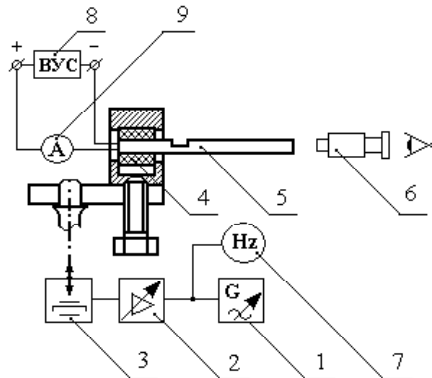


Рис. 2. Принципова схема експериментальної установки (позначення у тексті)

Амплітуда коливань вимірювалася за допомогою мікроскопа 6. Частота коливань зразка контролювалася частотоміром 7 з точністю не гірше 1 Гц. Причому в процесі випробувань на втому через зразок від джерела 8 можна було пропускати електричний струм, сила якого вимірювалася амперметром 9.

Партія із десяти однакових зразків була поділена на дві групи по п'ять зразків в кожній. Перша партія випробовувалася на втому без пропускання електричного струму, а друга партія випробовувалася на втому за тих самих умов, але із пропусканням через зразок постійного струму силою 10 А. Початкові резонансні частоти ν_0 у різних зразків дещо відрізнялись одна від одної і коливались у межах 1100–1350 Гц. Кожен зразок було випробовано до руйнування при однаковій для всіх зразків амплітуді коливань. У якості критерія руйнування було вибрано падіння резонансної частоти коливань

на 10 % від початкового значення, що приблизно становило 150 Гц. На всіх зразках саме в ділянці концентратора напруги утворились тріщини втоми.

Результати і обговорення

Характерною особливістю розвитку втоми в алюмінії є повільне і безперервне зменшення резонансної частоти коливань зразка практично із самого початку випробувань (рис. 3), якщо, звичайно, амплітуда коливань і, відповідно, напруження у поверхневих шарах матеріалу є достатніми для «запуску» втомних процесів. Відрізнити стадію зародження тріщини втоми в алюмінії від стадії її розвитку досить важко, і резонансна частота є практично єдиним інтегральним індикатором протікання втомних процесів. Результати випробувань, представлені у табл. 1, виявили наступне. Середня кількість циклів навантаження до того, як резонансна частота коливань зразку зменшиться на 10 % у першій партії зразків, які випробовувалися без пропускання струму дорівнювала: $N_{cp} = 3,6 \cdot 10^6$. Аналогічна середня кількість циклів навантаження для другої партії зразків, які випробовувались із пропусканням через зразок струму, відповідно, дорівнювала: $N_{cp} = 7,0 \cdot 10^6$.

На рис. 3 представлені порівняльні графіки залежності резонансної частоти коливань від кількості циклів навантаження для двох зразків із близькими початковими резонансними частотами, один із яких випробовувався без пропускання через нього струму (№ 10), а другий (№ 11) – зі струмом.

Із графіків видно, що у другому випадку падіння резонансної частоти є більш повільним. Таким чином можна припустити, що пропускання струму через зразок під час його випробувань дещо уповільнює розвиток втоми в металі.

На рис. 3 представлені порівняльні графіки залежності резонансної частоти коливань від кількості циклів навантаження для двох зразків із близькими початковими резонансними частотами, один із яких випробовувався без пропускання через нього струму (№ 10), а другий (№ 11) – зі струмом.

Із графіків видно, що у другому випадку падіння резонансної частоти є більш повільним. Таким чином можна припустити, що пропускання струму через зразок під час його випробувань дещо уповільнює розвиток втоми в металі.

Таблиця 1 – Результати випробувань на втому алюмінію

Без струму			Зі струмом		
№ зразку	ν_0 , Гц	$N \cdot 10^6$	№ зразку	ν_0 , Гц	$N \cdot 10^6$
2	1200	3,7	4	1252	7,1
3	1346	4,7	6	1264	5,3
7	1346	2,3	8	1112	7,9
9	1185	5,3	11	1260	3,6
10	1257	2,1	12	1275	9,1
–	–	$N_{cp} = 3,6 \cdot 10^6$	–	–	$N_{cp} = 7,0 \cdot 10^6$

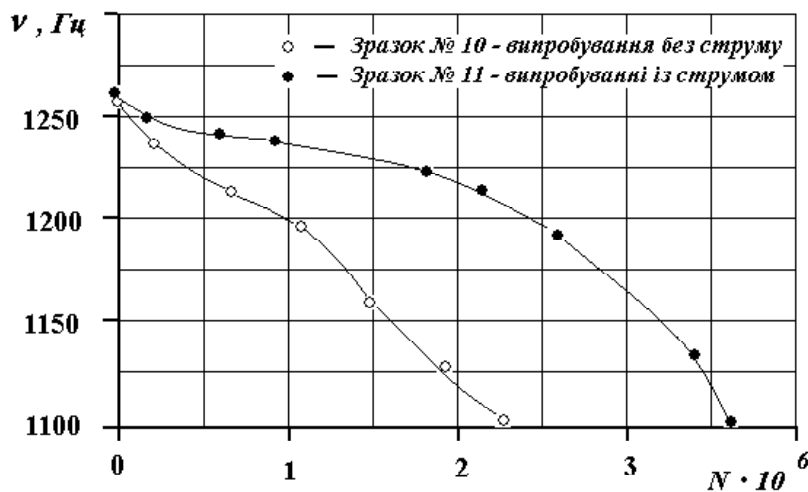


Рис. 3. Зменшення резонансної частоти під час випробувань на втому

Отримані результати добре узгоджуються із даними роботи [5], де було виявлено збільшення довговічності зразків, виготовлених із титанового сплаву ОТ4-1 при пропусканні через зразок імпульсного електричного струму за допомогою високовольтної дуги.

Висновки

В результаті випробувань на симетричний знакозмінний вигин було виявлено збільшення довговічності зразків із алюмінію технічної чистоти при пропусканні через них постійного електричного струму, ніж без нього. Виявлене зростання довговічності, ймовірно, пов'язано з релаксацією дефектної структури при проходженні через зразок постійного електричного струму внаслідок перебудови кристалічної решітки, в результаті чого відбувалось деяке уповільнення розвитку втоми металу.

Подяки

Автори висловлюють подяку доц. каф. фізики ЗНТУ Маньку В.К. за допомогу у підготовці зразків для випробувань на втому.

Список літератури

1. Levitin V. V. Influence of cyclic stresses upon the electronic work function for the metal surface / V. V. Levitin, S. V. Loskutov, M. I. Pravda and etc. // Solid State Communications. – 1994. – Vol. 92, № 12. – P. 973–976.
2. Левітін В. В. Прогнозування розвитку втоми металів в металевих матеріалах вимірюванням роботи виходу електронів / В. В. Левітін, М. І. Правда, С. В. Лоскутов // Металознавство та обробка металів. – 1995. – № 2. – С. 37–40.
3. Levitin V. V. Work function for fatigue tested metals / V. V. Levitin, S. V. Loskutov, M. I. Pravda [and other] // Nondestr. Test. Eval. – 2001. – Vol. 17. – P. 79–89.
4. Лоскутов С. В. Влияние поверхностного электрического заряда на характеристики циклического деформирования металла / С. В. Лоскутов, М. И. Правда // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2006. – № 1. – С. 21–23.
5. Правда М. И. О влиянии импульсного электрического тока на сопротивление усталости металла / М. И. Правда // Вісник СевНТУ. – 2010. – Вип. 107. – С. 183–184.

Одержано 15.06.2018

Правда М.И., Сейдаметов С.В. Замедление развития усталости в алюминии под воздействием электрического тока

Цель работы. Исследовать процесс развития усталости металлов в условиях пропускания через них постоянного электрического тока.

Методы исследования. Для исследования развития усталости в алюминии под воздействием электрического тока использовалась методика испытаний металлов на симметричный знакопеременный изгиб.

Полученные результаты. Проведены испытания на симметричный знакопеременный изгиб образцов из алюминия технической чистоты в условиях пропускания через образец постоянного электрического тока и без него. Обнаружено, что пропускание тока через образец способствует замедлению развития усталости металла.

Научная новизна. Предложен механизм увеличения долговечности образцов из алюминия при испытаниях на симметричный знакопеременный изгиб в условиях пропускания через образец постоянного электрического тока. Увеличение долговечности связано с релаксацией дефектной структуры при прохождении через образец постоянного электрического тока в результате перестройки кристаллической решетки, в результате чего происходило некоторое замедление развития усталости металла.

Практическая ценность. Полученные результаты замедления развития усталости в алюминии под воздействием электрического тока позволяют использовать электрическое воздействие для увеличения долговечности и ресурса деталей машин и конструкций.

Ключевые слова: испытания на изгиб, усталость металла, электронный газ, электричество, алюминий технической чистоты.

Pravda M., Seidametov S. Slow down fatigue development in aluminum under the influence of electric current

Purpose. To study the process of development of metal fatigue under the conditions of passing a permanent electric current through them.

Methods of research. To study the development of fatigue in aluminum under the influence of electric current, the method of testing metals for symmetric alternating bending was used.

Results. Tests for symmetric alternating bending of samples made of technical purity aluminum under conditions of passing a direct electric current through the sample and without it were conducted. It was found that the current flow through the sample helps to slow the development of metal fatigue.

Scientific novelty. A mechanism for increasing the durability of aluminum specimens during tests on symmetric alternating bending under conditions of passing a permanent electric current through the sample is proposed. The increase in durability is associated with the relaxation of the defective structure when a direct electric current passes through the sample as a result of the restructuring of the crystal lattice, as a result of which there has been a slight slowdown in the development of metal fatigue.

Practical value. The obtained results of slowing the development of fatigue in aluminum under the influence of electric current make it possible to use electric influence to increase the durability and resource of machine parts and structures.

Key words: bending tests, metal fatigue, electronic gas, electricity, technical grade aluminum.

УДК 669.058:669.24

Канд. техн. наук Грешта В. Л.¹, канд. техн. наук Ткач Д. В.¹, Сотніков Є. Г.²
канд. техн. наук Леховіцер З. В.², канд. техн. наук Климов О. В.¹, Фасоль Є. О.¹

¹Запорізький національний технічний університет, ²АТ «Мотор Січ»; м. Запоріжжя

ОСОБЛИВОСТІ ВИБОРУ ЛІГАТУРИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ УЩІЛЬНЮВАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ ДЕТАЛЕЙ ТУРБИНИ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Мета роботи. Проаналізовано вплив легування на мікроструктуру та фазовий склад ущільнювальних покриттів та запропоновано вдосконалений хімічний склад покриттів, який міг би забезпечити задовільний комплекс фізико-механічних властивостей. Для вирішення поставленої задачі було обрано ущільнювальне покриття на основі нікелю, яке застосовується на авіадвигунобудівному підприємстві України АТ «Мотор Січ».

Наукова новизна. Було розроблено склад ущільнювального покриття із змінними контрольованими на окремих етапах експлуатації двигуна фізико-механічними властивостями, які обумовлені розвитком структурно-фазових перетворень, що супроводжуються появою нових шпінельних оксидних сполук та, як наслідок, покращенням ерозійної стійкості та опору газовій корозії.

Методи дослідження. Проведено аналіз літературних джерел, на основі яких було поставлено практичні задачі щодо вибору складу покриттів типу КНА-82. В роботі використано результати мікроаналізу та досліджень механічних властивостей.

Отримані результати. В роботі проаналізовано можливості покращення властивостей покриття типу КНА-82 із експлуатаційною стійкістю до температур 900–950 °С. Сучасні тенденції з конструювання авіаційних двигунів потребують удосконалення матеріалів ущільнювальних покриттів, які б зберігали вихідні фізико-механічні властивості і не зазнавали деструктивних змін при більш високих температурах на рівні 1100–1200 °С. Підвищення високотемпературної стійкості і, загалом, комплексу фізико-механічних властивостей покриттів типу КНА-82 може забезпечуватись удосконаленням їх хімічного складу при використанні окремих лігатур з рідкісноземельними металами, які б сприяли покращенню термічної стійкості поверхневих оксидних шарів з одночасною реалізацією контрольованих поетапних фазових перетворень, спрямованих на поліпшення ерозійної стійкості та міцності сформованих покриттів. У зв'язку з цим, для вирішення цієї комплексної задачі, в роботі було запропоновано використовувати комбінації лігатур з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією – Ni-Y та зі складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y.

Вибір ітрію як складової, що буде наявна в усіх варіантах експериментальних покриттів, обумовлений багатьма факторами, зокрема це достатньо висока розповсюдженість в земній корі, висока температура плавлення, забезпечення рафінуючої дії, завдяки високій хімічній активності, позитивний вплив на морфологію включень і структурну стабільність завдяки горючій здатності, зменшення ліквідаційної неоднорідності та запобігання утворенню ТЩП фаз. Отже, використання трьох лігатур різного складу, що містять ітрії, які повинні забезпечувати формування в структурі різних за природою оксидних та інтерметалідних сполук, і різні стадії перетворень, дозволяє отримати конкретні варіації структури покриттів з певним кількісним співвідношенням структурних складових, яке в кінцевому плані буде визначати функціональність запропонованих покриттів.

Практична цінність. Застосування цього покриття дозволить підвищити коефіцієнт корисної дії двигуна завдяки зменшенню витоку газів при збереженні розміру радіальних зазорів та знизити витрати палива за годину.

Ключові слова: ущільнювальне покриття, нікелевий сплав, рідкісноземельні метали, газотурбінний двигун, жаростійкість, ітрії.

Вступ

Сучасні реалії розвитку авіадвигунобудівної галузі потребують пошуку та реалізації нових конструкторських рішень з підвищення потужності та коефіцієнта корисної дії (ККД) газотурбінних двигунів (ГТД). Відповідні

задачі переважно вирішуються шляхом підвищення робочих температур, зменшення ваги вузлів і агрегатів та зниженням витрат палива.

Одним із основних напрямів удосконалення конструкції двигуна, спрямованих на зниження витрат газиво-

го потоку та раціоналізації паливних витрат, є зменшення радіальних зазорів в роторно-статорній частині двигуна із застосуванням лабіринтних ущільнень. При цьому, зважаючи на умови експлуатації газотурбінних двигунів, що передбачають високоградієнтне термоциклювання та, відповідно, значні зміни об'єму матеріалів деталей ГТД при термічному розширенні, необхідно вирішувати складні технологічні задачі виходячи з умов мінімізації радіальних зазорів, з одного боку, та запобігання схопленню і заклинюванню елементів конструкції двигуна, що обертається, з іншого. Одним із таких компромісних рішень, по суті, є створення ущільнювальних покриттів, які легко припрацьовуються на початкових етапах експлуатації двигуна з формуванням характерного рельєфу відповідно до контурів роторних деталей двигуна.

Постановка задачі

Основна проблематика запровадження відповідних технологічних розробок полягає у збереженні сформованої геометрії покриттів під дією високотемпературного агресивного газового потоку, який спричиняє руйнування ущільнювального покриття внаслідок дії високотемпературної корозії та механічного ерозійного зношування.

На даний момент на авіадвигунобудівних підприємствах, зокрема «Мотор Січ», широко використовуються ущільнювальні покриття типу КНА-82 із експлуатаційною стійкістю до температур 900–950°C. Проте сучасні тенденції із конструювання авіаційних двигунів потребують удосконалення матеріалів ущільнювальних покриттів, які б зберігали вихідні фізико-механічні властивості та не зазнавали деструктивних змін при більш високих температурах на рівні 1100–1200 °C.

Підвищення високотемпературної стійкості і, загалом, комплексу фізико-механічних властивостей покриттів типу КНА-82 може забезпечуватись удосконаленням їх хімічного складу при використанні окремих лігатур, які б сприяли покращенню термічної стійкості поверхневих оксидних шарів із одночасною реалізацією контрольованих поетапних фазових перетворень, спрямованих на поліпшення ерозійної стійкості та міцності сформованих покриттів.

Огляд літератури

Одним зі способів зниження питомих втрат палива та підвищення ККД установок ГТД є запобігання витoku робочого газу через радіальні зазори між роторними і статорними деталями турбін і компресорів ГТД за рахунок зменшення величини радіальних зазорів. Проте це пов'язано з ризиком торкання деталей внаслідок деформації корпусу та ротора при маневруванні літака та роботі ГТД на нестационарних режимах, при вібрації та інших випадках, які можуть призвести до зношування та несправності деталей, що контактують. Вирішується це питання шляхом розробки та використання матеріалів, що стираються та припрацьовуються під час ек-

сплуатації. Матеріали повинні задовольняти вимогам реальних умов роботи.

Сплави на основі тугоплавких елементів Nb, Mo не задовольняють цим вимогам через недостатній опір окисленню [1]. Хоча в роботі [2] вказана перспективність використання сплавів на основі систем Nb-Al і Nb-Si, які зміцнюються внаслідок утворення з'єднань Nb₃Al та Nb₃Si. Проте отримання цих сплавів порошковою металургією достатньо витратне та трудомістке, та на цьому етапі знаходиться в стадії розробки.

Для створення жаростійких покриттів використовують сплави на основі Ni-Cr-Al. Висока жаростійкість цих сплавів обумовлюється створенням плівки виключно стабільних оксидів Cr₂O₃ і Al₂O₃ [3], тобто такі сплави є стійкими до високотемпературної корозії. В роботі [4] розглянуто покриття на основі сплаву Ni-20% Cr-13% Al-0,5% Y, яке наноситься на сплав ЖС6У. Після наплення в сплаві спостерігається ультрадрібнозерниста структура. Така структура забезпечує формування мікродуплексної структури, яка, в свою чергу має високу пластичність та стабільність при високій температурі. В роботі [5] зазначена актуальність використання рідкісноземельних металів (РЗМ) в жаростійких сплавах. Автори зазначають, що РЗМ є рафінувальними добавками, оскільки внаслідок хімічної активності вони нейтралізують шкідливий вплив домішок кисню та сірки при утворенні з ними тугоплавких хімічних з'єднань. З іншого боку, вони як поверхнево-активні елементи розташовуються на поверхнях поділу фаз (границі зерен, границі блоків, міжфазні границі (γ / γ')- фаз тощо). Також слід зазначити, що рідкісноземельні елементи позитивно впливають на структурну стабільність сплавів, зменшують їх ліквідаційну неоднорідність, попереджують утворення шкідливих структурних складових (ТЦП фази, μ - фази тощо).

Введення РЗМ дозволяє додатково підвищити основні характеристики сплавів:

- довговічність при температурах 1000–1100 °C – в 1,5–2 рази, а для сплавів на основі інтерметалідів – в 2–3 рази. Особливо ефективно визначається вплив РЗМ на довговічність на великих базах випробувань (1000–1500 год) [6];

- жаростійкість при робочих температурах – в 1,5–2 рази (зі зміни питомої маси).

Ітрій має низку технологічних переваг порівняно з іншими РЗМ: високі температури плавлення (1550 °C) і кипіння (3000 °C), що дозволяє вводити його через електродне покриття. Оскільки за спорідненістю до кисню [7] ітрій (Y₂O₃ утворюється при $\Delta G = - 1800$ кДж/моль) перевершує інші РЗМ (La₂O₃ – $\Delta G = - 1705,8$ кДж/моль; CeO₂ – $\Delta G = - 1025,5$ кДж/моль), він є також і більш активним модифікатором. Крім поліпшення механічних властивостей сталей і сплавів, легування ітрієм сприяє розкисленню, рафінуванню і зменшенню вмісту неметалічних включень у наплавленому матеріалі [8].

В роботі [9] розглянуто вплив введення лантану на структуру сплаву типу ВКНА-1В і ВКНА-25. Встанов-

лено, що лантан дозволяє сформувати в сплавах модифіковану структуру, яка стабілізована нанорозмірними виділеннями лантанідів нікелю та алюмінію та нанорозмірними виділеннями фаз, що утворені тугоплавкими елементами. При цьому відзначено збільшення довговічності при температурах 1000–1200 °C: в ~1,7 рази – для сплавів типу ВКНВ-1В з 0,5 % Re та в ~3 рази – для сплавів типу ВКНА-25 з 1,2 % Re и Co. Проте дослідження фазового складу сплаву Ni-Al-Cr, яке розглянуто в джерелі [10], показує, що лантаніди Al_2La , Ni_3La_2 можуть сприяти утворенню мікротріщин, і тим самим зменшують сплав.

Розглядаючи окремо вплив ітрію на властивості сплавів, можна зазначити на прикладі сплаву ЖС6К, що введення в сплав 0,0–0,05 % Y підвищує його термічну стабільність, уповільнює коагуляцію основної зміцнювальної γ' -фази та утворення подвійного карбіду M_6C несприятливої морфології [11]. Введення ітрію пригнічує утворення оксиду NiO, який не має захисних властивостей та сприяє утворенню на поверхні металу захисних оксидів $Ni(Cr, Al, Y)_2O_4$ та $(Cr, Y)_2O_3$ [12]. Термодинамічна активність ітрію дуже велика. Його стандартний електрохімічний потенціал дорівнює –2,37 В. Стационарний електрохімічний потенціал значно зсунутий до менш від'ємних значень. Так, у 0,01 M NaCl (pH=7) він дорівнює 1,29 В; 18 % HF становить відповідно 0,3 В. Такий зсув потенціалу в позитивну сторону від його стандартного значення характеризує сильну схильність ітрію до пасивації за рахунок утворення стійких плівок Y_2O_3 . Оксид ітрію Y_2O_3 стабільний, практично не леткий та не зазнає фазових перетворень до 1800 °C. Густина 4,87 г/см³, $t_{пл} = 2417$ °C, $t_{кип} = 4297$ °C [13]. Таким чином завдяки утворенню оксидної плівки підвищується корозійна стійкість та жаростійкість сплавів, які леговані ітрієм.

В роботі [14] відзначено позитивний вплив легування ітрієм та лантаном на жаростійкість сплаву ЖС47. Наведені дані показують, що легування сплаву ЖС47 лантаном і ітрієм дозволяє істотно поліпшити його жаростійкість, оскільки величина питомої зміни маси зразків сплаву без РЗМ значно більше, ніж для сплаву з додаванням цих елементів [14].

Проте в роботі [15] зазначено, що введення ітрію позитивно позначається на жаростійкості тільки при наявності хрому, при цьому якщо вміст хрому менше 13 %, додавання ітрію, навпаки, знижує жаростійкість. Хром підвищує опір сульфідної корозії сплавів Ni-Co-Cr-Al-Y з невисоким вмістом алюмінію та рівномірно розподіляється в γ -твердому розчині. В сплавах з високим вмістом алюмінію підвищення вмісту хрому не призводить до зростання опору корозії.

Окрім властивостей жаростійкості, корозійної стійкості ущільнювальні покриття повинні в процесі експлуатації задовільно припрацьовуватись. В роботі [16] розглянуті ущільнювальні покриття на основі Ni-C та Ni-Cr-Al, які розпилені на підложку BN. Фази в обох покриттях рівномірно розподілені. Покриття мають високу твердість, а в роботі [17] вказано, що чим вища

твердість, тим більша ерозійна стійкість. Отже, використовуючи аналіз літературних даних, слід зазначити, що покриття Ni-Cr-Al характеризується високим коефіцієнтом тертя, має високий коефіцієнт тертя та самозмашувальні властивості.

Трибологічні випробування проведені в роботі [18] показали, що покриття з пари Ni-C нанесені на сплав Ti-6Al-4V, розм'якшується пізніше, ніж основний матеріал, що призводить до руйнування деталі, на відміну від покриття на основі Ni-Cr-Al. Аналогічні випробування проведені на прикладі сплаву системи Co-Ni-Cr-Al-Y, які також наносились на BN, показують, що введення ітрію збільшує твердість, а також сприяє покращенню адгезії покриття з підложкою [19]. Цікавим є те, що завдяки дослідженням [18, 19] можна спрогнозувати стирання ущільнювальних покриттів.

Для покриттів, які експлуатуються при температурах 1100–1200 °C, окрім сплавів на нікелевій основі, можливе було використання жаростійких сплавів на основі можливого використання жаростійких сплавів на основі хрому.

Проте вони характеризуються підвищеною крихкістю при температурах нижче 300–350 °C [20]. Крім того, в процесі тривалих нагрівань при високих температурах жароміцні хромові сплави схильні щодо поглинання азоту, що негативно позначається на їх низькотемпературній пластичності [21]. Цікаві дослідження викладені в роботі [22], які полягають в нанесенні покриттів системи Y-Cr-O на жаростійкі хромові сплави типу ВХ2К. Завдяки таким покриттям намагаються подолати недоліки хромових сплавів, ітрію знижує швидкість випаровування хрому.

Отже, аналіз літературних джерел дозволив встановити, що для підвищення експлуатаційних характеристик сплавів, до яких висувають високі вимоги до жаростійкості, застосовують легування РЗМ металами, зокрема ітрієм. Застосування ітрію дозволяє підвищити жаростійкість покриттів, знижує їх теплопровідність, забезпечує ерозійну стійкість і задовільну припрацьовуваність.

Матеріали дослідження

За базовий матеріал для проведення досліджень було обрано покриття КНА-82, яке на сьогодні успішно застосовується в авіаційних двигунах виробництва АТ «Мотор Січ». У складі цього покриття наявні нікель (основа), кремній, алюміній та тверді змазки (графіт і нітрид бору). Це дозволяє підвищити стійкість матеріалу до сульфідної корозії та забезпечити формування оксидної плівки з високими захисними властивостями та задовільною адгезійною взаємодією з матеріалом.

Для отримання суміші КНА-82 здійснювалося змішування просіяних порошоків нікелю, кремнію та окремо від складу сечовини в змішувачі протягом 6–8 годин. Після чого суміш підлягала відпалюванню при температурі 950 °C упродовж 4 годин. Отриману суміш подрібнювали та просіювали, після чого додавали

ПН75Ю23В. До відпаленої та просіяної суміші додавали порошки нітриду бору, графіту, алюмінію.

Зважаючи на те, що експлуатаційна стійкість покриттів КНА-82 не перевищує 1000 °С, подальше застосування цих покриттів в нових конструкціях розроблюваних перспективних авіаційних двигунів є неефективним внаслідок різкого зниження експлуатаційних характеристик при температурах, вищих за 1100 °С.

Отже, необхідно було визначити систему легування, яка б дозволила підвищити температуру експлуатації ущільнювальних покриттів.

Результати дослідження

У зв'язку з цим, для розв'язання цієї комплексної задачі, в роботі було вирішено використовувати комбінації лігатур з монокомпонентом ітрієм (Y), подвійною композицією Ni-Y та складною системою Co-Ni-Cr-Al-Y.

Вибір ітрію як складової, що буде наявною в усіх варіантах експериментальних покриттів, обумовлений багатьма факторами, зокрема, це достатньо висока розповсюдженість в земній корі, висока температура плавлення, забезпечення рафінувальної дії завдяки високій хімічній активності, позитивний вплив на морфологію включень і структурну стабільність завдяки горофілійній здатності, зменшення ліквідаційної неоднорідності та запобігання утворенню ТЦП фаз.

Використання ітрію в ущільнювальних покриттях, які повинні відзначатися задовільним опором високотемпературній корозії, зумовлене його високою термодинамічною активністю (електрохімічний потенціал – 2,37 В) та, відповідно, схильністю до пасивації з утворенням стійких оксидних плівок Y_2O_3 .

Оксид ітрію є надзвичайно термостійким, зміцнюється зі зростанням температури, практично не леткий та не зазнає фазових перетворень до 1800 °С. Отже, його утворення на поверхні ущільнювальних покриттів дозволяє суттєво підвищувати їх опір газовій корозії. Утворення твердих оксидних сполук під час експлуатації авіаційного двигуна, в свою чергу, має сприяти вирішенню задачі забезпечення задовільної зносостійкості покриттів вже після формування контурного рельєфу при припрацьовуванні роторно-статорних деталей.

Використання монокомпонентної Y- лігатури дозволяє встановити характер впливу виключно ітрієвої складової покриттів на жаростійкість, припрацьовуваність та ерозійну стійкість при розробці практичних рекомендацій щодо кількісного варіювання ітрію у більш складних композиціях.

Ідея необхідності використання більш складнокомпонентних композицій ітрієвмісних лігатур обумовлена, знову ж таки, особливостями функціонального призначення ущільнювальних покриттів. Зважаючи на те, що на початковому етапі експлуатації двигуна покриття повинні мати невисоку твердість для більш легкого припрацьовування, а далі поступово зміцнюватися після формування геометрії доріжок, що відповідають зовні-

шньому контуру поверхні тертя роторних деталей, було прийняте рішення використовувати такі хімічні склади лігатур, які б могли забезпечувати поетапний розвиток фазових перетворень з утворенням в структурі на різних стадіях спочатку оксидних, а потім і більш термічностабільних інтерметалідних сполук.

Тобто використання моноітрієвої лігатури дає можливість оцінити її додатковий вплив на жаро- та зносостійкість винятково завдяки формуванню стійких плівок та дисперсних частинок Y_2O_3 .

Додавання до складу покриттів подвійної лігатури Ni-Y, ймовірно, при довготривалій високотемпературній експлуатації може супроводжуватися появою в структурі окрім оксидних сполук Y_2O_3 на подальших етапах експлуатації при довготривалому термічному впливі, також і інтерметалідів на основі нікелю. Як наслідок, додаткове твердіння ущільнювальних покриттів завдяки появі нових складнорозчинних інтерметалідних сполук буде відбуватися вже після пропрацьовування контактної поверхні. Використання лігатури саме відповідного складу зумовлене, в свою чергу, прагненням до формування в структурі Ni-Y сполук, які характеризуються високою температурою плавлення на рівні 1500 °С. Також бажано було б за рахунок збільшення вмісту нікелю отримати в структурі інтерметаліди NiAl замість Ni_3Al у зв'язку з їх значно більшою зносостійкістю.

Зважаючи на те, що для забезпечення більш надійного захисту від газової корозії виробів, що експлуатуються при високих температурах, прагнуть сформувати на поверхні складні шпінельні сполуки, які є більш термостійкими порівняно з монокомпонентними оксидами, в роботі було зроблено спробу використання багатокомпонентної ітрієвмісної лігатури Co-Ni-Cr-Al-Y. При цьому, окрім підвищення жаростійкості, також закладалась ідея можливості управління структурою покриттів із реалізацією розвитку процесів виділення вторинних інтерметалідних сполук різної природи внаслідок довготривалого термічного впливу під час експлуатації двигуна.

Не менш важливим фактором вибору саме цього РЗМ у вигляді запропонованих лігатур була його доступність на виробництві. Оскільки для підвищення фізико-механічних властивостей компактних сплавів достатньо вмісту 0,05 %Y, було запропоновано вводити його більшу кількість, що пов'язано зі значною пористістю покриття і, відповідно, більшою площею поверхні. Виходячи з того, що складні схеми введення лігатур до складу покриттів на виробництві застосовувати не бажано (необхідно, щоб технологія їх отримання була простою і зрозумілою для технічного персоналу), було запропоновано вводити до складу покриттів лігатури у відсоткових долях від маси основної шихти, відповідно до цього буде змінюватися вміст ітрію в складі шихти та нанесеному покритті.

Для підвищення жаростійкості покриттів системи Ni-Al-Si доцільно вводити елементи типу Cr, що дозволяє сформувати оксидну плівку з високими захисними

властивостями [23]. Формування оксидів типу Al_2O_3 і Cr_2O_3 має забезпечити високу жаростійкість внаслідок формування щільної плівки на поверхні [24]. Мікролегуювання рідкісноземельними елементами (наприклад, ітрієм) дозволяє підвищити адгезію оксидної плівки.

Оскільки в роботі [25] вказується, що при температурах вище від 1100 °С можна застосовувати покриття на основі Me-Cr-Al-Y, а досліджені в інших роботах експлуатаційні властивості покриттів на основі Me-Cr-Al-Y показали задовільні результати при температурі порядку 1100 °С, було прийняте рішення, що для підвищення фізико-механічних властивостей покриття в шихту, що готується за серійною технологією, вносити лігатуру, яка містить ітрій. Було досліджено три різні склади лігатури, з різним вмістом ітрію: склад № 1 – Ni-Y; склад № 2 – Y; склад № 3 – Co-Ni-Cr-Al-Y. КНА-82 в подальшому будемо називати склад № 4.

У таблиці 1 представлений вміст ітрію в лігатурі, а також на етапах виготовлення та нанесення покриття.

Таблиця 1 – Склад вихідного матеріалу та вміст ітрію в (% мас.)

№ п/п	Матеріал	Склад
1	Покриття складу №1	КНА-82 + порошок лігатури Ni-Y
2	Покриття складу №2	КНА-82 + чистий ітрій
3	Покриття складу №3	КНА-82 + порошок лігатури, що містить Co-Ni-Cr-Al-Y-Si
4	Покриття складу №4	КНА-82: порошок КНА (90%) і ВКНА (10%) серійна технологія

Список літератури

1. Тугоплавкие сплавы в изделиях авиационной и космической техники / [Г. М. Воронин, С. Т. Кишкин, И. О. Панасюк и др.] // Авиационные материалы. – 1994. – С. 264–273.
2. Коржов В. П. Многослойная структура и высокотемпературная прочность жаропрочных материалов на основе соединений ниобия с алюминием и кремнием, полученных из композитов Nb-Al и Nb-Si / В. П. Коржов, М. И. Карпов, Д. В. Прохоров // Физика и техника высоких давлений. – 2013. – № 23. – С. 99–107.
3. Бунтушкин В. П. Влияние структуры на механические свойства легированного интерметаллида Ni_3Al / В. П. Бунтушкин // Металлы. – 1995. – № 3. – С. 74–80.
4. Афанасьев Н. И. и др. Структура и свойства жаростойких покрытий из сплава Ni-Cr-Al-Y / Н. И. Афанасьев // Изв. вузов. Физика. – 1986. – № 12. – С. 22–25.
5. Каблов Е. Н. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий / Е. Н. Каблов, О. Г. Оспенникова, А. В. Вершков. // Труды ВИАМ. – 2013. – № 2. – С. 58–69.
6. Сидоров В. В. и др. Влияние микролегирования РЗМ на свойства и структурно-фазовые превращения в интерметаллидном сплаве ВКНА-25-ВИ // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 4. – С. 8–13.
7. Рабинович В. А. Краткий химический справочник / В. А. Рабинович, З. Я. Хавин – Л.: Химия, 1978. – 392 с.
8. Савонов Ю. Н. Влияние иттрия на металлургические процессы при сварке сталей аустенитного класса электродами с фтористо-кальциевым покрытием / Ю. Н. Савонов, П. П. Лазебнов, А. Г. Александров // Автоматическая сварка. – 1982. – № 7. – С. 26–28.
9. Сидоров В. В. Влияние лантана на жаростойкость монокристаллов из высокожаропрочного сплава ВЖМ4-ВИ, содержащего рений и рутений / В. В. Сидоров, А. В. Горюнов, Н. А. Колмыкова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – №3. – С. 23–27.
10. Козлов Э. В. Влияние легирования лантаном на фазовый состав суперсплава на основе Ni-Al-Cr / Э. В. Козлов // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2013. – Т. 18. – № 4–2.
11. Крюков Ш. И. Влияние малых добавок иттрия на структуру и фазовый состав сплава ЖС6К / Ш. И. Крюков, Е. Н. Масалева, А. И. Рыбников // МнТОМ. – 1983. – № 3. – С. 44–47.
12. О механизме влияния иттрия на жаростойкость никель-хромовых сплавов / Агеев Н. В. и др. // ДАН СССР. – 1975. – Т. 221. – № 6. – 1348 с.
13. Томашов Н. Д. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы / Н. Д. Томашов, Г. П. Чернова – М.: Металлургия, 1993. – 359 с.
14. Влияние лантана и иттрия на жаростойкость монокристаллов из жаропрочных высокорениевых никелевых сплавов / [В. В. Сидоров, Н. В. Петрушин, Д. Е. Каблов и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2005. – №1. – С. 7–15.

Висновки

Отже, використання трьох різних складів ітрійвмісних лігатур, які повинні забезпечувати формування в структурі різних за природою оксидних та інтерметалідних сполук, і різні стадії перетворень, дозволяє отримати конкретні варіації структури покриттів з певним кількісним співвідношенням структурних складових, яке в кінцевому результаті буде визначати функціональність запропонованих покриттів.

Для формування загальної картини та розробки практичних рекомендацій необхідно провести низку додаткових досліджень спрямованих на визначення фазового складу, вивчення теплофізичних властивостей, встановлення характеру триботехнічної взаємодії, оцінку інших фізико-механічних властивостей досліджуваних покриттів.

15. Альтовский Р. М. Коррозионные свойства иттрия / Р. М. Альтовский. – М. : Атомиздат, 1969. – 354 с.
16. Мигунов В. П. Уплотнительные материалы для прочного тракта ГТД / В. П. Мигунов // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. – С. 94–97.
17. Adhesion to Substrate and Friction and Wear Behavior of Ni Alloy-Based Self-Lubricating Composite Coatings Prepared by High Velocity Oxygen Fuel Spraying [J] / WANG Y et al. // Materials Protection. – 2009. – Т. 10. – 22 с.
18. Irissou E. Tribological Characterization of plasma-sprayed CoNiCrAlY-BN abradable coatings / Irissou E., Dadouche A., Lima R. S. // Journal of Thermal Spray Technology. – 2014. – Т. 23. – № 1–2. – С. 252–261.
19. Tribological behaviors of turbfan seal couples from friction heat perspective under high-speed rubbing condition / Gao S. et al. // Friction. – 2016. – Т. 4. – №. 2. – С. 176–190.
20. Гончаров В. С., Жаростойкие покрытия на основе иттрия / В. С. Гончаров, Е. В. Васильев // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2013. – № 3 (25).
21. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Симс Ч., Хагел В. – М. : Металлургия, 1976. – 568 с.
22. Качанов Е. Б. Покрытия для защиты лопаток турбин от сульфидной коррозии / Е. Б. Качанов, Ю. А. Тамарин. // Технология легких сплавов. – 2005. – № 3. – С. 171–180.
23. Абраимов Н. В. Высокотемпературные материалы и покрытия для газовых турбин [Текст] / Н. В. Абраимов. – М. : Машиностроение, 1993. – 336 с.
24. Влияние жаростойкого покрытия на деградацию микроструктуры сплава ЖС6У [Текст] / Н. И. Афанасьев, Л. С. Бушнев, М. К. Касымов и др. // Изв. вузов. Сер. Физика. – 1986. – № 12. – С. 109–111.
25. Abradable Seals for Gas Turbines and Other Rotary Equipment / K. Hajmrle, P. Fiala, A.P. Chilkowich, L.T. Shiembob // ASME Turbo Expo 2004: Power for Land, Sea, and Air. - Volume 4: Turbo Expo 2004. – Vienna, Austria, June 14–17, 2004. – P. 673–682.

Одержано 04.07.2018

Грешга В.Л., Ткач Д.В., Сотников Е.Г., Леховицер З.В., Климов А.В., Фасоль Е.О. Особенности выбора лигатуры для повышения эксплуатационных свойств уплотнительных покрытий деталей турбины газотурбинных двигателей

Цель работы. Анализ влияния легирования на микроструктуру и фазовый состав уплотнительных покрытий, предложено усовершенствованный химический состав покрытий, который мог бы обеспечить удовлетворительный комплекс физико-механических свойств. Для решения поставленной задачи было выбрано уплотнительное покрытие на основе никеля, которое применяется на авиадвигателестроительном предприятии Украины АО «Мотор Сич».

Научная новизна. Был разработан состав уплотнительного покрытия со сменными контролируемыми на отдельных этапах эксплуатации двигателя, физико-механическими свойствами, которые обусловлены развитием структурно-фазовых превращений, сопровождающихся появлением новых шпинельных оксидных соединений и, как следствие, улучшением эрозионной стойкости и сопротивления газовой коррозии.

Методы исследования. Проведен анализ литературных источников, на основе которых были поставлены практические задачи по выбору состава покрытий типа КНА-82.

Полученные результаты. В работе исследованы возможности улучшения свойств покрытия типа КНА-82 с эксплуатационной стойкостью до температур 900–950 °С. Современные тенденции по конструированию авиационных двигателей требуют совершенствования материалов уплотнительных покрытий, которые сохраняли бы выходные физико-механические свойства и не испытывали деструктивных изменений при более высоких температурах на уровне 1100–1200 °С. Повышение высокотемпературной устойчивости и, в общем, комплекса физико-механических свойств покрытий типа КНА-82 может обеспечиваться совершенствованием их химического состава при использовании отдельных лигатур с редкоземельными металлами, которые способствовали бы улучшению термической устойчивости поверхностных оксидных слоев с одновременной реализацией контролируемых поэтапных фазовых превращений, направленных на улучшение эрозионной устойчивости и прочности сформированных покрытий. В связи с этим, для решения этой комплексной задачи, в работе было предложено использовать комбинации лигатур с монокомпонентным иттрием (Y), двойной композицией – Ni-Y и со сложной системой Co-Ni-Cr-Al-Y.

Выбор иттрия как составляющей, которая будет присутствовать во всех вариантах экспериментальных покрытий, обусловлен многими факторами, в частности это достаточно высокая распространенность в земной коре, высокая температура плавления, обеспечение рафинирующего действия, благодаря высокой химической активности, положительное влияние на морфологию включений и структурную стабильность благодаря горофильной способности, уменьшение ликвационной неоднородности и предотвращения образования ТПУ фаз. Таким образом использование трех разных составов лигатур, содержащих иттрий, которые должны обеспечивать формирование в структуре различных по природе оксидных и интерметаллидных соединений, и различные стадии преобразований, позволяет получить конкретные вариации структуры покрытий с определенным количественным соотношением структурных составляющих, которое в конечном плане будет определять функциональность предлагаемых покрытий.

Практическая ценность. Применение данного покрытия позволит повысить коэффициент полезного действия двигателя благодаря уменьшению утечки газов при сохранении размера радиальных зазоров и снизить расход топлива в час.

Ключевые слова: уплотнительное покрытие, никелевый сплав, редкоземельные металлы, газотурбинный двигатель, жаростойкость, иттрий.

Greshta V., Tkach D., Sotnikov Ye., Lehovitser Z., Klimov A., Fasol Ye. Peculiarities of selecting ligatures to improve the operational properties of sealing coatings for the parts of the turbine of gas-turbine engines

Purpose. Analysis of the doping effect on microstructure and phase composition of sealing coatings was carried out and improved chemical composition of coatings was suggested. This composition could provide a sufficient set of physical and mechanical properties. In order to solve the given problem, a nickel-based sealing coating was chosen. It is used at Motor Sich JSC, a Ukrainian enterprise that manufactures aircraft engines.

Academic importance. The composition of the sealing coating with changeable physical and mechanical properties was developed. They can be controlled at certain stages of engine operation and are predetermined by the development of structural and phase transformations accompanied by the appearance of new spinel oxide compounds and, as a result, by improved resistance to erosion and gas corrosion.

Methods. The literature review was done based on which practical problems were set as for selecting the composition of KHA-82 type coating.

Results. Possibilities for improving the properties of KHA-82 type coating with operational durability up to 900–950 °C were studied. Modern trends of designing aircraft engines require improvement of the materials for sealing coatings so that they could preserve initial physical and mechanical properties without any destructive changes at higher temperatures of 1100–1200 °C. Increasing the high-temperature resistance and the overall set of physical and mechanical properties of KHA-82 type coating can be achieved by improving their chemical composition using certain ligatures with rare-earth metals which could increase heat resistance of oxide surface layers with simultaneous controlled step-by-step phase changes aimed at enhancing resistance to erosion and durability of the designed coatings. Thereby, to solve this complex problem, combinations of ligatures with a multi-component yttrium, a double Ni-Y compound and a complex Co-Ni-Cr-Al-Y system were suggested.

The choice of yttrium as a component that will be present in all kinds of experimental coatings is predetermined by lots of factors, such as wide occurrence in the Earth crust, a high melting temperature, a refining effect due to high chemical activity, positive effect on the morphology of inclusions and structural stability due to homophilic capacity, reduction of liquating heterogeneity and preventing the appearance of topologically close-packed phases. So, using 3 different compositions of ligatures containing yttrium ensuring the formation of oxide and intermetallic compounds that are different in their nature, as well as to provide different stages of changes, gives us a possibility to obtain specific variations of the structure of coatings with a certain proportion of structural components which will finally determine the functionality of the suggested coatings.

Practical importance. Application of this coating will give us a possibility to increase the efficiency of the engine due to the decreased leakage of gases while preserving the size of the radial clearances and reduce the fuel consumption per hour.

Key words: sealing coating, nickel base alloy, rare-earth metals, gas-turbine engine, heat resistance, yttrium.

THE STUDY OF THE INFLUENCE OF EXTERNAL PRESSURE AND CARBON ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMPACTS MADE ON THE BASIS OF RAPIDLY COOLED ALLOYS OF Nd-Fe-(B,C)-Cu-Ti

Purpose. Complex study of thermodynamic and physico-chemical conditions of phase formation in ready-made permanent magnets produced on the basis of systems Fe-Nd-B.

Methods of research: metallographic, x-ray, x-ray spectral, magnetometer.

Results. The influence of external pressure and insignificant amount of carbon (0,17...0,86 %at) on the structure and properties of permanent magnets made on the basis of Nd-Fe-B system doped with copper and titanium. For the manufacture of permanent magnets with high magnetic energy fast cooling products from the liquid state are used. To do this, the scales obtained by the LRS method were pressed in a mold and fused in a vacuum. The mold and bolts that hold them together are made of alloys possessing different coefficients of linear expansion. This method allows to achieve high pressure (≈ 1 GPa) during sintering. Sintering was performed in vacuum at a pressure of 10^{-5} mm of mercury and at a temperature of 1323 K, annealing occurred at a temperature of 823 K. Choice of these temperatures is due to the technological process of obtaining sintered magnets by the method of powder metallurgy.

As a result, sintered lump pacts with different degrees of hardness were obtained. The results of x-ray and x-ray spectral analyses showed that the main phases are $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, $\text{Nd}_{11}\text{Fe}_4\text{B}_4$, Nd and NdCu_2 . Metallographic studies have shown that phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ under these conditions it does not have time to form into individual grains, and the size of the phase NdCu_2 is such that do not interfere with the movement of domain boundaries, in this case, the value of the coercive force of the sample remains almost constant and equals is 100...200 kA/m.

Statistical processing of the results of metallographic studies showed that the size of the paramagnetic phase NdCu_2 in the range of 0.3...2.2 μm . Comparison of mono-domain phase particle sizes $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ (53.65 nm) with paramagnetic phase dimensions NdCu_2 showed that one particle accounts for 5 to 34 domains. Therefore, despite the fact that the structure of the compact paramagnetic phase NdCu_2 is present as well the areas of imperfections clusters (Suzuki-Kotrell cloud, dislocation nuclei, etc.), they are not an obstacle to the displacement of domain boundaries.

Scientific novelty. It was found that the sintering of rapidly cooled alloy flakes $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ in conditions of high pressure of about 0.9 GPa at 1323 K promotes volume growth of phases $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, NdCu_2 , but it does not lead to their disintegration, which, in turn, negatively influence the physical properties of compacts (H_{ci} and Br).

Practical significance. The obtained results are important for the further development of physical materials science of magnetically rigid materials and modern technology.

Key words: sintering, heat pressure, annealing, the main hard magnetic phase, the phase with reduced metastability, coercive force.

Introduction

At present, the basis for the production of permanent magnets are transition metal alloys (T) with rare earth (R), or alloys in which the required level of magnetic properties is provided by the presence of intermetallic compounds such as RT_5 , R_2T_{17} , $\text{R}_2\text{T}_{14}\text{B}$ [1]. Analysis of the literature suggests that the technology of production of compounds such as $\text{R}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ is constantly improving. Despite the fact that a sufficiently large number of magneto-porous compounds have been discovered, magnets based on the $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ phase currently dominate.

One of the means of increasing the magnetic characteristics in materials based on alloys REM-PM is a comprehensive alloying and development of methods of

primary processing of alloys to achieve high values of coercive force and residual induction in permanent magnets, which is an urgent problem of modern materials science. Today, the most promising system is the Nd-Fe-B. More common in use is the alloy "Neomax" based on the system Nd-Fe-B doped with cobalt, term, disposl, gadolinium and other heavy rare earth metals. Due to the high cost of the above-mentioned alloying elements, finished magnets have a high cost. When replacing these elements with cheaper ones such as carbon, titanium and copper, while maintaining and even increasing the magnetic characteristics, the cost of finished products is reduced several times. Therefore, the search for optimal concentrations of alloying elements and heat treatment

methods to obtain cheap high-energy magnets is currently relevant.

In the world and domestic literature, little attention is paid to the development of new methods for the manufacture of permanent magnets, namely, the use of one of the thermodynamic parameters of pressure to control the processes of crystallization and sintering of permanent magnets. Therefore, in this work, an integrated approach is applied during the study of the dependence of the coercive force on the doping and heat treatment of the Nd-Fe-B magneto-porous alloy obtained by high-speed cooling, sintering into a compact at a pressure of up to 1 GPa. In this formulation of the problem, the problem of obtaining high-viscosity magnets is relevant and timely.

Thus, the aim of the work is to study the influence of the initial external pressure and alloying with carbon, copper and titanium alloy “Neomax” during sintering in the stressed state.

Materials and methods studies

Quickly hardened tapes were used as initial materials for sintered compacts. Rapidly quenched ribbon was produced by the method spengemann melt in a vacuum plant rapid hardening “Tape-3” (NSC “KIPT”, Kharkiv). The chemical composition of the alloys obtained in the work are shown in table. 1.

Table 1 – Chemical composition of the original alloy system Nd-Fe-(B,C)-Cu-Ti [2]

№ sample's	Chemical composition, % at.					
	Nd	Fe	C	B	Cu	Ti
1	15,2	75,33	0,17	6,5	1,57	1,38
2	15,2	75,17	0,33	6,5	1,57	1,38
3	15,2	75,08	0,42	6,5	1,57	1,38
4	15,2	74,99	0,51	6,5	1,57	1,38
5	15,2	74,14	0,86	6,5	1,57	1,38

Sintering was carried out for the alloy $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ (x : 0.17...0.86 % at.) after compaction under mechanical pressure at different initial pressure $P_1 = 0.5$ MPa, $P_2 = 3$ MPa, $P_3 = 9.5$ MPa (total pressure was 0.9 GPa + P_i MPa) [3, 4]. The sintering took place under the process temperature to obtain permanent magnets based on Nd-Fe-B: $T = 1323$ K (1050 °C) [5] for 1 h annealing at temperature of 823 K (550 °C) for 30 min.

The reliability of the obtained scientific results confirmed by the use of modern research equipment (optical microscope OLIMPYS IX-70, x-ray diffractometer Dron-3, a scanning electron microscope JEOL JSM-6360LA, vibration magnetometer, magnetometer vicious circle); the error in the reproduction of results is 3...10 %.

Thus, at this stage, a comprehensive study of the influence of external pressure and doping of fast cooling products on the structure and properties of finished compacts.

Research result

The aim of this study is to study the influence of external pressure and during the sintering of rapidly cooled from the liquid state of amorphous and amorphous-crystalline flakes of alloys $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$, on the structural-phase composition of compacts and their properties. The microstructure of the initial films is shown in Fig. 1.

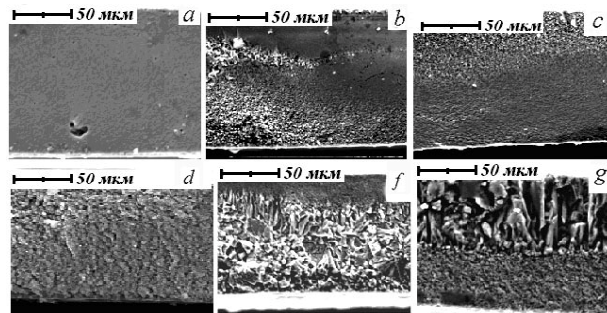


Fig. 1. The microstructure of the original alloy ribbons of the composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$: a – 0.17% at. C; b – 0.33% at. C; c – 0.42% at. C; d – 0.51% at. C; f – 0.59% at. C; g – 0.86% at. C

The methods of metallographic and electron microscopic (Fig. 1), x-ray diffraction (Fig. 2) analyses of the investigated structure and phase composition of the films (flakes), which are obtained during spengemann.

It was found that the initial films (scales) have amorphous or amorphous crystal structure. The tendency to form an amorphous or micro crystalline state is manifested with an increase in the carbon content (see Fig. 2). Increase in titanium content from 0.15 % at. C. up to 1.38 % at. C. promotes dispersion of the structure of the original films. The main phase components of the original films in addition to the amorphous component is in phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, $\text{Nd}_{11}\text{Fe}_4\text{B}_4$, Nd and x-phase, which is identified as phase NdCu_2 , that exists in the system Nd-Cu, but at 66 % at. Cu, that is, for a given alloy phase NdCu_2 should be called by the classification of I. S. Miroshnichenko as a phase of limited metastability [6].

Obtained by spengemann film (flakes) was placed in a mold, compacted under pressure and spcala in a vacuum oven. The microstructure of the compacts obtained by sintering at a temperature $T = 1323$ K (1050 °C) [5] and the initial pressure $P_1 = 0.5$ MPa, $P_2 = 3$ MPa, $P_3 = 9.5$ MPa (total pressure was 0.9 GPa + P_i MPa), is highly heterogeneous and is represented in Fig. 3–7. It is seen that with increasing initial pressure density and homogeneity of compacts grow. Changing the carbon content helps to optimize the structure, it becomes more uniform. The grain of the main hard magnetic phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ become a crab-like shape (see Fig. 3).

Figures 4–7 show the microstructure of sintered compacts after annealing obtained with an electron microscope. As can be seen from the figure, there are white particles in the samples, their sizes range from 0.2 μm to 40 μm. The presence

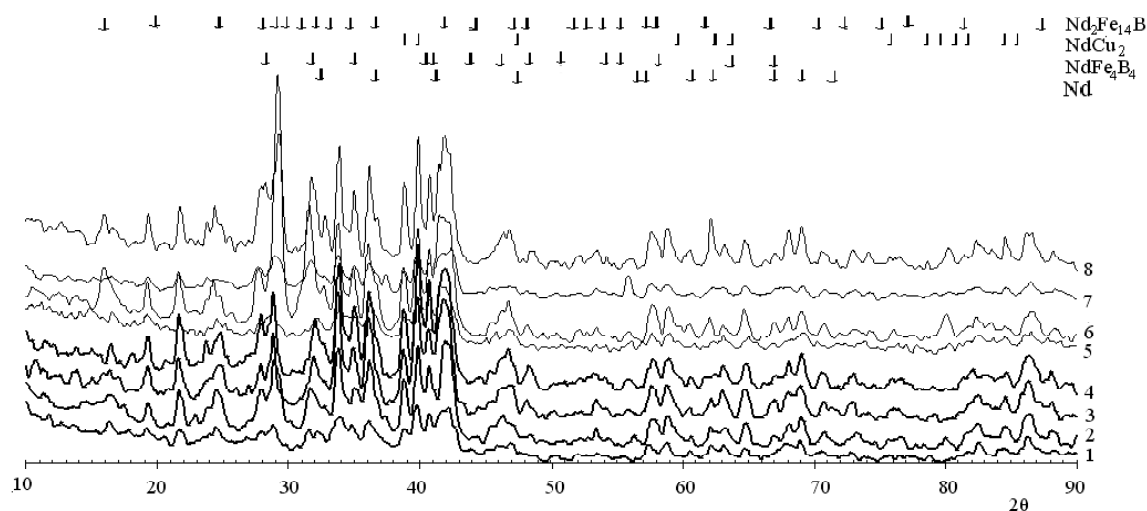


Fig. 2. A diffractogram obtained on a Dron-3-0 With K- α radiation from the scales of the alloys $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ (1, 5) and $\text{Nd}_{15,6}\text{Fe}_{76-x}\text{C}_x\text{B}_{6,8}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{0,15}$ (2–4, 6–8): 1–4 – contact surface; 5–8 – free surface; 1, 5 – 0.17% at. C; 2, 6 – 0.42% at. C; 3, 7 – 0.51% at. C; 4, 8 – 0.59 % at. C

of white particles is particularly evident in the compact, which was obtained at an initial pressure of 9.5 MPa (see Fig. 4 c, g). Scales were sintered with formation on borders of plates of particles of white color. Radiographically (see Fig. 9) and by means of micro-x-ray spectral analysis (JEOL JSM-6360 LA, see Fig. 5–7, table. 2–4) it was found that in addition to the stable phases that are formed in the alloy, there is also a phase that is identified as an intermetallic NdCu_2 . In areas that had an amorphous structure before sintering (see Fig. 3 c, g), the average size of the inclusions of the NdCu_2 phase is $\approx 0.35 \mu\text{m}$.

Table 2 – Phase composition of the compact № 4, which was baked at a pressure of 0.5 MPa

№ points	The content of elements, at. %					phase
	Nd	Fe	B	Cu	Ti	
1	26,26	12	6,18	52,84	2,72	NdCu_2
2	13,92	78,31	5,96	0,87	0,94	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$
3	14,56	76,86	5,85	1,24	1,51	$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$
4	26,33	8,25	7,98	52,86	4,58	NdCu_2

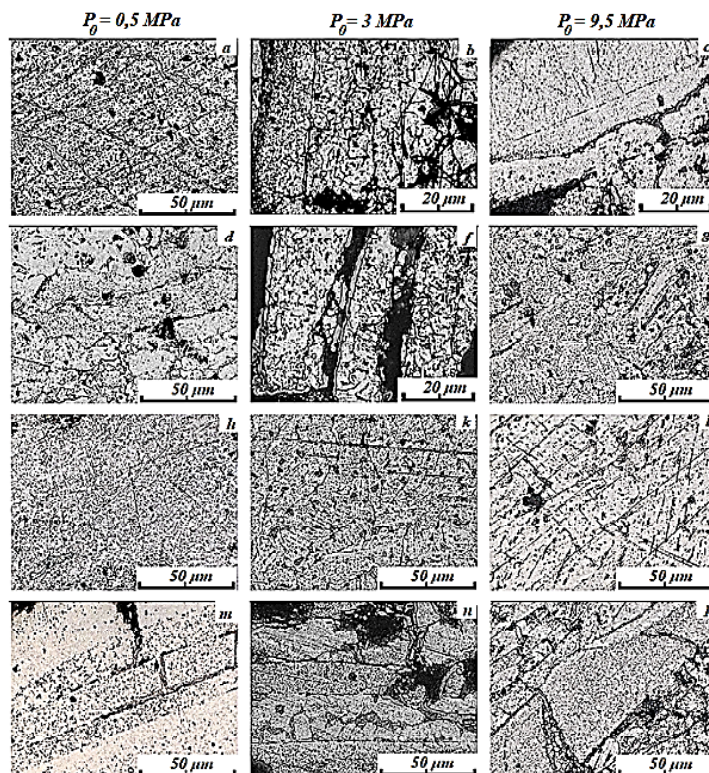
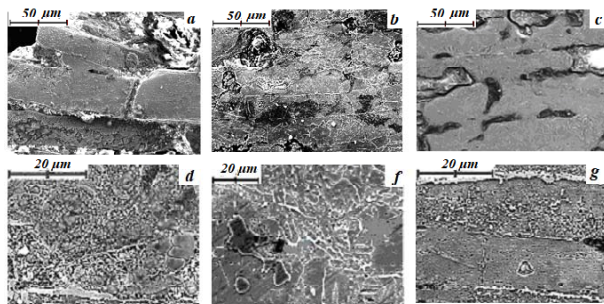
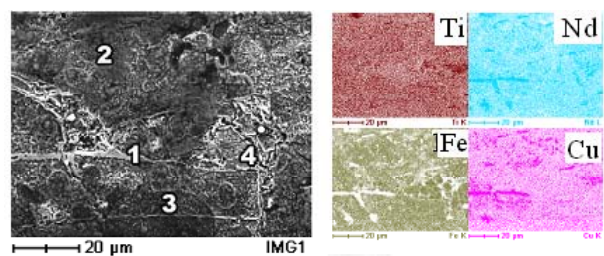
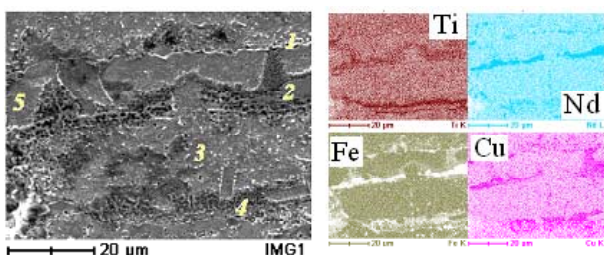
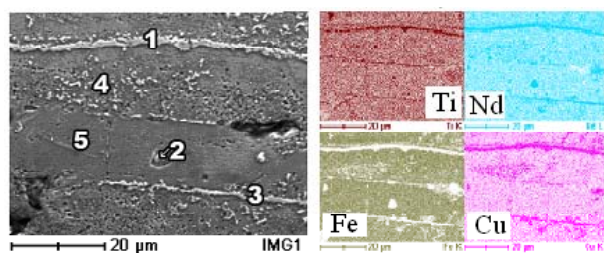


Fig. 3. The microstructure of sintered compacts of composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,5}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ after annealing for different initial pressure and content of carbon: a, b, c – № 1, d, f, g – № 2, h, k, l № 3, m, n, p – № 4

Table 3 – The phase composition of the compact that was baked at an initial pressure of 3 MPa

№ points	The content of elements, at. %					phase
	Nd	Fe	B	Cu	Ti	
1	24,87	6,68	17,02	42,58	8,85	NdCu ₂
2	0,8	97,19	0,89	0,	0,92	Fe
3	21,49	4,84	1732	43,07	9,2	NdCu ₂
4	12,51	80,01	5,87	1,28	0,33	Nd ₂ Fe ₁₄ B
5	13,81	80,33	5,86	0	0	Nd ₂ Fe ₁₄ B

**Fig. 4.** The microstructure of the compacts of warehouse № 4, which was baked at different initial pressure and sintering temperature 1323 K, the annealing temperature 823 K: a, d – 0.5 MPa; b, e – 3 MPa; c, f – 9.5 MPa**Fig. 5.** The microstructure of the compact warehouse № 4, which was baked at $P_0 = 0,5$ MPa, $T = 1323$ K**Fig. 6.** The microstructure of the compact warehouse № 4, which was baked at $P_0 = 3$ MPa, $T = 1323$ K**Fig. 7.** The microstructure of the compact warehouse № 4, which was baked at $P_0 = 9.5$ MPa, $T = 1323$ K**Table 4** – the phase composition of the compact that was baked at an initial pressure of 9.5 MPa

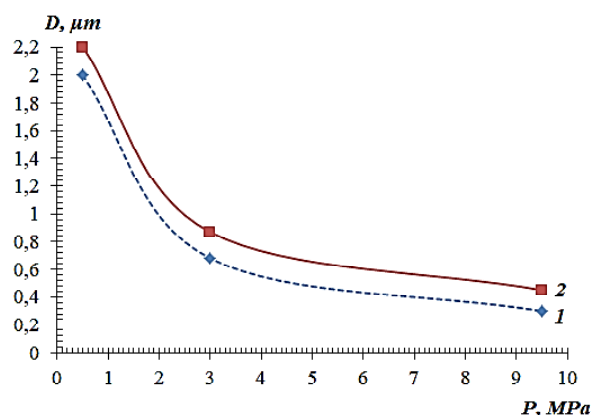
№ points	The content of elements, at. %					phase
	Nd	Fe	B	Cu	Ti	
1	30,68	0,06	10,74	49,88	8,64	NdCu ₂
2	89,18	4,21	5,17	1,25	0,19	Nd
3	28,38	0,28	9,92	55,27	6,15	NdCu ₂
4	13,81	77,66	5,86	1,37	1,3	Nd ₂ Fe ₁₄ B
5	14,29	78,45	6,12	0	1,14	Nd ₂ Fe ₁₄ B

To clarify the phase composition, a local chemical analysis of compacts using an electron microscope (JEOL JSM-6360 LA) was carried out, the distribution of elements (C, Ti, Cu, Fe, Nd) on the surface was studied (see Fig. 4–6, table. 2–4). Places with a high concentration of elements are characterized by the highest color saturation (dark). This was most clearly revealed in the samples obtained under a pressure of 9.5 MPa + 0.9 GPA (see Fig. 6). On microphotographs (see Fig. 6) it can be seen that in places of high concentration of copper there is also a high concentration of Nd and Fe. This fact suggests that the phase of the white color (NdCu₂) is complex and contains Nd, Cu, Ti, and iron in its composition is almost absent (see Fig. 4–6).

From the above, it follows that with an increase in the primary pressure at which the compaction takes place in the mold with subsequent sintering (at a constant temperature and sintering time), firstly, the density of the primary compact increases, and, secondly, the particle size distribution of the white phase (NdCu₂) shifts towards smaller sizes, but the probability of the existence of particles with sizes more than 0.5 μm remains large, even in compacts with amorphous scales (see Fig. 3 g).

The dependence of the grain diameter of this phase on the pressure at which the compacts were joined is illustrated in Fig. 8. The figure shows that the average diameter of the granules depends on the pressure at which Spravce CD, law $D \sim P^{-1}$.

The results of x-ray spectral analysis were confirmed by x-ray structural analysis (see Fig. 9). From the

**Fig. 8.** The dependence of the average diameter of grains of the phase of NdCu₂ from the initial external pressure after sintering (1) and after annealing (2)

diffractograms it can be seen that when the external pressure changes, the maxima are redistributed in the direction of increasing the main magneto-rigid phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and paramagnetic phases NdCu_2 .

The analysis of diffractograms showed that the main phase components of the compacts both after sintering and after annealing are: the main magneto-rigid phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, paramagnetic phase NdCu_2 , pure neodymium and phase. $\text{Nd}_{1.1}\text{Fe}_4\text{B}_4$. For paramagnet phase of NdCu_2 , we calculated parameters a, b, c and the degree tetravalent $s/a, a/b, b/c$. The results are presented in Fig. 10, tabular

data of these parameters – in table. 5.

As seen in Fig. 10 and table. 5, parameter a and NdCu_2 phase volume with increasing initial external pressure is almost unchanged and is approximately equal to the table value. Parameter with increasing initial pressure decreases and becomes less than the table value, and the parameter b increases and becomes greater than the table value. This can be explained by the fact that titanium, which enters the phases, with an increase in the initial seal and further heat treatment has the ability to change its position in the lattice phase NdCu_2 and thereby change the parameters b, c .

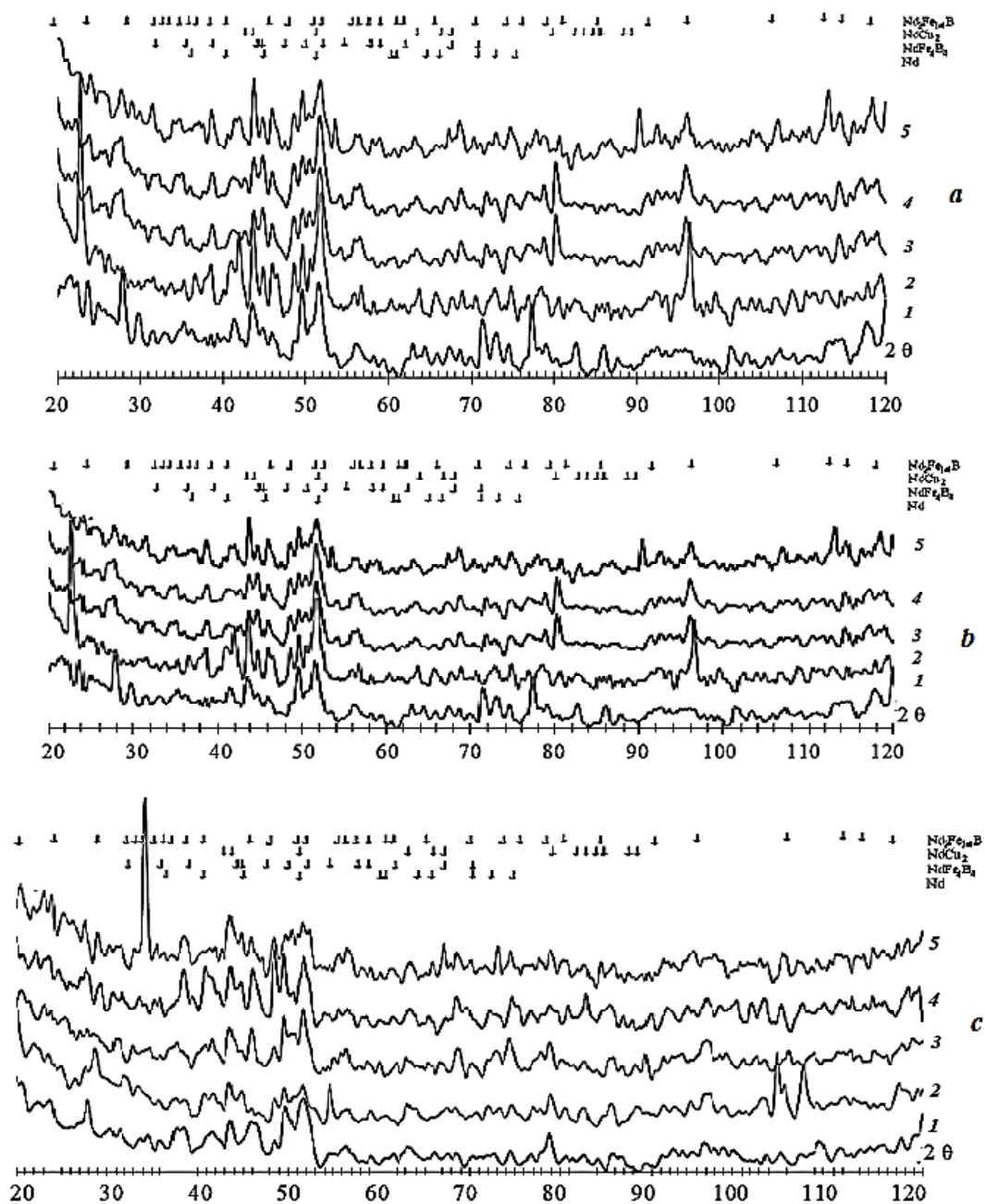


Fig. 9. Diffractograms obtained on the drone-3-0 in $\text{Co K-}\alpha$ radiation from sintered compacts $\text{Nd}_{15.2}\text{Fe}_{75.5-x}\text{C}_x\text{B}_{6.5}\text{Cu}_{1.57}\text{Ti}_{1.38}$ after annealing: a – 0.5 MPa, b – 3 MPa, c – 9.5 MPa; 1 – 0.17% at. C; 2 – 0.33% at. C; 3 – 0.42% at. C; 4 – 0.51% at. C; 5 – 0.86% at. C

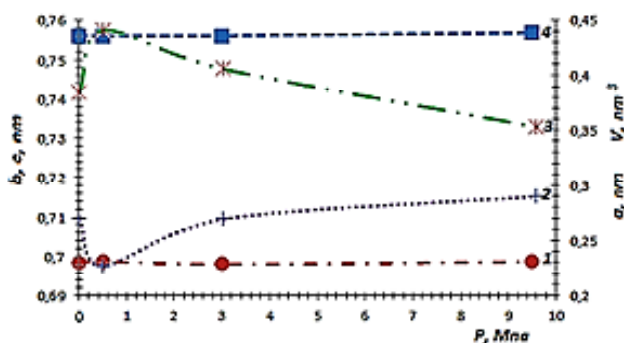


Fig. 10. Dependence: lattice parameters a (4), b (2), c (3), volume V (1) NdCu_2 phase on initial pressure for sintered compact № 3

Table 5 – Table values of parameters a , b , c for NdCu_2 phase

a , nm	b , nm	c , nm	V , nm^3
0,4387	0,71	0,74	0,23

In the future, the sintered compacts was investigated on a vibrating magnetometer for determining the values of the coercive force H_c and the residual induction B_r of the samples and was obtained the experimental curves of the hysteresis (Fig. 11). Calculations of working points showed that the values of the magnetic energy of the alloys $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_{6,6}\text{B}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$, that sintered at a temperature of 1323 K and an initial pressure of 0.5...9.5 MPa, up to 2...10 kJ/m^3 , which is not significant.

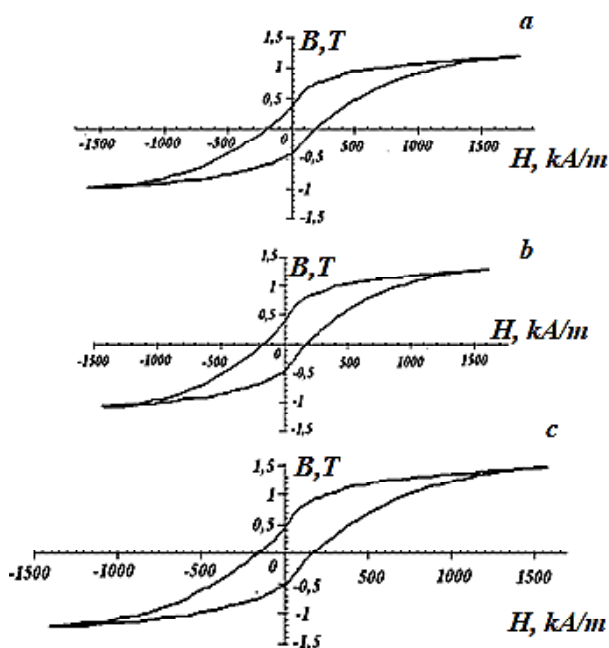


Fig. 11. Loop gesturess CD, which was made from alloy № 4 at various initial pressures: $P_0 = 0,5$ MPa; $b - P_0 = 3$ MPa; $c - P_0 = 9.5$ MPa

Studies have shown that the highest value of the coercive force before annealing is 200 kA/m at an external initial pressure of 3 MPa and a carbon content of 0.51% at., and with an increase in the initial pressure to 9.5 MPa, the value of the coercive force practically does not increase. After annealing, the coercive force values decrease slightly and range from 108 kA/m ($P_0 = 0.5$ MPa, $C = 0.33$ % at.) up to 180 kA/m ($P_0 = 9.5$ MPa, $C = 0.51$ % at.). The decrease in the value of the coercive force can be explained by the increase in size (see Fig. 8) paramagnet phase of NdCu_2 . Also from Fig. 12 it is seen that the maximum value of the coercive force obtained for 0.51% of the carbon stock.

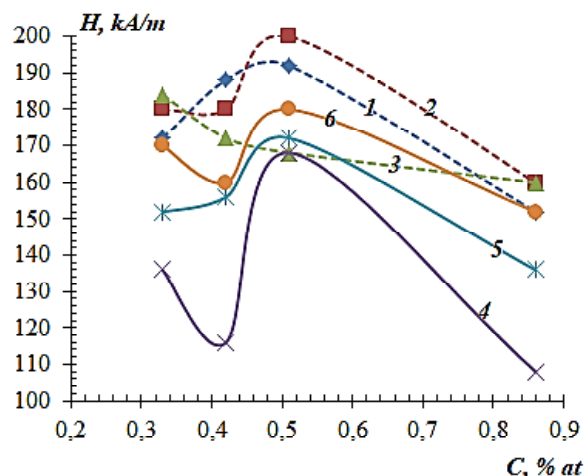


Fig. 12. Dependence of the coercive force of compacts on the carbon content before annealing (1–3) and after annealing (4–6) for different initial pressure: 1, 4 – $P_0 = 0.5$ MPa; 2, 5 – $P_0 = 3$ MPa; 3, 6 – $P_0 = 9.5$ MPa

The discussion of research results

The analysis of experimental data allows us to state that the rapid cooling of the alloy $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_{6,6}\text{B}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ in the quenching products (flakes) are formed of amorphous and crystalline phases. It is established that the main crystalline phases are $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, $\text{Nd}_{11}\text{Fe}_4\text{B}_4$, clean Nd phase, which is identified as intermetal NdCu_2 .

It is known that $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ formed in the system Nd-Fe-B at protectionhow reaction. In case of rapid cooling from the liquid state, the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ crystallizes directly from the liquid, bypassing the equilibrium transformation. In addition to phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ in this alloy, a phase of type NdCu_2 is formed, which exists in the Nd-Cu system with an atomic composition of Cu + 33 at. % Nd [7], but in the investigated alloy copper content does not exceed 1.6 % at., and therefore the NdCu_2 phase, according to the equilibrium state diagram, cannot be formed in a given alloy. It is known that in the Fe-Cu system under certain conditions (the presence of carbon more than 0.3 at. %), complete stratification in the fluid may occur [8]. Therefore, the probability of formation of micro domains, which are

enriched in copper in the liquid alloy, a large because carbon stabilizes the region nesman of copper with the main alloy element, iron. Consequently, during fast cooling of the alloy from the liquid state intermetall NdCu_2 can be obtained as metastable phase on the basis of mccaughrean that is enriched with copper and other elements. For Miroshnichenko.C. [6], phases $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, NdCu_2 you can call phases with limited metastability.

The resulting flakes of the composition $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ placed in the mold and pressed using a mechanical press, then spcala in a vacuum oven at a temperature of 1323 K, the annealing was at a temperature of 823 K. These Temperatures were chosen according to the technological process of production of anisotropic permanent magnets. As noted earlier [9], the material of the clamp and mounting bolts was selected in such a way that it was possible to obtain an additional “thermal” pressure up to 1 GPa. Under high pressure conditions, stresses occur that accelerate diffusion processes in the sample [10, 11]. Thus, on the one hand the volume growth of phases is carried out $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ and NdCu_2 and at the same time their resistance will be stable, since high pressure displaces the points of phase equilibrium in the region of high temperatures, in accordance with the law of Clapeyron-Clausius. As seen in Fig. 4, the size of the phase NdCu_2 with increasing primary pressure from 0.5 MPa to 9.5 MPa decreases in 6...7 times. Annealing promotes grain growth paramagnet phase of NdCu_2 in 1,3 times on average.

Since the phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ under these conditions, it does not have time to form into individual grains, and The ndcu_2 phase sizes are such that they do not interfere with the movement of domain boundaries, in this case, the value of the coercive force of the sample remains almost constant. To explain the fact, let's calculate the size of the domain for the main hard magnetic phase $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ for the case of absolute one-domain [12,13]. We assume that the domain has the shape of a sphere ($N_R = 4\pi/3$). Then:

$$R_0 = \frac{1}{I_s} \sqrt{\frac{5A}{2N_R}} = 53,65 \text{ нм},$$

where $I_s = 1.61 \cdot 10^4 \text{ Gs}$ – magnetic saturation,

$A = 1.25 \cdot 10^{-6} \text{ erg / cm}$ –exchange interaction constant.

The width of the domain wall is $\delta = 5.24 \text{ nm}$. That is, the total size of the domain $\approx 58.98 \text{ nm}$. In comparison with the size paramagnet phase NdCu_2 it can be seen that one particle accounts for 5 to 34 domains. Therefore, despite the fact that the structure of the CD is present in the paramagnetic phase of NdCu_2 and areas of clusters of imperfections (cloud Suzuki-Cottrell, the core of the dislocation, etc.), they are not an obstacle for the displacement of domain boundaries.

Thus, in order to optimize the structure of finished products and increase the magnetic characteristics, it is advisable to change the heat treatment modes in the future, namely, to reduce the temperature and increase the sintering time.

Conclusion

1. Rapid cooling of alloys $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ leads to the formation of metastable phases $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ i NdCu_2 , bypassing the equilibrium of the reaction.

2. Sintering of quickly cooled flakes $\text{Nd}_{15,2}\text{Fe}_{75,5-x}\text{C}_x\text{B}_{6,6}\text{Cu}_{1,57}\text{Ti}_{1,38}$ in conditions of external pressure up to 1 HPa at a temperature of $t = 1323 \text{ K}$ promotes volumetric growth of the phase NdCu_2 , but it does not lead to its disintegration, which in turn negatively affects the value of the coercive force and the residual induction of compacts.

3. In conditions of high external pressure, the maximum coercive force falls on the composition of alloys with carbon in the amount of 0.33...0.51 at. % , due to the maximum diffusion of C, Cu, Those in the field of imperfections of the structure and interference with the movement of domain boundaries.

References

1. Сергеев В. В. Магнитотвердые материалы / В. В. Сергеев, Т. И. Булыгина. – М.: Энергия, 1980. – 185 с.
2. Гуляева Т. В. Визначення раціонального легування та режимів спікання економно-легованих швидко охолоджених сплавів Nd-Fe-B-Ti-C-Cu для підвищення магнітних характеристик : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. тех. наук. : спец. 05.16.01 «Металознавство та термічна обробка металів» / Т. В. Гуляєва. – Запоріжжя, 2015. – 24 с.
3. Брехаря Г. П. Влияние меди на свойства постоянных магнитов, изготовленных на основе сплава $\text{Fe}_{76}\text{Nd}_{16}\text{B}_8$ / Г. П. Брехаря, Е. А. Харитонов // Металлофизика и новейшие технологии. – 2013. – 35, № 3. – С. 367–375.
4. Брехаря Г. П. Вплив стискаючих напружень, що прикладаються в процесі спікання аморфних лусочок складу $\text{Nd}_{33}\text{Fe}_{63,34}\text{B}_{1,1}\text{Cu}_{1,5}\text{Ti}_{1,0}\text{C}_{0,06}$ на структуру і магнітні властивості компактів / Г. П. Брехаря, Т. В. Гуляєва, Т. В. Калниш // Вісник дніпропетровського університету, сер. Фізика. Радіoeлектроніка. – Дніпропетровськ : ДНУ. – Вип. 17. – Т. 18. – № 2. – 2010. – С. 92–97.
5. Buschow K. H. J. New permanent magnet materials / K. H. J. Buschow // Materials Science Reports. – 1986. – Vol. 1. – Issue 1. – P. 1–63.
6. Мирошніченко І. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошніченко. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
7. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник в 3 т. / [Под общ. ред. Н. П. Лякишева]. – М.: Машиностроение, 1997. – Т. 2. – 1997. – 1024 с.
8. Хансен М. Структуры двойных сплавов: справочник : в 2-х т. / М. Хансен, К. Андерко [пер. П. К. Новик и др.]. – М.: Металлургиздат, 1962. – 1488 с.: ил.
9. Relevant issues of development and modernization of modern science: the experience of countries of Eastern Europe and prospects of Ukraine: monograph / edited by authors. – Riga, Latvia : Izdevnieciba “Baltija Publishing”, 2018. – P.122-143. DOI: http://dx.doi.org/10.30525/978-9934-571-26-8_7
10. Шьюмон П. Дифузия в твердых телах / П. Шьюмон; [пер. с англ.]. – М.: Металлургия, 1966. – 195с.

11. Дудоров А. Е. Уравнения динамики и кинетики дислокаций при высоких скоростях пластической деформации / А. Е. Дуров, А. Е. Майер // Вестник Челябинского государственного университета, Физика. – 2011. – Вып. 12. – № 39 (254). – С. 48–56.
12. Вонсовский С. В. Магнетизм / С. В. Вонсовский. – М.: Наука, 1971. – 1032 с.
13. Кринчик Г. С. Физика магнитных явлений / Г. С. Кринчик. – М.: Изд-во Моск. ун-та, 1976. – 262 с.

Одержано 05.09.2018

Гуляєва Т. В. Про дослідження впливу зовнішнього тиску та вуглецю на структуроутворення та властивості компактів, що спечені на основі швидко охолоджених сплавів Nd-Fe-(C,V)-Cu-Ti

Мета роботи. Комплексне дослідження термодинамічних та фізико-хімічних умов утворення фаз в готових постійних магнітах, що виготовляються на основі систем Fe-Nd-B.

Методи дослідження: металографічний, рентгенографічний, рентгеноспектральний, магнітометричний.

Отримані результати. Досліджується вплив зовнішнього тиску та незначної кількості вуглецю (0,17...0,86 % ат) на структуру та властивості постійних магнітів, які виготовлені на основі системи Nd-Fe-B, що леговані міддю та титаном. Для виготовлення постійних магнітів з високою магнітною енергією використано продукти швидкого охолодження з рідкого стану. Для цього лусочки, що отримані методом ЗРС, пресували у прес-формі та спікали у вакуумі. Прес-форма та болти, що їх скріплюють, виготовлені зі сплавів, у яких різні коефіцієнти лінійного розширення. Цей метод дає змогу досягти високого тиску (≈ 1 ГПа) під час спікання. Спікання виконували у вакуумі під тиском $P = 10^{-5}$ мм. рт. ст. та при температурі 1323 К, відпал відбувався при температурі 823 К. В результаті було отримано спечені компакти з різним ступенем ущільненості.

Результати рентгенографічного та рентгеноспектрального аналізів показали, що основними фазами є фази $Nd_2Fe_{14}B$, $Nd_{1.1}Fe_4B$, Nd та $NdCu_2$. Металографічні дослідження показали, що фаза $Nd_2Fe_{14}B$ в даних умовах не встигає сформуватися в окремі зерна, а розміри фази $NdCu_2$ такі, що не перешкоджають руху границь доменів, то в цьому випадку значення коерцитивної сили зразка залишається практично постійним і складає 100..200 кА/м.

Статистична обробка результатів металографічних досліджень показала, що розміри парамагнітної фази $NdCu_2$ коливаються у межах 0,3...2,2 мкм. Порівняння розмірів монодоменої частинки фази $Nd_2Fe_{14}B$ (53,65 нм) з розмірами парамагнітної фази $NdCu_2$ показали, що на одну частинку припадає від 5 до 34 доменів. Тому, не дивлячись на те, що у структурі компакту присутня парамагнітна фаза $NdCu_2$ та зони скупчень недосконалостей (хмара Сузукі-Котрелла, ядра дислокації та ін.), вони не є перешкодою для зміцнення границь доменів.

Наукова новизна. Встановлено, що спікання швидко охолоджених лусочок сплавів $Nd_{15.2}Fe_{75.5-x}B_{6.6}Cu_{1.57}Ti_{1.38}$ в умовах високого тиску порядку 0,9 ГПа при температурі 1323 К сприяє об'ємному зростанню фаз $Nd_2Fe_{14}B$, $NdCu_2$, але не призводить до їх розпаду, що, в свою чергу, негативно впливає на фізичні властивості компактів (H_{ci} і Br).

Практична цінність. Одержані в роботі результати мають важливе значення для подальшого розвитку фізичного матеріалознавства магнітожорстких матеріалів та сучасної техніки.

Ключові слова: спікання, «термічний» тиск, відпал, основна магнітожорстка фаза, фаза з обмеженою метастабільністю, коерцитивна сила.

Гуляева Т.В. Об исследовании влияния внешнего давления и углерода на структурообразование и свойства компактов, спеченных на основе быстро охлажденных сплавов Nd-Fe-(C, V)-Cu-Ti

Цель работы. Комплексное исследование термодинамических и физико-химических условий образования фаз в готовых постоянных магнитах, изготавливаемых на основе системы Fe-Nd-B.

Методы исследования: металлографический, рентгенографический, рентгеноспектральный, магнитометрический.

Полученные результаты. Исследуется влияние внешнего давления и незначительного количества углерода (0,17...0,86 % ат) на структуру и свойства постоянных магнитов, изготовленных на основе системы Nd-Fe-B, легированных медью и титаном. Для изготовления постоянных магнитов с высокой магнитной энергией использовано продукты быстрого охлаждения из жидкого состояния. Для этого чешуйки, полученные методом ЗЖС, прессовали в пресс-форме и спекали в вакууме. Пресс-форма и скрепляющие ее болты изготавливают из сплавов с различными коэффициентами линейного расширения. Этот метод позволяет достичь высокого давления (≈ 1 ГПа) при спекании. Спекание выполняли в вакууме под давлением 10^{-5} мм. рт. ст. и при температуре 1323 К, отжиг происходит при температуре 823 К. Выбор данных температур обусловлен технологическим процессом получения спеченных магнитов методом порошковой металлургии.

В результате было получено спеченные компакты с разной степенью уплотнённости. Результаты рентгенографического и рентгеноспектрального анализов показали, что основными фазами являются фазы

$Nd_2Fe_{14}B$, $Nd_{1.1}Fe_4B_4$, Nd и $NdCu_2$. Металлографические исследования показали, что фаза $Nd_2Fe_{14}B$ в данных условиях не успевает сформироваться в отдельные зерна, а размеры фазы $NdCu_2$ такие, которые не препятствуют движению границ доменов, то в этом случае значение коэрцитивной силы образца остается практически постоянным и составляет 100...200 кА/м.

Статистическая обработка результатов металлографических исследований показала, что размеры парамагнитной фазы $NdCu_2$ колеблются в пределах 0,3...2,2 мкм. Сравнение размеров монодоменной частицы фазы $Nd_2Fe_{14}B$ (53,65 нм) с размерами парамагнитной фазы $NdCu_2$ показали, что на одну частицу приходится от 5 до 34 доменов. Поэтому, несмотря на то, что в структуре компакта присутствует парамагнитная фаза $NdCu_2$ и зоны скопления несовершенств (облако Сузуки-Котрелла, ядра дислокации и др.), они не являются препятствием для смещения границ доменов.

Научная новизна. Установлено, что спекание быстро охлажденных чешуек сплавов $Nd_{15.2}Fe_{75.5-x}C_xB_{6.6}Cu_{1.57}Ti_{1.38}$ в условиях высокого давления порядка 0,9 ГПа при температуре 1323 К способствует объемному росту фаз $Nd_2Fe_{14}B$, $NdCu_2$, но не приводит к их распаду, что, в свою очередь, негативно влияет на физические свойства компактов (H_{ce} и B_r).

Практическая ценность. Полученные в работе результаты имеют важное значение для дальнейшего развития физического материаловедения магнитомягких материалов и современной техники.

Ключевые слова: спекание, «термическое» давление, отжиг, основная магнитомягкая фаза, фаза с ограниченной метастабильностью, коэрцитивная сила.

УДК 621.746.58

Белов Б. Ф.¹, канд. тех. наук, Троцан А. И.¹, д-р техн. наук Карликова Я. П.²,
канд. техн. наук Рябчиков И. В.³, д-р техн. наук Паренчук И. В.³

¹ Институт проблем материаловедения НАНУ им. И. Н. Францевича, г. Киев

² ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ НПО «Перспектива», г. Запорожье

О МЕХАНИЗМЕ ОБРАЗОВАНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ КОВШЕВОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ СПЛАВАМИ СИЛИКОБАРИЯ

Цель работы. Исследование механизма образования и модифицирования неметаллических включений при ковшевой обработке стали сплавами силикобария.

Методы исследования. Структурно-химический анализ дуплекс-системы силикаты-силициды бария с помощью полигональных диаграмм состояния бинарной окисной $BaO-SiO_2$ и металлической $Ba-Si$ систем, построенных графо-аналитическим методом во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов.

Полученные результаты. На основании структурно-химического анализа определены состав и структура силикатов и силицидов бария. Исследован механизм раскисления, образования и модифицирования неметаллических включений при ковшевой обработке стали сплавами силикобария марки С70Ба30 на основе интерметаллида $Si_{12}Ba$. Установлено, что при ковшевой обработке стали сплавами силикобария образуются первичные стекловидные силикаты бария, которые присадками кальцийсодержащих материалов (известь, кальций) переходят в модифицированные жидкоподвижные фазы эвтектического состава типа ранкинит, образующих глобулярные неметаллические включения в металле. Установлено, что раскислительная способность щелочноземельных металлов определяется их сродством к кислороду и не описывается константами раскисления в связи с отсутствием их растворимости в железоуглеродистых расплавах.

Научная новизна. Результаты получены на основе теории строения металлургических фаз в твердом и жидком состоянии по модели гармонических структур, являющейся парадигмой современного материаловедения стали и сплавов.

Практическая ценность. С помощью стохастического анализа представлен последовательный ряд структурно-химических реакций раскисления сплавами силикобария, феррокальция и модифицирования образующихся неметаллических включений при взаимодействии силикатов бария и оксидов кальция с образованием эвтектической фазы типа ранкинит. По уравнению материального баланса этих реакций рассчитаны количество присадочных материалов (сплавов), обеспечивающих заданный уровень раскислительности, состав и количество жидкоподвижных в металлическом расплаве и глобулярных неметаллических включений в металле.

Ключевые слова: структурно-химический анализ, стохастический анализ, первичные и модифицированные неметаллические включения.

Экспериментальные методы исследований природы барийсодержащих неметаллических включений [1, 2] немногочисленны и противоречивы [3].

Состав шихтовых материалов для руднотермического процесса, неметаллических включений в стали, сплавов силикобария для ковшевой обработки определяются дуплекс-системой силикаты-силициды бария с помощью полигональных диаграмм состояния SiO_2-BaO и $Si-Ba$, построенных графоаналитическим методом во всем интервале твердых и жидких исходных компонентов (ПДС-метод, [4]).

Классификация и структуризация силикатов бария

Системным классификатором силикатов бария является полигональная диаграмма состояния SiO_2-BaO , построенная ПДС-методом.

ПДС SiO_2-BaO представлена на рис. 1, которая включает 12 промежуточных фаз: $BaO \rightarrow 4BaOSiO_2 \rightarrow 3BaOSiO_2 \rightarrow 2BaOSiO_2 \rightarrow 3BaO_2SiO_2(\Xi_1) \rightarrow BaOSiO_2 \rightarrow 2BaO_3SiO_2(\Xi_2) \rightarrow BaO_2SiO_2 \rightarrow BaO_3SiO_2(\Xi_3) \rightarrow BaO_4SiO_2 \rightarrow BaO_6SiO_2(M_2) \rightarrow BaO_{12}SiO_2(M) \rightarrow BaO_{36}SiO_2(M_1) \rightarrow SiO_2$.

На классической диаграмме (вставка на рис. 1, [5]) существуют 4 промежуточные фазы $2BaOSiO_2 \rightarrow BaOSiO_2 \rightarrow 2BaO_3SiO_2 \rightarrow BaO_2SiO_2$ и три эвтектики, состав которых не указан.

Первичная промежуточная фаза $2BaOSiO_2$ условно разделяет диаграмму на две подсистемы: $BaO-2BaOSiO_2$ и $SiO_2-2BaOSiO_2$, в которых образуются вторичные промежуточные фазы, в т. ч. эвтектические (Ξ_1 , Ξ_2 , Ξ_3) и две монотектические (M_1 , M_2), купол несмешиваемости в т. М° при 2200 °С.

© Белов Б. Ф., Троцан А. И., Карликова, Я. П., Рябчиков И. В., Паренчук И. В., 2018

DOI 10.15588/1607-6885-2018-1-6

ISSN 1607-6885 Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні №1, 2018

В таблице 1 приведена классификация силикатов бария, содержащая химические реакции образования промежуточных фаз в линейных квазибинарных системах, стехиометрический и химический состав, температуры образования и плавления, основность ($\text{BaO}:\text{SiO}_2$), условные обозначения. Последние в виде двухзначных чисел, где первые цифры относятся к стехиометрическим коэффициентам для BaO , вторые – SiO_2 .

В таблице 2 представлена структуризация отдельных промежуточных фаз и исходных компонентов с образованием структурных ионно-молекулярных комплексов (СИМ-комплексы) в виде полигональных (ПГЯ) и полиэдрических (ПДЯ) ячеек. ПГЯ – полимерные сетки конечных размеров (длина – $L_{\text{ПГЯ}}$, нм) центрально-симметричные относительно кремнезема, где кремний служит сеткообразователем, а барий замыкает сетку. ПДЯ – трехмерные образования из сдвоенных ПГЯ.

Относительная плотность упаковки СИМ-комплексов, рассчитанная из приведенной площади ПГЯ (S_0) или объема ПДЯ (V_0) характеризуют термодинамическую прочность силикатных фаз. Первичная промежуточная фаза – 2BaOSiO_2 имеет максимальную плотность упаковки (минимальные значения S_0 и V_0) из минимального числа частиц (N). Эвтектические фазы, существующие в жидком состоянии, представлены только полигональными ячейками, длина которых больше, а относительная плотность больше других, кроме первичной промежуточной фазы. Исходные компоненты отличаются структурным типом и плотностью упаковки, которая у кварцита (SiO_2) намного больше ($V_0 = 0,0007$) окиси бария (BaO) $V_0 = 0,0127$, что свидетельствует о высокой термодинамической прочности кварцита ($\Delta G_{298}^0 = -805,0$ КДж/моль) по сравнению с окисью бария ($\Delta G_{298}^0 = -528,4$ КДж/моль) [6].

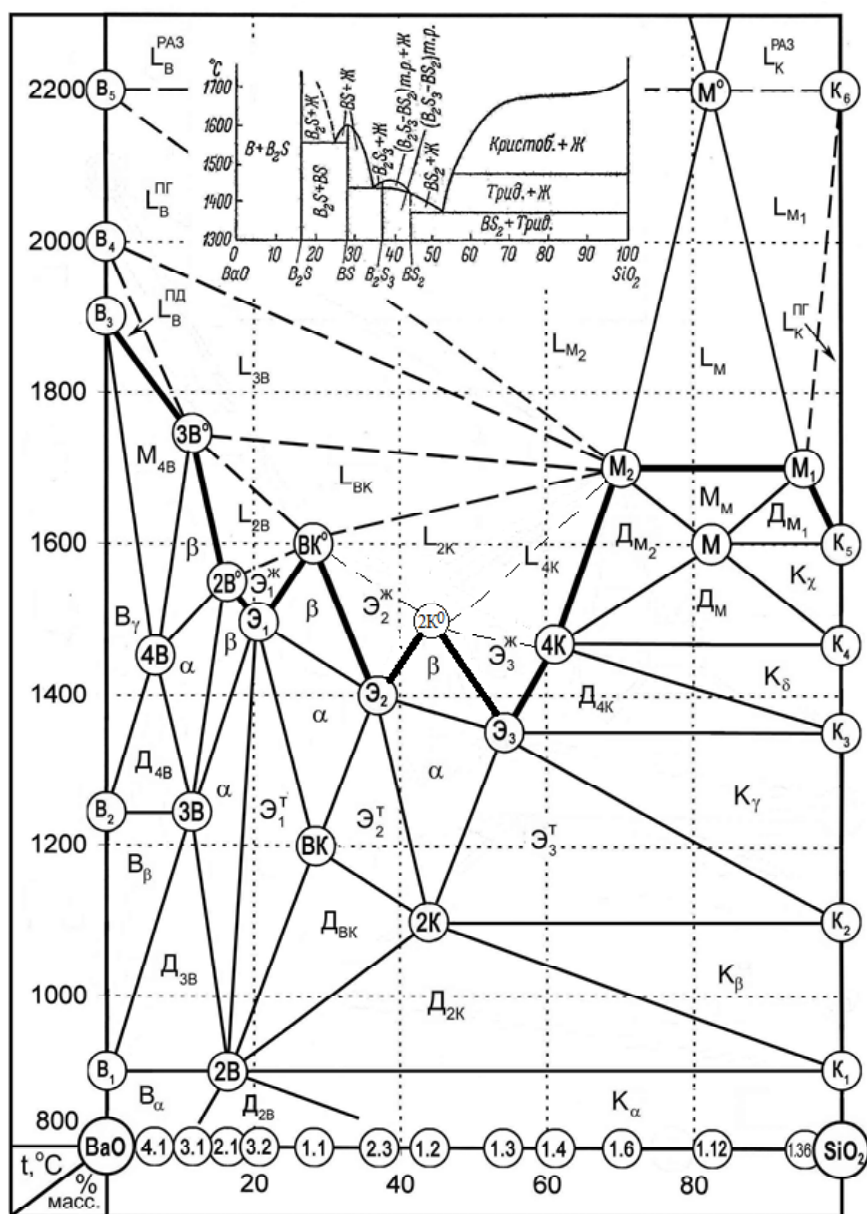


Рис. 1. Полигональная диаграмма состояния системы BaO-SiO_2 (вставка [5])

Таблица 1 – Классификация силикатов бария

№ п/п	Линейные системы	Промежуточные фазы		
		Химические реакции	Стехиометрический состав	Условн. обозначения
1	BaO-SiO ₂	BaO+SiO ₂ ↔2BaOSiO ₂ 3(2BaOSiO ₂)↔3BaOSiO ₂ +3BaO2SiO ₂	2BaOSiO ₂	2.1(2B)
2	BaO-2BaOSiO ₂	BaO+2BaOSiO ₂ ↔3BaOSiO ₂ 2(3BaOSiO ₂)↔4BaOSiO ₂ +2BaOSiO ₂	3BaOSiO ₂	3.1(3B)
3	BaO-3BaOSiO ₂	BaO+3BaOSiO ₂ ↔4BaOSiO ₂	4BaOSiO ₂	4.1(4B)
4	2BaOSiO ₂ -SiO ₂	3SiO ₂ +2BaOSiO ₂ ↔2(BaO2SiO ₂)	BaO2SiO ₂	1.2(2K)
5	2BaOSiO ₂ - -BaO2SiO ₂	2BaOSiO ₂ +BaO2SiO ₂ ↔3(BaOSiO ₂)	BaOSiO ₂	1.1(BK)
6	2BaOSiO ₂ - -BaOSiO ₂	2BaOSiO ₂ +BaOSiO ₂ ↔3BaO2SiO ₂	3BaO2SiO ₂	3.2(Э ₁)
7	BaOSiO ₂ - -BaO2SiO ₂	BaOSiO ₂ +BaO2SiO ₂ ↔2BaO3SiO ₂	2BaO3SiO ₂	2.3(Э ₂)
8	SiO ₂ - -BaO2SiO ₂	SiO ₂ +BaO2SiO ₂ ↔BaO3SiO ₂	BaO3SiO ₂	1.3(Э ₃)
9	BaO3SiO ₂ -SiO ₂	SiO ₂ +BaO3SiO ₂ ↔BaO4SiO ₂	BaO4SiO ₂	1.4(4K)
10	SiO ₂ -BaO4SiO ₂	8SiO ₂ +BaO4SiO ₂ ↔BaO12SiO ₂ 5(BaO12SiO ₂)↔4(BaO6SiO ₂)+BaO36SiO ₂	BaO12SiO ₂	1.12 (M/M ⁰)
11	BaO4SiO ₂ - -BaO12SiO ₂	3(BaO4SiO ₂) + BaO12SiO ₂ ↔4(BaO6SiO ₂)	BaO6SiO ₂	1.6(M ₂)
12	SiO ₂ - BaO12SiO ₂	24SiO ₂ +BaO12SiO ₂ ↔BaO36SiO ₂	BaO36SiO ₂	1.36(M ₁)
№ п/ п	Промежуточные фазы			
	SiO ₂ , масс. %	BaO/SiO ₂	Температура, °C*	
			Образования	Плавления
1	16,4	5,1	<u>900</u> н.д.	<u>1550</u> н.д.
2	11,6	7,7	<u>1250</u> н.д.	<u>1750</u> н.д.
3	9,1	10,2	<u>1450</u> н.д.	— н.д.
4	44,0	1,3	<u>1100</u> н.д.	<u>1500</u> 1450
5	28,2	2,6	<u>1200</u> н.д.	<u>1600</u> 1605
6	20,7	3,8	<u>1500</u> 1550	<u>1500</u> 1550
7	37,0	1,7	<u>1400</u> 1450	<u>1400</u> 1450
8	54,1	0,85	<u>1350</u> 1350	<u>1350</u> 1350
9	61,1	0,64	<u>1475</u> н.д.	— н.д.
10	82,5	0,21	<u>1600</u> н.д.	<u>1600/2200</u> н.д.
11	70,2	0,43	<u>1700</u> н.д.	<u>1700</u> н.д.
12	93,0	0,21	<u>1700</u> н.д.	<u>1700</u> н.д.

Классификация и оптимизация сплавов силикобария

Системным классификатором сплавов силикобария является полигональная диаграмма состояния (ПДС)

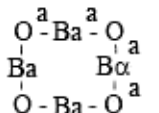
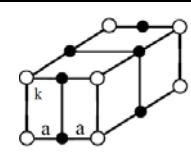
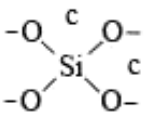
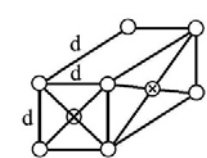
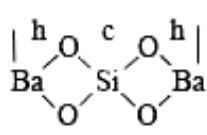
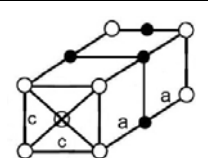
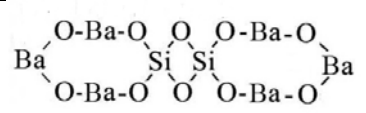
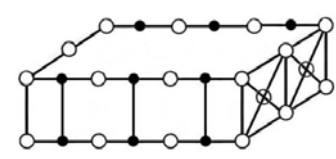
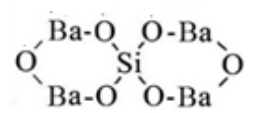
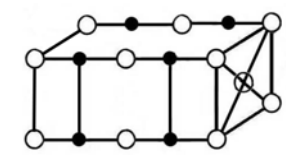
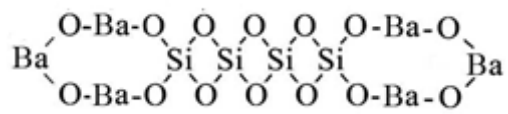
системы кремний-барий, построенная ПДС-методом во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов.

ПДС Ba-Si, представленная на рисунке 2, включает последовательный ряд 9-ти промежуточных фаз: $Ba \rightarrow Ba_4Si (\Xi_1) \rightarrow Ba_2Si \rightarrow BaSi \rightarrow BaSi_2 \rightarrow BaSi_3 (\Xi_2) \rightarrow BaSi_4 \rightarrow BaSi_6 \rightarrow BaSi_{12} \rightarrow BaSi_{36} \rightarrow Si$. На классической диаграмме (вставка на рис. 2 [7]) существуют несколько фаз: $Ba_7Si \rightarrow Ba_2Si \rightarrow Ba_5Si_3 \rightarrow BaSi \rightarrow Ba_3Si_4 \rightarrow BaSi_2$ и две эвтектики, фазы с дробными стехиометрическими числами отвечают составу Ba_2Si и $BaSi$.

В таблице 3 представлена классификация и марочный состав сплавов силикобария. Стабильным сплавам,

образующимися в твердом и существующим в жидком состояниях, отвечают сплавы на базе интерметаллидов Ba_2Si (C10Ba90), $BaSi_2$ (C30Ba70). Сплавы на базе интерметаллидов $BaSi$ (C15Ba85), $BaSi_4$ (C50Ba55), $BaSi_{12}$ (C85Ba15) и $BaSi_{36}$ (C90Ba10) образуются в твердом и распадаются в жидком состояниях. Эвтектические сплавы образуются и существуют в жидком и распадаются в твердом состояниях. Плотность сплавов составляет 2,5–3,5 г/см³, максимальная для первичного сплава C10Ba90.

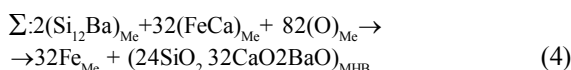
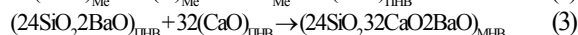
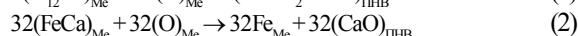
Таблица 2 – Структуризация силикатов бария

Формульный состав		СИМ – комплексы (○ - кислород, ● - барий, ⊗ - кремний)
Стехиометрический	Структурный	полигональные / полиэдрические ячейки
BaO	Ba_4O_4 $N=8, S_0=0,0677$	$k = 0,736 \text{ нм} \quad a = 0,368 \text{ нм}$
	Ba_8O_8 $N=16, V_0=0,0249$	 
SiO ₂	$(SiO_4)^{4-}$ $N=5, S_0=0,0106$	$c = 0,23 \text{ нм}, \quad d = 0,20 \text{ нм}$
	$(Si_4O_8)^0$ $N=12, V_0=0,0007$	 
2BaOSiO ₂	Ba_2SiO_4 $L_{ПГЯ}=0,718 \text{ нм}$ $N=7, S_0=0,0205$	$h = 0,259 \text{ нм}$
	$Ba_4Si_2O_8$ $N=14, V_0=0,0021$	 
3BaOSiO ₂	$Ba_6Si_2O_{10}$ $L_{ПГЯ}=2,35 \text{ нм}$ $N=18, S_0=0,0266$	
	$Ba_{12}Si_4O_{20}$ $N=36, V_0=0,0049$	
4BaOSiO ₂	Ba_4SiO_6 $L_{ПГЯ}=1,454 \text{ нм}$ $N=11, S_0=0,0264$	
	$Ba_8Si_2O_{12}$ $N=32, V_0=0,0017$	
3BaO2SiO ₂ (Ξ ₁)	$Ba_6Si_4O_{14}$ $L_{ПГЯ}=2,75 \text{ нм}$ $N=24, S_0=0,0230$	

Механизм рафинирования стали и модифицирования неметаллических включений

Известные марочные составы силикобария являются твердыми растворами на основе интерметаллидов ПДС Si-Ba, содержащих до 30 % Ba, к которым относится сплав C70Ba30 на основе Si_{12}Ba [8, 9].

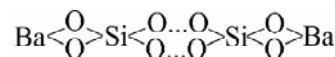
Стохастический анализ [10] механизма образования и модифицирования неметаллических включений описывается последовательным рядом структурно-химических реакций:



Здесь реакции (1, 2) раскисления стали сплавами силикобария и кальция в виде компакт-материала 60 % Fe + 40 % Ca с образованием первичных неметалличес-

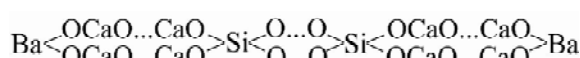
ких включений (ПНВ) – силикатов бария и оксида кальция. Реакция (3) модифицирования при взаимодействии ПНВ с образованием модифицированных неметаллических (МНВ) включений эвтектического состава типа ранкинита. МНВ являются жидкоподвижными в металлическом расплаве и образуют глобулы в твердой стали, тогда как ПНВ являются кварцевым стеклом и твердыми фазами CaO .

СИМ-комплекс ПНВ



$$L_{\text{ПНВ}} = 5,318 \text{ нм}, S_{\text{ПНВ}} = 1,064 \text{ нм}^2$$

СИМ-комплекс МНВ



$$L_{\text{ПНВ}} = 11,37 \text{ нм}, S_{\text{ПНВ}} = 2,27 \text{ нм}^2$$

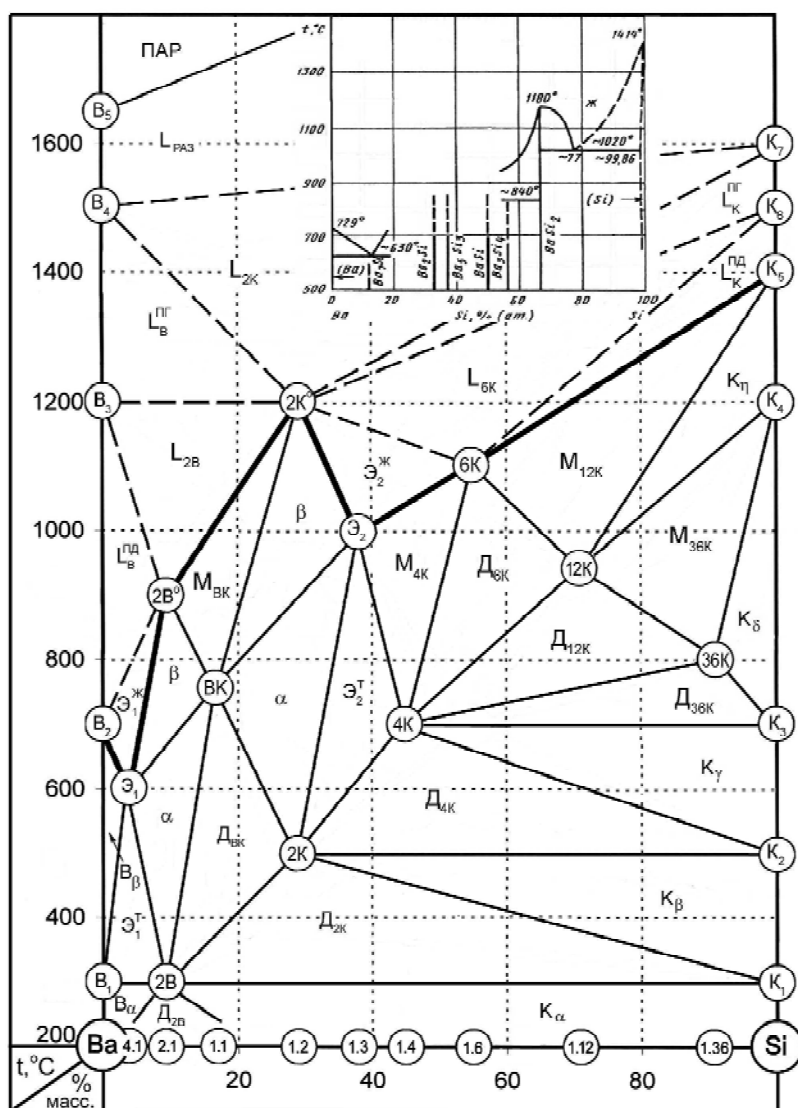


Рис. 2. Полигональная диаграмма состояния системы Ba-Si (вставка [2])

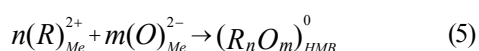
ПНВ (силикаты бария) относятся к мелкодисперсным включениям, тогда как МНВ- в двое крупнее $L_{\text{МНВ}} \geq L_{\text{ПНВ}}$ и легче удаляются из жидкой стали.

Суммарная реакция (4) позволяет определить расходные коэффициенты присадочных материалов, глубину раскисления, состав и количество неметаллических включений.

При общем расходе сплавов в количестве 1,0 кг/т (23,5 % СБа30 + 76,5 % ФК40) удаляется кислорода 326,5 ppm, образуется 0,88 кг/т МНВ, содержащие (масс.%): $40,7\text{SiO}_2 + 50,7\text{CaO} + 8,6\text{BaO}$ при основности $B = 1,46$.

Раскислительная способность щелочно-земельных металлов

Щелочно-земельные металлы взаимодействуют с кислородом по реакции:



с образованием неметаллических (оксидных) фаз, термодинамические характеристики реакции определяются кон-

стантой равновесия или константой раскисления. Константы равновесия выражают через активности, а константы раскисления через массовые доли компонентов.

При $\alpha(R_n O_m) = 1$ константа раскисления равняется произведению растворимостей исходных компонентов (кислород и элемент-раскислитель):

$$K = (R)^n \cdot (O)^m.$$

В соответствии с кристалло-химическими [11], термодинамическими [12] и квантово-механическими критериями [13], щелочно-земельные металлы в железе не растворяются, но активно взаимодействуют с примесными (кислород, сера и др.) и легирующими (кремний, углерод и др.) элементами, образуя неметаллические (оксидные, сульфидные, карбидные и др.) включения.

Однако, при отсутствии растворимости элементов – раскислителей в железе константа раскисления не имеет физического смысла и реакция раскисления становится необратимой. Следовательно, количество связанного кислорода будет зависеть от количества элемента-

Таблица 3 – Классификация силицидов бария

№ п/п	Линейные системы	Промежуточные фазы			
		Химические реакции	Стехиометри- ческий состав	Условные обозначения	
1	Ba-Si	$2\text{Ba}+\text{Si}\leftrightarrow\text{Ba}_2\text{Si}$ $5(\text{Ba}_2\text{Si})\leftrightarrow\text{Ba}_6\text{Si}+4(\text{BaSi})$	Ba_2Si	2,1(2B)	
2	Ba-Ba ₂ Si	$2\text{Ba}+\text{Ba}_2\text{Si}\leftrightarrow\text{Ba}_4\text{Si}$	Ba_4Si	4,1(Э ₁)	
3	Si-Ba ₂ Si	$3\text{Si}+\text{Ba}_2\text{Si}\leftrightarrow 2(\text{BaSi}_2)$ $2(\text{BaSi}_2)\leftrightarrow\text{BaSi}+\text{BaSi}_3$	BaSi_2	1,2(2K)	
4	BaSi ₂ -Ba ₂ Si	$\text{BaSi}_2+\text{Ba}_2\text{Si}\leftrightarrow 3(\text{BaSi})$	BaSi	1,1(BK)	
5	Si-BaSi ₂	$2\text{Si}+\text{BaSi}_2\leftrightarrow\text{BaSi}_4$ $3(\text{BaSi}_4)\leftrightarrow 2(\text{BaSi}_3)+\text{BaSi}_6$	BaSi_4	1,4(4K)	
6	BaSi ₄ -BaSi ₂	$\text{BaSi}_4+\text{BaSi}_2\leftrightarrow 2(\text{BaSi}_3)$	BaSi_3	1,3(Э ₂)	
7	Si-BaSi ₄	$32\text{Si}+\text{BaSi}_4\leftrightarrow\text{BaSi}_{36}$	BaSi_{36}	1,36(36K)	
8	BaSi ₃₆ -BaSi ₄	$\text{BaSi}_{36}+3(\text{BaSi}_4)\leftrightarrow 4(\text{BaSi}_{12})$	BaSi_{12}	1,12(12K)	
9	BaSi ₄ -BaSi ₁₂	$3(\text{BaSi}_4)+\text{BaSi}_{12}\leftrightarrow 4(\text{BaSi}_6)$	BaSi_6	1,6(6K)	
№ п/п	Промежуточные фазы				
	Si, масс. %	Марочный состав	ρ, г/см ³	Температура, °С*	
				Образования	Плавления
1	9,3	C10Ba90	3,47	<u>300</u> н.д.	<u>900</u> н.д.
2	3,3	C5Ba95	3,50	<u>600</u> 630	<u>600</u> 630
3	29,0	C30Ba70	3,22	<u>500</u> н.д.	<u>1200</u> н.д.
4	17,0	C15Ba85	3,38	<u>750</u> н.д.	— н.д.
5	45,0	C45Ba55	3,12	<u>700</u> н.д.	— н.д.
6	38,7	C35Ba65	3,20	<u>1000</u> 1020	<u>1000</u> 1020
7	88,0	C85Ba15	3,46	<u>800</u> н.д.	— н.д.
8	71,0	C70Ba30	2,80	<u>950</u> н.д.	— н.д.
9	55,0	C55Ba45	3,02	<u>1100</u> н.д.	— н.д.

раскислителя, необходимого для образования оксидной фазы в соответствии со стехиометрическими коэффициентами (n, m).

В связи с этим реакция (5) является реакцией окисления щелочно-земельных металлов и служит мерой химического сродства к кислороду, равная стехиометрическому соотношению масс исходных компонентов. Значения сродства к кислороду ($\Delta[O]$, ppm) в группе сверху $\rightarrow$ вниз: Be(1775) $\rightarrow$ Mg(667) $\rightarrow$ Ca(400) $\rightarrow$ Sr(182) $\rightarrow$ Ba(117).

Выводы

1. Выполнен анализ структурно-химического состояния оксидных и металлических фаз дуплекс-системы силикаты-силициды бария на полигональных диаграммах SiO_2 -BaO и Si-Ba, построенных графо-аналитическим методом во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов.

2. Исследован механизм раскисления, образования и модифицирования неметаллических включений при ковшевой обработке стали сплавами силикобария марки C70Ba30 на основе интерметаллида Si_{12}Ba .

3. Установлено, что при ковшевой обработке стали сплавами силикобария образуются первичные стекло-видные силикаты бария, которые присадками кальций-содержащих материалов (известь, кальций) переходят в модифицированные жидкоподвижные фазы эвтектического состава типа ранкинит, образующих глобулярные неметаллические включения в металле.

4. Установлено, что раскислительная способность щелочноземельных металлов определяется их сродством к кислороду и не описывается константами раскисления в связи с отсутствием их растворимости в железоуглеродистых расплавах.

Список литературы

1. Лунев В. В. Неметаллические включения в сталях, чугунах и ферросплавах / В. В. Лунев, В. П. Пирожкова, С. Г. Грищенко. – Запорожье. – 2006. – 384 с.

2. Голубцов В. А. Модифицирование стали для отливок и слитков / В. А. Голубцов, В. В. Лунев. – Запорожье, 2009. – 356 с.
3. Барий как раскислитель и модификатор жидкой стали / Г. Г. Михайлов, Л. А. Макровец, Д. А. Выдрин и др. // Вестник ЮУрГУ, Metallurgia. – 2013. – Т. 13. – №1. – С. 45–50.
4. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных систем / [Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Ф. С. Крейденко]. – Свидетство про державну реєстрацію прав автора на твір. – ПАН №2825 від 29.02.2000 р.
5. Атлас шлаков. Справочник / пер. с нем. – М. : Metallurgia, 1985. – С. 208 с.
6. Эллиот Д. Ф. Термодинамика сталеплавильных процессов / Д. Ф. Эллиот, М. Гейзер, В. Рамакришна. – М. : Metallurgia, 1969. – 252 с.
7. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко ; пер. с англ. П. К. Новикова и др. – М. : Metallurgizdat, 1962. – Т. 1. – 784 с.
8. Рябчиков И. В. Модификаторы и технологии внепечной обработки железоуглеродистых сплавов / Рябчиков И. В. – М. : Экомет, 2008. – 400 с.
9. Сплав кремний з барієм – силікобарій для обробки металургійних розплавів / Паренчук І.В., Белов Б.Ф., Троцан А.І. та інші. // Патент України № 93964, C21C7/00, публ. 27.10.2014. Бюл. № 20.
10. Белов Б. Ф. Аналіз стохастичних металургійних систем за допомогою балансових рівнянь сумарних структурно-хімічних реакцій / Б.Ф. Белов, А. І. Троцан, І. Л. Бродецкий та ін. // Свидетство про державну реєстрацію прав автора на твір. – ПАН №54359 від 2.04.2014 р.
11. Юм-Розери В. Атомная теория для металлургов / Юм-Розери В. ; пер. с англ. – М. : Из-во науч.-тех. литер. по чер. и цвет. металлургии. 1955. – 340 с.
12. Р. Кан. Физическое металловедение. Атомное строение металлов и сплавов / Р. Кан. ; пер. с англ. – М. : Изд-во «Мир», 1967. – Вып. 1. – 303 С.
13. Чичко А. Н. О факторах, определяющих взаимную растворимость компонентов в двойных системах. / А. Н. Чичко, Н. П. Юркевич // Изв. Вузов, ЧМ, 1994. – №12. – С. 1–3.

Одержано 10.10.2018

Белов Б.Ф., Троцан А.І., Карлікова Я.П., Рябчиков І.В., Паренчук І.В. Про механізм утворення і модифікування неметалевих включень під час ковшової обробки сталі сплавами силікобарію

Мета роботи. Дослідження механізму утворення і модифікування неметалевих включень під час ковшової обробки сталі сплавами силікобарію.

Методи дослідження. Структурно-хімічний аналіз дуплекс-системи силикати-силициди барію за допомогою полігональних діаграм стану бінарної окисної BaO-SiO₂ і металевої Ba-Si систем, побудованих графоаналітичним методом у всьому інтервалі концентрацій твердих і рідких вихідних компонентів.

Отримані результати. На підставі структурно-хімічного аналізу визначено склад і структура силикатів і силицидів барію. Досліджено механізм розкислення, утворення і модифікування неметалевих включень під час ковшової обробки сталі сплавами силікобарію марки C70Ba30 на основі інтерметаліда Si_{12}Ba . Встановлено, що при ковшовій обробці сталі сплавами силікобарію утворюються первинні склоподібні силикати барію, які присадками кальцієвмісних матеріалів (вапно, кальцій) переходять в модифіковані рідкорухомі фази евтектичного складу типу ранкінит, що утворюють глобулярні неметалеві включення в металі. Встановлено, що розкислювальна здатність лужноземельних металів визначається їх спорідненістю до кисню і не описується константами розкислення у зв'язку з відсутністю їх розчинності в залізовуглецевих розплавах.

Наукова новизна. Результати отримані на основі теорії будови металургійних фаз в твердому і рідкому стані за моделлю гармонійних структур, що є парадигмою сучасного матеріалознавства сталі і сплавів.

Практична цінність. За допомогою стохастичного аналізу представлений послідовний ряд структурно-хімічних реакцій розкислення сплавами силікобарію, ферокальцію і модифікування неметалевих включень, що утворюються при взаємодії силікатів барію і оксидів кальцію з утворенням евтектичної фази типу ранкініт. За рівнянням матеріального балансу цих реакцій розраховані кількість присадних матеріалів (сплавів), що забезпечують заданий рівень розкислення, склад і кількість рідкорухомих в металевому розплаві і глобулярних неметалевих включень в металі.

Ключові слова: структурно-хімічний аналіз, стохастичний аналіз, первинні і модифіковані неметалеві включення.

Belov B., Trotsan A., Karlikova Ia., Riabchikov I., Parenchuk I. On the mechanism of formation and modification of non-metallic inclusions during the ladle treatment of steel with silicobarium alloys

Purpose. Investigation of the mechanism of formation and modification of non-metallic inclusions during ladle treatment of steel with silicobarium alloys.

Research methods. Structural and chemical analysis of the duplex system of barium silicates-silicides using polygonal diagrams of the state of binary oxide $BaO-SiO_2$ and metallic $Ba-Si$ systems, constructed by the graphoanalytical method in the whole range of concentrations of solid and liquid source components.

Research results. Based on the structural chemical analysis, the composition and structure of barium silicates and silicides were determined. The mechanism of deoxidation, formation and modification of non-metallic inclusions during the ladle treatment of steel with silicone alloys of C70Ba 30 type based on the intermetallic compound $Si_{12}Ba$, is investigated. It has been established that during the ladle treatment of steel with silicium-barium alloys, primary vitreous barium silicates are formed, which, by addition of calcium-containing materials (such as lime, calcium), transform into modified fluid-mobile phases of the rankinite type eutectic composition, forming globular nonmetallic inclusions in the metal. It has been established that the deoxidizing ability of alkaline-earth metals is determined by their sensitivity to oxygen and is not described by the deoxidation constants due to the absence of their solubility in iron-carbon melts.

Scientific novelty. The obtained results are based on the theory of the structure of metallurgical phases in the solid and liquid state according to the model of harmonic structures, which is the paradigm of modern materials science of steel and alloys.

Practical value. Using a stochastic analysis, a sequential series of structural and chemical reactions of deoxidation by silicium-barium alloys, ferrocalcium and modification of the resulting nonmetallic inclusions due the interaction of barium silicates and calcium oxides with the formation of a rankinite eutectic phase is presented. From the material balance equation of these reactions, the amount of filler materials (alloys) that provide a given level of deoxidation, the composition and amount of liquid-mobile in a metal melt and globular non-metallic inclusions in a metal are calculated.

Key words: structural chemical analysis, stochastic analysis, primary and modified non-metallic inclusions.

УДК 669.13

Д-р техн. наук Мазур В. И.

Национальный технический университет Украины «КПИ» им. Игоря Сикорского, г. Киев

О КОНТАКТНОМ ПЛАВЛЕНИИ ПРИ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ

Цель работы. Исследовать микроскопическую кинетику многоступенчатого перитектического превращения в стали

Методы исследования. Микроскопическую кинетику превращения исследовали с помощью анализа на основе термодинамики необратимых процессов (версия переноса) и диаграммы фазовых равновесий в системе Fe-C.

Полученные результаты. Показано, что действие локальных диффузионных потоков атомов данного компонента (Fe или C) вблизи фазовых границ δ/γ и L/γ противоположны по отношению к устойчивости δ -фазы: после зарождения и роста аустенита на δ -феррите, на границе δ/γ начинается контактное плавление $\delta + \gamma \rightarrow L$. Затем жидкая прослойка затвердевает ($L \rightarrow \gamma$). На новой границе δ/γ контактное плавление с новым слоем δ -феррита повторяется.

Научная новизна. Впервые показано, что перитектическое превращение стали имеет многоступенчатый характер, включающий многократное контактное плавление на границе δ/γ с последующей кристаллизацией аустенита.

Практическая ценность. Найден метод борьбы с образованием перитектических трещин в углеродистых и малолегированных сталях, кристаллизация которых включает перитектическое превращение.

Ключевые слова. Перитектическое превращение, термодинамика, контактное плавление, перитектические трещины.

При перитектическом превращении $\delta + L \rightarrow \gamma$ в Fe-C сплавах кристаллы δ -фазы окружены оболочкой аустенита. Поскольку локальное превращение $\delta \rightarrow \gamma$ с уплотнением упаковки атомов распространяется от поверхности зерна δ -феррита к его центру, в середине зерна образуется пустая полость – рис. 1 [1]. Её поверхность окисляется растворенным кислородом, не заваривается при дальнейшей обработке давлением и при последующей горячей прокатке или ковке возможно хрупкое транскристаллитное разрушение литой заготовки.

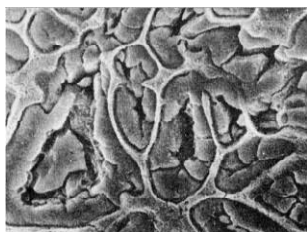


Рис. 1. Перитектические трещины в зернах δ -феррита, сформировавшиеся в ходе быстрого охлаждения при кристаллизации стали $\times 5400$

Исследование микроскопической кинетики перитектического превращения проводили на основе термодинамики необратимых процессов [2] с помощью диаграммы фазовых равновесий в системе Fe-C.

Рассмотрим особенности микроскопической кинетики перитектического превращения при медленном охлаждении Fe-C сплава концентрации I – рис. 2а.

© Мазур В. И., 2018

DOI 10.15588/1607-6885-2018-1-7

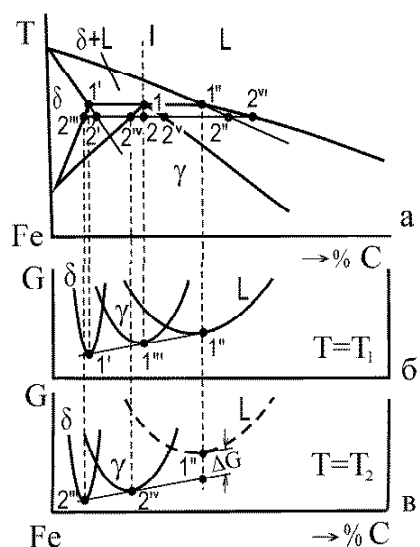


Рис. 2. Перитектический угол диаграммы Fe-C (а) и положение кривых изобарно-изотермных потенциалов при температурах трехфазного равновесия (б) и при перитектическом превращении (в)

При охлаждении сплава из области жидкого состояния до температуры ликвидус наступает двухфазное равновесие $L \leftrightarrow \delta$. При этом выравниваются хим. потенциалы атомов данного компонента в обеих фазах. Кристаллы δ -фазы зарождаются и растут при некотором переохлаждении расплава ниже точки двухфазно-

го равновесия. С понижением температуры их доля увеличивается и при $T = T_1$ согласно с правилом рычага, достигает примерно 50 %

При $T = T_1$ возникает перитектическое равновесие $+ \leftrightarrow -$ – рис. 2б. При этом выравниваются хим. потенциалы атомов данного компонента (Fe или C) во всех трёх фазах – L, δ и γ .

Целесообразно подчеркнуть, что это математическое условие трехфазного равновесия не требует фактического наличия всех трёх равновесных фаз в сплаве.

Согласно основному постулату термодинамики необратимых процессов [2], в первую очередь равновесие наступает в малых объёмах на межфазных границах, а потом распространяется на прилежащие объёмы.

При охлаждении до $T = T_2$ минимум G_L с концентрацией, равновесной для T_2 , становится на ΔG выше общей касательной к таким же кривым для δ и γ – фаз (рис. 2в). Это обуславливает термодинамическую нестабильность жидкой фазы. Она становится пересыщенной углеродом на величину относительно равновесия для T_2 . При критическом пересыщении, определяемом величиной переохлаждения ΔT , зарождается γ – фаза. Она образуется на границе δ/L из-за подкладочного влияния δ – феррита. Это добавляет к существующей межфазной поверхности δ/L еще два типа межфазных границ: L/γ и γ/δ – рис. 3а. Равновесные локальные концентрации этих фаз на межфазных границах определяются с помощью диаграммы фазовых равновесий (рис. 2а, в). Из рис. 3а видно, что на разных межфазных границах данная фаза имеет разную локальную равновесную концентрацию. Градиент $\frac{dc}{dx}$ внутри фазы вызывает локальные диффузионные потоки атомов компонентов, направление которых определяет, будет ли расти или растворяться данная фаза на данной межфазной границе.

Анализ локальных диффузионных потоков показывает (рис. 3б), что на границах L/δ и L/γ диффузион-

ный поток атомов Fe направлен из глубины жидкой фазы к границам с δ – и γ – фазами. Пересыщение жидкости железом на указанных межфазных границах сдвигает фигуративную точку влево на коноде $2'2^{VI}$, что согласно с правилом рычага приводит к увеличению объёмной доли как аустенита (конода 2^V2^{VI}), так и γ – феррита (конода $2'2^{II}$).

К границе γ/δ из глубины этих фаз направлен диффузионный поток атомов C. Повышение концентрации углерода в приграничных участках этих фаз сдвигает фигуративную точку вправо, а именно, для δ – фазы – правее точки 2^I , для γ – фазы – правее точки 2^V , что указывает на переход в двухфазное состояние с участием жидкой фазы. Таким образом на межфазной границе γ/δ происходит локальное контактное плавление обеих твердых фаз. Поскольку контактное плавление аустенита начинается сразу после его зарождения на δ – феррите, жидкофазная прослойка на границе γ/δ постоянно сообщается с первичной жидкой фазой, которая осталась между ветвями δ – дендритов – рис. 3в. Эта интересная особенность микроструктуры имеет важное технологическое значение: она позволяет компенсировать жидкостью усадку при полиморфном превращении δ – фазы в более плотноупакованную γ – фазу.

Появление жидкофазной прослойки на границе с δ – ферритом раньше объясняли как следствие расклинивающего воздействия жидкости на межфазной δ/γ границе (эффект Ребиндера) [1] или как влияние примесных или легирующих элементов [3], но о контактном плавлении на этой границе ничего не было известно.

Благодаря локальному обогащению железом жидкой фазы в прослойке до концентрации правее точки 2^I на поверхности оплавленного δ – феррита как на подкладке зарождается новый слой аустенита. Обогащение углеродом обеих твердых фаз на границе δ/γ снова вызывает локальное контактное плавление и процесс воспроизводится. В результате вокруг кристалла

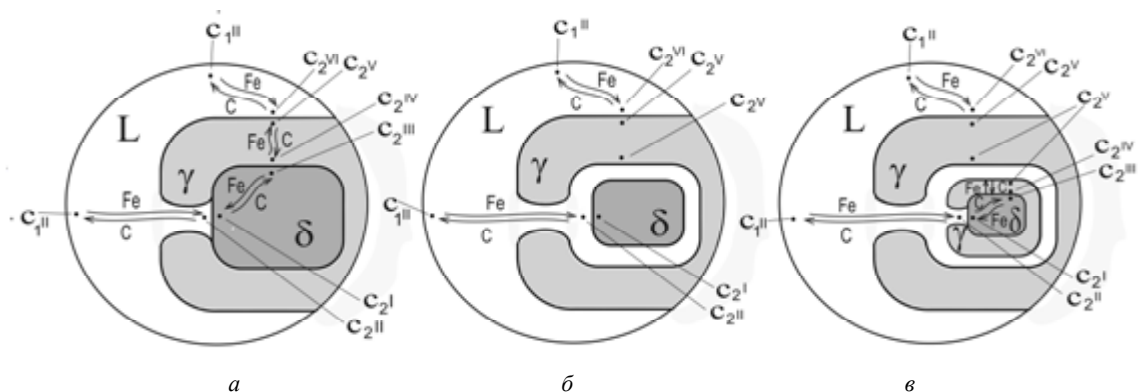


Рис. 3. Микроскопическая кинетика перитектической реакции, включающая зарождение и рост аустенита на поверхности δ – феррита (а), контактное плавление на границе δ/γ (б) и последующее образование нового слоя γ – фазы (в)

δ - феррита образуются концентрические слои аустенита, разделенные прослойками жидкости (рис. 2в). Они сообщаются с первичной междендритной жидкостью и обеспечивают ее подкачку в зоны превращения $\delta \rightarrow \gamma$. Этим обеспечивается отсутствие усадочных перитектических трещин.

Изложенный теоретический анализ микроскопической кинетики перитектического превращения подтверждается экспериментом. На рис. 4 [3] показано сечение дендритной ветви δ - феррита, окруженной первичной междендритной жидкостью $L_{мд}$. В результате перитектического превращения образовались три концентрических слоя аустенита (стрелки γ), разделенных жидкими прослойками (стрелки $L_{кп}$) – продуктами локального контактного плавления на границе δ / γ .

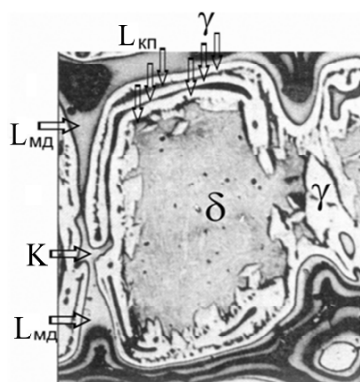


Рис. 4. Начало перитектического превращения в стали. Сечение ветви дендрита δ - феррита. Слои аустенита (γ) с жидкими прослойками ($L_{кп}$) соединены каналом К с междендритной жидкостью $L_{мд}$. Внутри дендритной ветви виден участок непревращенного δ - феррита (сравнить с рис. 3в) $\times 400$

Они сообщаются с первичной междендритной жидкостью $L_{мд}$ каналом К. В центральной зоне непревращенного δ - феррита заметны немногочисленные поры – результат коалесценции вакансий, образовавшихся в ходе релаксации растягивающих напряжений в δ - феррите, вызванных полиморфным $\delta \rightarrow \gamma$ превращением. Вместе с тем усадочные раковины полностью отсутствуют. Это свидетельствует об эффективности бор-

бы с усадочными раковинами путем стимулирования локального контактного плавления на межфазной δ / γ границе и подкачки первичной жидкости в реакционную зону.

Поскольку контактное плавление на границе δ / γ реализуется как результат диффузии атомов углерода в твердых фазах, скорость которой значительно ниже, чем в жидкой фазе, то приведенный механизм микроскопической кинетики перитектического превращения может быть реализован в промышленных условиях только при медленном охлаждении при температуре (или в интервале температур) перитектического превращения. Скоростной режим должен быть подобран экспериментально для конкретной марки стали и массы плавки.

Выводы

1. При быстром охлаждении сталей с перитектическим механизмом кристаллизации внутри каждого зерна δ - феррита образуются усадочные перитектические трещины.
2. Впервые установлено, что при медленном охлаждении перитектическое превращение можно охарактеризовать как многоступенчатый процесс. Наряду с ростом δ и γ кристаллов на границе с жидкой фазой, обнаружен циклически повторяющийся процесс локального контактного плавления на границе δ / γ с последующим зарождением нового слоя γ - фазы на оплавленной поверхности δ - феррита.
3. Образовавшиеся слои жидкой фазы сообщаются с остаточной междендритной жидкостью и обеспечивают ее подкачку в зоны превращения $\delta \rightarrow \gamma$, что предотвращает образование перитектических трещин.

Список литературы

1. Калинушкин Е. П. Перитектическая кристаллизация легированных сплавов на основе железа / Е. П. Калинушкин. – Дн-ск : Пороги, 2007. – 172 с.
2. Базаров И. П. Термодинамика / И. П. Базаров. – 2-е изд. перераб. – М. : Высшая школа. 1976. – 447 с.
3. Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей / А. И. Яценко, В. Е. Хрычиков, Т. С. Хохлова и др. – Дн-ск : Журфонд, 2010. – 226 с.

Одержано 10.09.2018

Мазур В.І. Про контактне плавлення при перитектичній кристалізації сталі

Ціль роботи. Дослідити мікроскопічну кінетику перитектичного перетворення в сталі.

Методи досліджень. На основі термодинаміки незворотних процесів (версія перенесення) та діаграми фазових рівноваг в системі Fe-C відпрацьовано методику аналізу мікроскопічної кінетики перитектичного перетворення в сталі.

Отримані результати. Показано, що дія локальних дифузійних потоків атомів цього компоненту (Fe або C) поблизу фазових границь δ/γ і L/γ протилежні відносно стабільності δ - фази: після зародження і росту аустеніту на δ - фериті на границі δ/γ починається контактне плавлення: $\delta + \gamma \rightarrow L$. Після чього рідкий прошарок твердіє ($L \rightarrow \gamma$), утворюється нова границя δ/γ і процес контактного плавлення повторюється з новим шаром δ - фериту.

Наукова новизна. Вперше показано, що перитектичне перетворення сталі має багатоступеневий характер, що містить багаторазове контактне плавлення на границі δ/γ з наступною кристалізацією аустеніту.

Практична цінність. Знайдено метод боротьби з утворенням перитектичних тріщин у вуглецевих та малолегованих сталях, кристалізація яких містить перитектичне перетворення.

Ключові слова. Перитектичне перетворення, термодинаміка, контактне плавлення, перитектичні тріщини.

Mazur V. On the contact melting during peritectic steel solidification

Purpose. To investigate the microscopic kinetics of peritectic transformation in a steel.

Methods of research. The microscopic kinetics of peritectic transformation in steel has been studied with the help of analyze developed on the base of the thermodynamics of irreversible processes (transfer version) and Fe-C phase diagram.

Results. It is shown that the effect of the local diffusion fluxes of atoms of given component (Fe or C) near the phase borders δ/γ and L/γ are opposite with respect to the δ -phase stability. After nucleation and growth of austenite on δ -ferrite, contact melting $\delta + \gamma \rightarrow L$ begins near the δ/γ boundary. After this, the liquid layer solidifies $L \rightarrow \gamma$, new δ/γ boundary is formed and the process is repeated with a new layer of the δ -ferrite.

Scientific novelty. For the first time it has been shown that the peritectic transformation in the steel has a multistage character. It includes multiple contact melting on the border δ/γ , followed by γ -phase crystallization.

Practical value. A method to prevent the formation of peritectic cracks in the low carbon and low alloyed steels undergoing peritectic transformation is proposed.

Key words. Peritectic transformation, thermodynamics, contact melting, peritectic cracks.

УДК 620.193.4/220:669.15

Д-р техн. наук Нарівський О. Е.¹, д-р техн. наук Бєліков С. Б.¹,
д-р техн. наук Яр-Мухамедова Г. Ш.²¹ Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя² Казахський національний університет ім. Аль-Фарабі, м. Алмати

МЕХАНІЗМИ КОРОЗІЙНОГО РУЙНУВАННЯ В ПІТІНГАХ СПЛАВУ 06ХН28МДТ У МОДЕЛЬНИХ ОБОРОТНИХ ВОДАХ

Мета роботи. Встановити механізми впливу хімічного складу і структури сплаву 06ХН28МДТ на його корозійне руйнування в метастабільних і стабільних пітінгах.

Методи дослідження. Рентгеноспектральний аналіз на спектрометрі СРМ-15, металографічний аналіз на оптичному мікроскопі ММР-2Р [2; 10; 11]. Корозійні втрати ΔGr , ΔNi , ΔFe з пітінгів на поверхні сплаву визначали фотометричним аналізом хлоридовмісних розчинів після витримки в ній зразків при температурі 70 °С протягом 70 годин [3]. Регресійні залежності між корозійними втратами ΔGr , ΔNi , ΔFe сплаву з пітінгів і параметрами сплаву визначали регресійним аналізом, методом найменших квадратів [18, 21, 13]. Для їх аналізу використовували дані про характерні особливості селективного розчинення металів у пітінгах на поверхні сплаву в модельних оборотних водах.

Отримані результати. Встановлено, що в метастабільних і стабільних пітінгах на поверхні сплаву 06ХН28МДТ Cr і Mo прискорюють розчинення Cr і Fe в них. Це сприяє збідненню поверхні пітінгів Cr і Ni, що прискорює твердофазну дифузію цих атомів до їх поверхні. В результаті зустрічної твердофазної дифузії атомів Cr і кисню утворюється щільна оксидна плівка на поверхні метастабільних пітінгів і вони репасивуються. Виявлено, що чим більші включення у сплав, тим інтенсивніша твердофазна дифузія атомів Fe до поверхні стабільних пітінгів, що утворюються при них. Це сприяє утворенню вакансій, що коагулюють в пори, внаслідок чого зростає інтенсивність росту стабільних пітінгів.

Наукова новизна. Cr і Mo в сплаві 06ХН28МДТ сприяють збільшенню інтенсивності твердофазної дифузії атомів Cr до поверхні метастабільних пітінгів, що сприяє їх репасивації і зростанню стабільних пітінгів. Збільшення розмірів включень в металі спричиняє зростання кількості дефектів структури аустеніту біля них і зростання стабільних пітінгів.

Практична цінність. Підприємствам, які виробляють теплообмінники зі сплаву 06ХН28МДТ, що працюють в оборотних водах рекомендується використовувати плавки, які мають мінімальний вміст Cr і Mo, а також мають розмір включень не більше 5 мкм. Це зменшить імовірність виразкової корозії теплообмінників при їх експлуатації.

Ключові слова: штангова корозія, селективне розчинення металів, твердофазна дифузія атомів, оборотні хлоридовмісні води, сплав, теплообмінники.

Постановка проблеми. Сплав 06ХН28МДТ має високу корозійну тривкість в сірчаній, хромовій, фосфорній, ортофосфорній та інших кислотах та їх розчинах [1]. Тому його використовують у виробництві теплообмінної апаратури, що працює у цих середовищах. Однак, крім кислот та їх розчинів, у роботі теплообмінників застосовують воду з оборотних систем, яка містить хлор-іони, що сприяють пітінговій корозії сплаву [2, 3]. Теплообмінні елементи обладнання, що піддалися пітінгуванню не підлягають ремонту, тому визначення механізмів пітінгування сплаву в оборотних водах та на їх підставі прогнозування його пітінготривкості в умовах експлуатації є актуальним питанням.

Аналіз останніх джерел та публікацій. За даними І. Л. Розенфельда, пітінготривкість сталей і сплавів у хлоридовмісних середовищах необхідно визначати в розчинах, які за вмістом хлор-іонів та рН найближчі до умов

експлуатації [4]. Зазвичай вода в оборотних системах підприємств містить від 300 до 600 мг/л хлоридів та рН 6...8. Разом з тим, рН середовища під осадам на поверхні теплопередавальних елементів теплообмінників може знижуватися внаслідок гідратації продуктів корозії до 5;4 [5, 6]. Проте розчини з такими параметрами мають низьку електропровідність, що унеможливує дослідження пітінготривкості сталей і сплавів електрохімічними методами [2, 7–10]. Тому в таких хлоридовмісних середовищах пітінготривкість сталей і сплавів визначають за критичною температурою пітінгування [11–13]. При цьому метастабільні та стабільні пітінги на поверхні сталей і сплавів ідентифікували за геометричними ознаками [14], що, зазвичай, давало нестабільні та неточні результати. У працях [3, 15–17] запропоновано ідентифікувати характер пітінгів, застосовуючи коефіцієнт селективного розчинення Cr із пітінгів, який має фізичне

значення. Це усунуло вищевказані недоліки. Тому в праці [17] пітінги, що утворювалися на поверхні сплаву 06ХН28МДТ у модельних оборотних водах, ідентифікували за цим коефіцієнтом, а в працях [18–23] між корозійними втратами ΔCr , ΔNi , ΔFe сплаву 06ХН28МДТ та його хімічним складом і складовими структури встановлено прямолінійні регресійні залежності.

Матеріали та методика досліджень. Досліджено п'ять плавів сплаву 06ХН28МДТ. Хімічний склад і структурну гетерогенність визначали раніше [2, 10, 13]. Зразки досліджуваного сплаву витримували в хлоридовмісних розчинах з рН...8 та концентрацією хлоридів 600 мг/л при температурі 343 К упродовж 240 годин. При цьому, згідно з даними праці [17], в модельних оборотних водах з рН4 плавки № 3; 4; рН5 – № 1–5; рН6 – № 1; 2; 5, рН7 – № 1–3; 5, рН8 – № 1–5 та концентрацією хлоридів 600 мг/л на поверхні зразків утворювалися стабільні, а в решті розчинах – метастабільні пітінги. Регресійні залежності між корозійними втратами ΔGr , ΔNi , ΔFe сплаву із пітінгів та його хімічним складом і складовими структури визначали в працях [18, 21, 23], застосовуючи кореляційний та регресійний аналіз результатів дослідження. Напрямок впливу хімічного складу і складових структури на його корозійні втрати ΔGr , ΔNi , ΔFe із пітінгів наведено в табл. 1–3. При цьому в табл. 1–3 наведено лише прямопропорційні залежності між цими величинами з рівнем значущості 0,10, який оцінювали за *t*-критерієм Стюдента.

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л, де сплав 06ХН28МДТ пітінгує, поверхня метастабільних пітінгів збагачується Fe, що може сприяти його дифузії в об'єм сталі. За таких умов корозійні втрати сплаву із пітінгів знижуються зі збільшен-

ням у ньому вмісту С, об'єму нітридів титану, середньої відстані між нітридами титану, об'єму оксисульфідів титану, середньої відстані між оксисульфідами титану та зменшенням вмісту Mn (табл. 1).

Отже, С сприяє збагаченню, а Mn – збідненню поверхні метастабільних пітінгів Fe. Це узгоджується з даними праці [24], де йдеться, що менш термодинамічно тривкий Mn, ніж Fe, розчиняється селективно і пришвидшує його розчинення. При цьому іонізація електровід'ємного хімічного елемента (Fe) сприяє зародженню нерівноважних вакансій, які дифундують в об'єм сплаву, де коагулюють і утворюють пори, які пришвидшують руйнування металу на анодних ділянках [25–27].

До того ж, що більші нітриди, оксисульфіди та сульфід титану, то менші ΔFe сталі із пітінгів в їх околі.

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня метастабільних пітінгів збіднюється Cr, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔCr сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr, Mo, об'єму оксисульфідів і сульфідів титану та зменшенням Si, середньої відстані між оксисульфідами і сульфідами титану та середнього діаметра зерна аустеніту (табл. 2).

Отже, Cr і Mo сприяють збідненню, а Si – збагаченню поверхні метастабільних пітінгів Cr. Водночас, що більша середня відстань між оксисульфідами титану, то вони більші, але довжина їх меж із аустенітною матрицею менша. Це сприяє зниженню ΔCr сплаву із пітінгів, тому що в пітінгах, яке розвиваються в околі цих включень, активується іонізація атомів Cr. Крім того, що більший середній діаметр зерна аустеніту, то менша вірогідність перетину меж зерен із включеннями, де розвиваються пітінги. Це сприяє зниженню ΔCr сплаву із пітінгів.

Таблиця 1 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сплаву 06ХН28МДТ на його ΔFe у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 600 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C	↓	↓			
Mn	↑	↓		↓	↓
Si					↑
Cr			↑	↑	
Ni					
Mo			↑	↑	
V _н	↓	↓		↓	↑
L _н	↓	↑		↑	↓
V _{ок}	↓			↑	
L _{ок}	↓				
d ₃				↓	↑
P		↑	↓	↑	

Таблиця 2 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сплаву 06ХН28МДТ на його ΔC_r у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 600 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C					
Mn	↓	↓			
Si	↑	↓		↓	↓
Cr					↑
Ni			↑	↑	
Mo					
V _н			↑	↑	
L _н	↓	↓		↓	↑
V _{ок}	↓	↑		↑	↓
L _{ок}	↓			↑	
d _з	↓				
P				↓	↑

У модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня метастабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr, Mo і об'єму окисульфідів і сульфідів титану та зменшенням середньої відстані між ними (табл. 3). Таким чином Cr і Mo сприяють збідненню поверхні метастабільних пітінгів Ni. При цьому слід зауважити, що механізм впливу окисульфідів титану на ΔNi сплаву із пітінгів такий самий, як і їх вплив на ΔCr , тому що емпіричні залежності між цими величинами також аналогічні (табл. 2; 3).

У модельній оборотній воді з рН5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту P, середньої відстані між нітридами титану та зменшенням вмісту C, Mn і об'єму нітридів титану (табл. 1). Отже, C і Mn сприяють збагаченню, а P – збідненню поверхні стабільних пітінгів Fe. Разом з тим, що більше середня відстань між нітридами титану, то вони більші. В околі великих нітридів титану дефектів структури аустеніту більше, що сприяє зростанню ΔFe сплаву із стабільних пітінгів.

У модельній оборотній воді з рН5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔCr сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому середньої відстані між

нітридами титану та зменшенням його об'єму та вмісту Mn (табл. 2). Таким чином, Mn сприяє збагаченню поверхні стабільних пітінгів Cr. При цьому вплив нітридів титану на ΔCr сплаву із пітінгів такий самий, як і їх вплив на ΔFe , тому що між цими величинами встановлено аналогічні емпіричні залежності (табл. 1; 2).

У модельній оборотній воді з рН5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л, де сплав пітінгує з утворенням стабільних пітінгів, їх поверхня збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Si та середнього діаметра зерна аустеніту (табл. 3). Відтак, Si сприяє збідненню поверхні стабільних пітінгів Ni. Водночас, що більше середній діаметр зерна аустеніту, то вище некогерентність між суміжними ґратками зерна і суттєвіші ΔNi сплаву із пітінгів в околі включень, розташованих за межами зерен аустеніту.

У модельній оборотній воді з рН6 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr і Mo та зменшенням P (табл. 1). Отже, Cr і Mo сприяють збідненню, а P – збагаченню поверхні стабільних пітінгів Fe.

У модельній оборотній воді з рН6 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔCr сплаву із пітінгів

Таблиця 3 – Схема впливу хімічного складу та складових структури сплаву 06ХН28МДТ на його ΔNi у модельних оборотних водах з концентрацією хлоридів 600 мг/л

Хімічний склад і складові структури	рН оборотної води				
	4	5	6	7	8
C			↑		
Mn					
Si		↑			
Cr	↑			↑	↓
Ni					
Mo	↑			↑	
V _н					↑
L _н					↓
V _{ок}	↑			↑	
L _{ок}	↓				
d _з		↑			
P			↑	↓	

зростають зі збільшенням у ньому вмісту Mn, Si, середнього діаметра зерна аустеніту та зменшенням Mo (табл. 2). Отже, Mn і Si сприяють збідненню, а Mo – збагаченню поверхні стабільних пітінгів Cr. При цьому механізм впливу середнього діаметра зерна аустеніту на ΔCr сплаву із пітінгів такий самий, як і його вплив на ΔNi у модельній оборотній воді з рН5 і концентрацією хлоридів 600 мг/л, тому що емпіричні залежності між цими величинами також аналогічні (табл. 2; 3).

У модельній оборотній воді з рН6 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту C та P (табл. 3). Отже, C та P сприяють збідненню поверхні стабільних пітінгів Ni.

У модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔFe сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr, Mo, P, середньої відстані між нітридами титану, об'єму оксисульфідів титану та зменшенням вмісту Mn, об'єму нітрідів титану і середнього діаметра зерна аустеніту (табл. 1). Таким чином, Cr, Mo і P сприяють збідненню, а Mn – збагаченню поверхні стабільних пітінгів Fe. Водночас, що більша середня відстань між нітридами титану, то вони більші і більше недосконалостей структури аустеніту в їх околі, що сприяє зростанню ΔFe сплаву із пітінгів. Слід зазначити, що зниження ΔFe сплаву із

пітінгів зі збільшенням у ньому середнього діаметра зерна аустеніту не пов'язано з дифузією атомів Fe межами зерен аустеніту, а зумовлено тим, що більший середній діаметр зерна аустеніту, то менша вірогідність перетину меж зерен аустеніту з пітінгами в околі включень.

При цьому вплив оксисульфідів титану на ΔFe сплаву із пітінгів пов'язаний з активацією атомів Fe в околі цих включень.

У модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'єм сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔCr сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr і Mo (табл. 2). Отже, Cr і Mo сприяють збідненню поверхні стабільних пітінгів Cr. Це узгоджується з даними [4] про те, що у разі пітінгування корозійнотривких сталей та сплавів Cr і Mo пришвидшують підростання пітінгів.

За результатами досліджень встановлено, що в модельній оборотній воді з рН7 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати ΔNi сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Cr, Mo і об'єму оксисульфідів титану та зменшенням вмісту P (табл. 3). Відтак, Cr і Mo сприяють збідненню, а P – збагаченню поверхні стабільних пітінгів Ni. При цьому вплив об'єму оксисульфідів титану на ΔNi сплаву із пітінгів зумовлений активацією атомів Ni в околі цих включень.

У модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією

хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Fe, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати Δ Fe сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому вмісту Si, об'єму нітридів титану, середнього діаметра зерна аустеніту та зменшенням Mn і середньої відстані між нітридами титану (табл. 1). Отже, Mn сприяє збагаченню, а Si – збідненню поверхні стабільних пітінгів Fe. Разом з тим, що більша середня відстань між нітридами титану, то вони більші і більше недосконалостей структури аустеніту в їх околі, що сприяє активації іонізації атомів Fe в пітінгах, які розвиваються біля цих включень. До того ж, що більший середній діаметр зерна аустеніту, то більший ступінь некогерентності між суміжними ґратками зерна, що активує іонізацію атомів Fe у пітінгах, які розвиваються в околі нітридів титану на перетині з межами зерен аустеніту.

У модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збагачується Cr, що може сприяти його дифузії в об'ємі сплаву. За таких умов корозійні втрати Δ Cr сплаву із пітінгів знижуються зі збільшенням у ньому вмісту C, P та зменшенням Mn, Si, Ni і середнього діаметра зерна аустеніту (табл. 2). Отже, C і P сприяють збагаченню, а Mn, Si та Ni – збідненню поверхні стабільних пітінгів Cr. При цьому слід зазначити, що вплив середнього діаметра зерна аустеніту на Δ Cr сплаву із пітінгів такий самий, як і його вплив на Δ Fe, тому що між цими величинами встановлено аналогічні емпіричні залежності (табл. 1; 3).

У модельній оборотній воді з рН8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л поверхня стабільних пітінгів збіднюється Ni, що може сприяти його дифузії із об'єму сплаву. За таких умов корозійні втрати Δ Ni сплаву із пітінгів зростають зі збільшенням у ньому об'єму нітридів титану та зменшенням середньої відстані між ними і вмісту Cr (табл. 3). Таким чином, Cr сприяє збагаченню поверхні стабільних пітінгів Ni. Разом з тим вплив нітридів титану на Δ Ni сплаву з пітінгів такий самий, як і їх вплив на Δ Fe, тому що залежності між цими величинами аналогічні (табл. 1; 3).

Узагальнюючи вищевикладене, можна зазначити, що в модельній оборотній воді з рН4 і концентрацією хлоридів 600 мг/л, де сплав пітінгує з утворенням метастабільних пітінгів Cr і Mo сприяють збідненню їх поверхні Cr і Ni, що може сприяти трердофазній дифузії цих елементів до поверхні пітінгів. При цьому відомо [28], що внаслідок зустрічної твердофазної дифузії атомів утворюються щільні захисні оксидні плівки, які сприяють репасивації метастабільних пітінгів. Разом з тим, що більші розміри включень, в околі яких зароджуються ці пітінги, то менші Δ Cr, Δ Ni, Δ Fe. Це зумовлено тим, що більше за розміром включення, то вище анодний струм у метастабільних пітінгах в їх околі та більші анодні струми, які пришвидшують інтенсивність твердофазної дифузії атомів Cr до поверхні пітінгів, що сприяє їх репасивації. У нейтральній модельній оборотній воді з рН7,

де на поверхні сплаву утворюються стабільні пітінги вплив Cr і Mo на твердофазну дифузію атомів Cr, Ni та Fe аналогічний тому, що в метастабільних пітінгах, але це сприяє репасивації більшості пітінгів, що пришвидшує підростання решти. Це узгоджується з даними [4], де йдеться, що в сплавах Cr і Mo пришвидшують підростання пітінгів на їх поверхні. На відміну від метастабільних пітінгів у стабільних околі включень виявлено, що вони більші, то вищі Δ Cr, Δ Ni та Δ Fe із пітінгів. Це пов'язано зі збільшенням ступеня некогерентності між атомами суміжних ґраток включень та аустенітної матриці з ростом розмірів включень. Водночас слід відзначити, що вплив C, Mn, Si і P на Δ Cr, Δ Ni і Δ Fe із стабільних пітінгів на поверхні сплаву неоднозначний та залежить від рН модельних оборотних вод, які змінюють потенціали сплаву. Це, як відомо [29–32], сильно впливає на селективне розчинення поверхнево-активних хімічних елементів, зокрема, C, Si і P, що, в свою чергу, інтенсивно впливає на Δ Cr, Δ Ni та Δ Fe на анодних ділянках. Разом з тим, потенціал сплаву також суттєво впливає на механізми впливу Cr і Mo на його корозійну тривкість [33].

Слід відзначити, що інтенсивний вплив цих елементів і розмірів включень на корозійну тривкість сплаву також виявлено під час його дослідження у високо окиснювальному середовищі за методом ДУ [34, 35]. Проте вплив включень на корозійні втрати сплаву межами зерен аустеніту дещо інший. Отже, це вкотре підтверджує, що вплив хімічного складу і структурної гетерогенності сплаву залежить від його потенціалу, який встановлюється в конкретному корозивному середовищі.

Висновки. За результатами аналізу регресійних залежностей між корозійними втратами Δ Cr, Δ Ni, Δ Fe із метастабільних і стабільних пітінгів на поверхні сплаву 06ХН28МДТ та його хімічним складом і складовими структури в модельних оборотних водах з рН 4...8 і концентрацією хлоридів 600 мг/л, який ґрунтується на попередньо виявлених характерних особливостях селективного розчинення основних компонентів сплаву із метастабільних і стабільних пітінгів, встановлено механізми впливу хімічних елементів і структури сплаву на розвинення Cr, Ni та Fe із пітінгів. Зокрема, в модельній оборотній воді з рН4, де сплав пітінгує з утворенням метастабільних пітінгів, Cr і Mo пришвидшують розчинення Δ Cr і Δ Ni з їх поверхні. Це сприяє збідненню поверхні метастабільних пітінгів Cr і Ni, що прискорює твердофазну дифузію, в першу чергу, Cr до їх поверхні. Внаслідок зустрічної твердофазної дифузії атомів Cr і кисню до поверхні пітінгів утворюється щільна оксидна плівка і метастабільні пітінги репасивуються. Разом з тим, у модельній оборотній воді з рН7, де сплав пітінгує з утворенням стабільних пітінгів, Cr і Mo, як і в метастабільних пітінгах, сприяють збідненню їх поверхні Cr і Ni. Це сприяє репасивації більшості пітінгів. Водночас Cr і Mo сприяють збідненню поверхні стабільних пітінгів Fe. Через це атоми Fe дифундують до поверхні стабільних

пітінгів, утворюючи дефекти структури під ними у вигляді вакансій та пор, що пришвидшує руйнування металу в пітінгах. Разом з тим встановлено, що більші включення в околі яких є стабільні пітінги, то інтенсивніше їх підростання. Це пов'язано з дефектами структури металу в околі включень. Для метастабільних пітінгів ця тенденція протилежна, що пов'язано з протилежним напрямком твердофазної дифузії атомів Cr і Fe.

Рекомендовано підприємствам, які виробляють теплообмінники зі сплаву 06ХН28МДТ, застосовувати плавки з мінімальним вмістом Cr і Mo та з розміром включень до 5 мкм. Це сприятиме зниженню швидкості підростання пітінгів у разі пітінгування сплаву в оборотній воді та запобігатиме їх утворенню в околі дрібних включень (до 5 мкм).

Вдячність

Стаття підготовлена за підтримки проекту грантового фінансування АР05130069 «Розробка нанотехнології синтезу функціональних гальванічних покриттів для комплектуючих електроустаткування» НДІ експериментальної і теоретичної фізики при Казахському національному університеті ім. Аль-Фарабі.

Список литературы

1. Воробьева Г. Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств / Г. Я. Воробьева. – М. : Химия, 1975. – 815 с.
2. Наривський О. Е. Корозійно-електрохімічна поведінка конструкційних матеріалів для пластичних теплообмінників у модельних оборотних водах: дис. канд. тех. наук: 05.17.14 / Наривський Олександр Олександрович. – Львів, 2009. – 209 с.
3. Наривський О. Е. Закономірності та механізми локальної корозії корозійнотривких сталей і сплавів для ємнісної та теплообмінної апаратури: автореферат дис. на здобуття наукового ступеня докт. тех. наук: спеціальність: 06.17.14 / Наривський Олександр Олександрович. – Львів, 2015. – 42 с.
4. Розенфельд И. Л. Коррозия и защита металлов / И. Л. Розенфельд. – М. : Металлургия, 1970. – 448 с.
5. Narivs'kyi O. E. Corrosion fracture of platelike heat exchangers / O. E. Narivs'kyi // Materials Science. – 2005. – 44, №1. – P. 122–128.
6. Narivs'kyi O. E. Micromechanism of corrosion fracture of the plates of heat exchangers / O. E. Narivs'kyi // Materials Science. – 2007. – 43, № 1. – P. 124–132.
7. Нихаенко Ю. Я. Определение критериев стойкости нержавеющей стали 12Х18Н10Т против локальной коррозии в щелочных хлорид-сульфатных растворах / Ю. Я. Нихаенко, В. С. Новицкий, В. С. Козуб // Защита металлов. – 1986. – № 5. – С. 721–724.
8. Фрейман Л. И. Об унификации методов ускоренных испытаний нержавеющей сталей на стойкость против питтинговой коррозии. Электрохимические испытания / Л. И. Фрейман, Я. Флис, М. Пражак // Защита металлов. – 1986. – № 2. – С. 179–195.
9. Качанов В. А. Точечно-язвенная и щелевая коррозия аустенитных сталей в оборотных водах / В. А. Качанов, Л. А. Ключникова, Т. А. Балак // Весник ХГПУ. – 2000. – вып. Химические технологии и экология. – С. 61–68.
10. Беліков С. Б. Оцінка стійкості сплаву 06ХН28МДТ до пітінгової та щілинної корозії в хлоридовмісних середовищах / С. Б. Беліков, О. Е. Наривський // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні – 2007. – № 2. – С. 45–52.
11. Анализ питтингостойкости нержавеющей сталей в системах горячего водоснабжения / Н. Д. Сахненко, П. А. Капустенко, М. В. Ведь, С. Г. Желавский // Защита металлов. – 1998. – № 4. – С. 375–380.
12. Наривський О. Е. Визначення пітінгостійкості сталі AISI304 в хлоридовмісному середовищі, яке присутнє в роботі теплообмінників / О. Е. Наривський, С. Б. Беліков // Фізико-механічна механіка матеріалів. – 2006. – спец. вип. – № 5. – С. 316–320.
13. Narivs'kyi O. E. Pitting resistance of 06KhN28MDT alloy in chloride-containing media / O. E. Narivs'kyi, S. B. Belycov // Materials Science. – 2008. – № 44. – P. 573–580.
14. Фрейман Л. И. Определение критического размера питтинга на нержавеющей стали / Л. И. Фрейман, А. Р. Басман, Л. Е. Гуджабидзе // Защита металлов. – 1984. – № 4. – С. 614 – 617.
15. Наривський А. Э. Характерные особенности селективного растворения питтингов на поверхности стали AISI321 в модельных оборотных водах / А. Э. Наривський, С. Б. Беликов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – №1. – С. 24–31.
16. Наривський А. Э. Влияние легирующих элементов и структурной гетерогенности стали AISI321 на селективное растворение металлов из питтингов / А. Э. Наривський, Г. Ш. Яр-Мухамедова // Весник КазНУ. Серия физическая. – 2016. – № 1. – С. 86–97.
17. Наривський О. Е. Характерні особливості селективного розчинення металів у метастабільних і стабільних пітінгах сплаву 06ХН28МДТ в модельних оборотних водах / О. Е. Наривський // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – № 2. – С. 46–53.
18. Наривський О. Е. Закономірності корозійного розчинення та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ у нейтральних хлоридовмісних розчинах / О. Е. Наривський // Наукові нотатки. Міжвузівський збірник. – 2011. – № 32. – С. 255–261.
19. Наривський О. Е. Кінетика корозійних процесів та швидкість пітінгування сплаву 06ХН28МДТ у слабких хлоридовмісних розчинах / О. Е. Наривський // Наукові нотатки Міжвузівський збірник. – 2011. – № 31. – С. 214–220.
20. Наривський О. Е. Корозійна поведінка сплаву 06ХН28МДТ у модельній оборотній воді під осадом / О. Е. Наривський // Науковий вісник. Національного лісотехнічного університету України. – 2014. – № 24 – № 1. – С. 162–171.
21. Наривський О. Е. Вплив хімічного складу і структурної гетерогенності на корозійні втрати Cr, Ni та Fe зі сплаву 06ХН28МДТ у модельній оборотній воді / О. Е. Наривський // Наукові нотатки Міжвузівський збірник. – 2013. – № 41. – С. 177–183.
22. Yar-Mukhamedova G. S. Corrosion losses of alloy 06XN28MDT in chloride-containing commercial waters / G. S. Yar-Mukhamedova, A. Narivskiy // group-global. org note 6463343. – 2016. – P. 63–70.
23. Наривський А. Э. Влияние химического состава и составляющих структуры сплава 06ХН28МДТ на его корро-

- зионные потери в нейтральных хлоридсодержащих растворах / А. Э Наривский, Г. Ш. Яр-Мухамедова / Комплексное использование сырья. – 2013. – (286). – № 3. – С. 60–69.
24. Pourbaix M. Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions / M. Pourbaix, N. De Zoubov. – Oxford: Pergamon press, 1966. – 493 p.
 25. Вязовикина Н. В. Использование хроновольтамперометрии для изучения механизма селективного растворения бинарных сплавов хром-железо / Н. В. Вязовикина // Электрохимия. – 1992. – № 6. – С 917–922.
 26. Pickering H. W. Characteristic fractures of alloy polarization curvas / H. W. Pickering // Corrosion Science. – 1983. – № 10. – P. 1101–1120.
 27. Вязовикина Н. В. Анодное растворение сплавов Fe 55Cr 45 и Fe 84 Cr16 в нестационарных условиях / Н. В. Вязовикина // Электрохимия, 1991. – № 4. – С. 484–489.
 28. Berhardsson S. The corrosion resistance of duplex stainless steels / S. Berhardsson, J. Charles // Proc.conf. Duplexstainless steel'91: France. Des Ulis: les editions de physique. – 1991. – Vol. 1. – Beaune. – P. 185–210.
 29. Лосев В. В. Анодное растворение сплавов в активном состоянии / В. В. Лосев, А. П. Пчельников // Итоги науки и техники. Электрохимия. – М.: ВИНТИ. – 1979. – Т. 15. – С. 62–131.
 30. Mottat T. P. Electrochemical and scanning-tunneling microscope study of dealloying of Cu₃Au / T. P. Mottat, F. -R.f. Fan, A.J. Bord // Electrochem Soc. – 1991. – № 11. – P. 3209–3219.
 31. Томашов Н. Д. Теория коррозии и защиты металлов / Н. Д. Томашов. – М.: Изд-во АН СССР, 1959. – 592 с.
 32. Fritz J. D. Selective anodic dissolution of Cu-Au alloys: TEM and current transient study / J. D. Fritz, H. W. Pickering // Electrochem. Soc. – 1991. – № 11. – P. 3209–3218.
 33. Belfrouh A. The cumulative effect of alloying elements N, W, Mo and Cu on the corrosion behaviour of 17 Cr – 13 Ni stainless steel in 2N H₂SO₄ / A. Belfrouh, C. Masson, D. Vouagner, A. M. De Becdelievre, N. S. Prakash, J. P. Audouard // Corrosion Science. – 1996. – Vol. 38, № 10. – P. 1639–1648.
 34. Narivskiy A. E. Influence of structure of alloy 06XN28MDT on corrosion behavior in oxidative media / A. E. Narivskiy // Materials: corrosion, protection. – 2011. – № 2. – P. 33–40.
 35. Narivskiy A. E. Stability of alloy 06XN28MDT to intercrystallite corrosion depending on its chemical composition / A. E. Narivskiy // Materials: corrosion, protection. – 2010. – №11 – P. 1–7.

Одержано 07.11.2018

Наривский А.Э., Беликов С.Б., Яр-Мухамедова Г.Ш. Механизмы коррозионного разрушения в питтингах сплава 06ХН28МДТ в модельных оборотных водах

Цель работы. Установить механизмы влияния химического состава и структуры сплава 06ХН28МДТ на его коррозионное разрушение в метастабильных и стабильных питтингах.

Методы исследования. Рентгеноспектральный анализ на спектрометре СРМ-15, металлографический анализ на оптическом микроскопе ММР-2Р[2; 10; 11]. Коррозионные потери ΔGr , ΔNi , ΔFe с питтингов на поверхности сплава определяли фотометрическим анализом хлоридсодержащих растворов после выдержки в ней образцов при температуре 70 °С в течении 70 часов [3]. Регрессионные зависимости между коррозионными потерями ΔGr , ΔNi , ΔFe сплава из питтингов и параметрами сплава определяли регрессионным анализом, методом наименьших квадратов [18, 21, 13]. Для их анализа использовали данные о характерных особенностях селективного растворения металлов в питтингах на поверхности сплава в модельных оборотных водах.

Полученные результаты. Установлено, что в метастабильных и стабильных питтингах на поверхности сплава 06ХН28МДТ Cr и Mo ускоряют растворение Cr и Fe в них. Это способствует обеднению поверхности питтингов Cr и Ni, что ускоряет твердофазную диффузию этих атомов к их поверхности. В результате встречной твердофазной диффузии атомов Cr и кислорода образуется плотная оксидная плёнка на поверхности метастабильных питтингов и они репассивируются. Выявлено, что чем крупнее включения в сплаве, тем интенсивней твердофазная диффузия атомов Fe к поверхности стабильных питтингов, образующихся около них. Это способствует образованию вакансий, коагулирующих в поры, вследствие этого возрастает интенсивность роста стабильных питтингов.

Научная новизна. Cr и Mo в сплаве 06ХН28МДТ способствуют увеличению интенсивности твердофазной диффузии атомов Cr к поверхности метастабильных питтингов, что способствует их репассивации и росту стабильных питтингов. Увеличение размеров включений в сплаве способствует возрастанию количества дефектов структуры аустенита около них и росту стабильных питтингов.

Практическая ценность. Предприятиям, производящим теплообменники из сплава 06ХН28МДТ, работающих в оборотных водах рекомендуется использовать плавки, имеющие минимальное содержание Cr и Mo, а также имеющие размер включений не более 5 мкм. Это уменьшит вероятность питтинговой коррозии теплообменников при их эксплуатации.

Ключевые слова: штанговая коррозия, селективное растворение металлов, твердофазная диффузия атомов, оборотные хлоридсодержащие воды, сплав, теплообменники.

Narivsky A., Belikov S., Yar-Mukhamedova G.Sh. Mechanisms of corrosion destruction in pittings of alloy 06KH28MDT in model reverse waters

Purpose. To install mechanisms of influence of the chemical composition and structure of alloy 06KH28MDT on his corrosion destruction in metastable and stable pittings.

Research methods. The X-ray spectral analysis on SRM-15 spectrometer; the metalgraphic analysis on an optical microscope of MMP-2P[2; 10; 11]. Corrosion losses ΔGr , ΔNi , ΔFe from pittings on the surface of alloy determined by the photometric analysis of chloride-containing solutions after endurance of samples in her at a temperature of 70 °C within 70 hours [3]. Regression dependences between corrosion losses ΔGr , ΔNi , ΔFe alloy from pittings and parameters of alloy determined by the regression analysis, method of the smallest squares [18, 21, 13]. For their analysis data on characteristics of selective dissolution in pittings on the surface of alloy in model reverse waters was used.

Results. It is established that in metastable and stable pittings on the surface of alloy 06KH28MDT Cr and Mo accelerate dissolution of Cr and Fe. It promotes pitting surface loss of Cr and Ni that accelerates solid-phase diffusion of these atoms to their surface. As a result of counter solid-phase diffusion of Cr atoms and oxygen the dense oxidic film on the surface of metastable pittings is formed and they are repassivated. It is revealed that larger inclusion dimensions in alloy, the more intensively solid-phase diffusion of Fe atoms to the surface of the stable pittings which are formed near them. It promotes formation of the vacancies coagulating during a time thereof the intensity of growth of stable pittings increases.

Scientific novelty. Cr and Mo in alloy 06KH28MDT promote increase in intensity of solid-phase diffusion of Cr atoms to the surface of metastable pittings that promotes their repassivation and growth of stable pittings. Increase in the amount of inclusions in alloy promotes increase of amount of defects of austenite structure near about them and growth of stable pittings.

Practical value. For the enterprises produsing heat exchangers from alloy 06KH28MDT, that work in reverse waters it is recommended to use the swimming trunks having minimum content of Cr and Mo and also having the amount of inclusions no more than 5 microns. It will reduce probability of pitting corrosion of heat exchangers at their operation.

Key words: pitting corrosion, selective dissolution of metals, solid phase diffusion of atoms, chloride-containing reversible waters, alloy, heat exchangers.

II ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.15'.74.-194-15.669.17

Д-р техн. наук Малинов Л. С., канд. техн. наук Бурова Д. В., канд. техн. наук Малышева И. Е.
ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЕССОРНО-ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ ПОЛУЧЕНИЕМ МНОГОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ

Цель работы. Повысить прочностные свойства или пластичность и ударную вязкость сталей 60С2А, 60С2ХФА, 65Г после термообработки с нагревом в межкритический интервал температур за счет получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом, претерпевающим динамическое деформационное мартенситное превращение при нагружении.

Методы исследования. ДюрOMETрический, металлографический и рентгеновский методы исследования. Определение механических свойств при растяжении (ГОСТ 1497-84) и ударной вязкости (ГОСТ 9454-78).

Полученные результаты. Закалка из МКИТ и низкий отпуск или изотермическая закалка при рациональных термовременных режимах их проведения позволяют получить в исследованных сталях дисперсную многофазную структуру с метастабильным остаточным аустенитом. Это обеспечивает исследованным сталям в одних случаях уровень механических свойств, соответствующий высокопрочному состоянию, в других – повышенную пластичность и ударную вязкость при таких же (в ряде случаев более высоких) прочностных свойствах, как у среднеуглеродистых сталей после улучшения.

В зависимости от требуемых механических свойств, количеством и стабильностью остаточного аустенита по отношению к ДДМП необходимо управлять, оптимизируя их для каждого конкретного случая.

Изотермическую закалку целесообразно проводить экологически чистым способом, осуществляя после аустенитизации охлаждение до температуры изотермы в воде, выдержку при ней – в печи с последующим охлаждением на воздухе. В ряде случаев после нагрева и выдержки в МКИТ следует перед охлаждением кратковременно нагреть сталь в аустенитную область.

Научна новизна. Показана целесообразность создания многофазной структуры с метастабильным аустенитом в сталях 60С2А, 60С2ХФА, 65Г применением термообработки с нагревом в межкритический интервал температур. Это позволяет при определенных режимах термообработки в одних случаях получить механические свойства, соответствующие высокопрочному состоянию, в других – достичь более высокого уровня пластичности и ударной вязкости, чем у улучшаемых сталей, при таких же, как у них, или даже более высоких прочностных свойствах.

Практическая ценность. Повышение прочностных свойств или пластичности и ударной вязкости рессорно-пружинных сталей 60С2А, 60С2ХФА, 65Г после термообработки с нагревом в МКИТ за счет получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом, претерпевающим ДДМП при нагружении, что позволяет расширить области применения этих сталей.

Ключевые слова: закалка, межкритический интервал температур, многофазная структура, мартенсит, бейнит, метастабильный аустенит, механические свойства.

Введение

Повышение механических свойств сталей является актуальной задачей. В данной работе она решалась применительно к рессорно-пружинным сталям общего назначения 60С2А, 60С2ХФА, 65Г. Их основными свойствами являются высокий предел упругости и релаксационная стойкость. Обычно они подвергаются закалке в масле из аустенитной области с небольшим превышением A_{c3} и среднему отпуску, обеспечивающему получение структуры троостита отпуска [1]. В работах

[2, 3] показана перспективность повышения свойств сталей и чугунов получением у них многофазной структуры с метастабильным аустенитом, претерпевающим при нагружении в процессе испытаний или эксплуатации динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП). Оно является не только механизмом упрочнения, но релаксации микронапряжений. В данной работе ставилась задача повышения прочностных свойств или пластичности и ударной вязкости сталей 60С2А, 60С2ХФА, 65Г после

термообработки с нагревом в МКИТ за счет получения многофазной структуры с метастабильным аустенитом, претерпевающим (ДДМП) при нагружении. Это позволило бы расширить области применения исследованных сталей.

Материалы и методика исследований

Объектом исследований служили стали 60С2А, 60С2ХФА, 65Г, широко применяемые в промышленности. Их химический состав и критические точки приведены в табл. 1

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей (масс. %) и критические точки A_{c1} , A_{c3}

Марка стали	Содержание элементов, %								Критические точки °С	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	V	A_{c1}	A_{c3}
60С2А	0,61	1,75	0,81	0,22	0,12	0,017	0,016	-	770	820
60С2ХФА	0,62	1,62	0,56	0,95	-	0,021	0,015	0,14	765	780
65Г	0,62	0,27	1,1	-	-	0,024	0,021	-	721	745

Нагрев сталей под закалку проводился как в аустенитную область в соответствии с типовой технологией, так и в МКИТ. При изотермической закалке сталей их охлаждение до температуры изотермы проводилось не в расплаве неэкологических солей или щелочей, как это обычно принято, а в воде, с выдержкой при заданной температуре в печи [4, 5], после которой охлаждение до комнатной температуры осуществлялось на воздухе. Время пребывания образцов в воде при охлаждении до заданной температуры предварительно определялось на образцах – свидетелях с зачеканенной в них термопарой. Такая термообработка названа изотермической закалкой по схеме «вода-печь». В работе применялись дюрOMETрический, металлографический и рентгеновский методы исследования. Определялись механические свойства при растяжении (ГОСТ 1497-84) и ударная вязкость (ГОСТ 9454-78).

Анализ полученных результатов

Рассмотрим вначале результаты исследований стали 60С2А после закалки из МКИТ и низкого отпуска, сравнив их с данными после типовой термообработки, приводимыми в литературе. Сталь 60С2 имеет в отожженном состоянии структуру перлита с сеткой феррита по границам зерен. Эта сталь подвергается закалке с 870 °С в масло и среднему отпуску при 420 °С. После этой термообработки сталь имеет структуру троостита отпуска и следующие механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1540$ МПа, $\sigma_B = 1675$ МПа, $\delta = 5$ %, $\psi = 30$ %, $KCU = 0,30$ МДж/м².

Полученные данные (табл. 2) показывают, что при увеличении времени выдержки в МКИТ при 800 °С от

20 до 60 мин прочностные характеристики и пластичность возрастают, а при дальнейшем ее увеличении до 90 мин снижаются.

После нагрева и выдержки 60 мин в МКИТ при 800 °С, закалки в масло и отпуска при 250 °С, 60 мин получен наиболее высокий уровень механических свойств, сравнимый с таковым, например, у разработанной в США высокопрочной стали Супер-Хай-Таф ($\sigma_{0,2} = 1680$ МПа, $\sigma_B = 2050$ МПа, $\delta = 10$ %) [1]. Получение высокого уровня прочностных свойств при достаточной пластичности у стали 60С2А после определенного режима закалки из МКИТ и низкого отпуска обусловлено мелкозернистостью (балл зерна 9, 10), получением отпущенного дисперсного мартенсита с различной концентрацией углерода и метастабильного аустенита, претерпевающего при испытаниях свойств на растяжение ДДМП. Согласно данным рентгеновского анализа после закалки с 800 °С (выдержки 60 мин) и отпуска 250 °С, 60 мин в структуре присутствует ~ 10 % остаточного аустенита, который почти полностью переходит в мартенсит деформации при испытании образцов на растяжение. Более низкий уровень механических свойств после закалки 800 °С и выдержки при этой температуре 20 мин (отпуск 250 °С, 60 мин) (табл. 2) может быть обусловлен более низким содержанием углерода в мартенсите отпуска из-за значительного количества не растворившихся при нагреве в МКИТ в аустените карбидов, снижающих в низкоотпущенной стали пластичность, и малого количества остаточного аустенита после термообработки (J 5 %). Соответственно, ДДМП не получает заметного развития и не может повысить пластичность стали. Закалка с 800 °С после выдержки 90 мин и

Таблица 2 – Влияние времени выдержки в МКИТ при 800 °С на механические свойства стали 60С2А после закалки и отпуска при 250 °С, 60 мин

Время выдержки τ , мин	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
30	1540	1620	7	29	0,26
60	1768	2099	9	35	0,35
90	1580	1710	6	25	0,21

отпуск 250 °С также приводят к снижению прочностных и пластических свойств (табл. 2). Это является следствием почти полного изотермического превращения в МКИТ феррита в аустенит. В результате в нем, соответственно, и в мартенсите после закалки и низкого отпуска уменьшается содержание углерода. Последнее снижает прочностные свойства после низкого отпуска. Следствием снижения содержания углерода в аустените перед закалкой является образование сравнительно небольшого количества остаточного аустенита (~ 5 %) и малого влияния ДДМП на пластичность.

Низкий отпуск стали 60С2А после закалки обычно не применяется, поскольку в этом случае требуемые для рессор и пружин характеристики ниже, чем после среднего отпуска. Однако для обеспечения свойств, соответствующих высокопрочному состоянию, после закалки из МКИТ по рациональному режиму он необходим.

Для получения многофазной структуры в стали 60С2А, основными составляющими которой являются нижний бейнит, мартенсит, метастабильный остаточный аустенит, небольшое количество феррита и не растворившихся при неполной аустенитизации карбидов, проводили изотермическую закалку из МКИТ с температуры 800 °С (выдержка 60 мин). Температуры изотермы составляли, соответственно, 300, 350 и 400 °С, а выдержки при каждой из них – 10, 30 и 60 мин. Механические свойства стали 60С2А после изотермической закалки по различным режимам приведены в табл. 3. Из приведенных данных следует, что наиболее высокие прочностные свойства при изотермической закалке с 800 °С получены после выдержек при 300 °С, а наибольшая пластичность – при 350 °С.

При увеличении выдержки при 300 °С прочностные характеристики, пластичность и ударная вязкость изменяются неоднозначно. Их максимум соответствует выдержке 30 мин. При этом прочностные свойства стали 60С2А после выдержек от 10 до 60 мин при 300 °С (табл. 3) существенно превосходят их уровень

у улучшаемых сталей ($\sigma_{0,2} = 750\text{--}900$ МПа, $\sigma_b = 900\text{--}1000$ МПа). Полученная при этом пластичность и ударная вязкость соответствуют аналогичным свойствам у улучшаемых сталей ($\delta = 10\text{--}12$ %, $\psi = 45\text{--}50$ %, $KCU = 0,5\text{--}1,0$ МДж/м²) [1]. Последнее обусловлено присутствием в структуре небольшого количества феррита, очищенного от углерода и азота, а главным образом реализацией ДДМП из-за образовавшегося в структуре 8–12 % метастабильного аустенита, претерпевающего при испытаниях механических свойств ДДМП. Причинами получения таких прочностных свойств могут быть мелкозернистость, повышенная плотность дислокаций в бейните и более высокое содержание в нем углерода, чем при более высоких температурах изотермической выдержки, и присутствие не растворившихся при нагреве в аустените карбидов.

После изотермической закалки из МКИТ с выдержками от 10 до 60 мин при 350 °С характер изменения механических свойств аналогичен рассмотренному выше. Однако прочностные свойства существенно ниже, чем обеспечивает выдержка при 300 °С. Их уровень соответствует таковому у улучшаемых сталей, при этом пластичность и ударная вязкость выше, чем у них. Полученное после выдержки 30 мин при 350 °С удлинение $\delta = 26$ %, обычно не достигается в среднеуглеродистых сталях после улучшения.

Оно характерно для низкоуглеродистых строительных сталей, имеющих преимущественно ферритную структуру и в 2–3 раза более низкие прочностные свойства. Микроструктура стали 60С2А после такой термообработки является преимущественно бейнитной. Доля феррита в структуре не превышает 5 %. Рентгеновский фазовый анализ позволяет заключить, что в структуре также присутствует остаточный аустенит. Его количество составляет после выдержки при 350 °С 30 мин ~20 %. Самое большое количество остаточного аустенита (25 %) образуется после выдержки 10 мин при 350 °С. По мере увеличения ее продолжительности до

Таблица 3 – Механические свойства стали 60С2А после изотермической закалки из МКИТ (800 °С, 60 мин) с выдержками при 300, 350, 400 °С

Температура изотермы t , °С	Время выдержки τ , мин	Механические свойства					
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²	HRC
300	10	1500	1610	10	45	0,5	44
	30	1450	1730	12	47	0,8	46
	60	1370	1713	11	46	0,6	48
350	10	760	1150	15	51	1,3	33
	30	940	1278	26	62	1,4	35
	60	910	1170	14	45	1,2	36
400	10	750	1030	10	44	0,8	34
	30	870	1100	8	43	0,7	36
	60	900	1160	7	40	0,7	38

60 мин количество остаточного аустенита в структуре уменьшается до 15 %, а доля α - фазы возрастает. Наиболее высокий уровень относительного удлинения и ударной вязкости при умеренной прочности после изотермической закалки стали 60С2А из МКИТ при 350 °С, 30 мин обусловлен оптимальным количеством остаточного аустенита и наиболее благоприятным развитием ДДМП при испытаниях механических свойств [2, 3]. Эти данные согласуются с результатами работ [6–8], в которых изучалось влияние изотермической закалки с нагревом в МКИТ на механические свойства среднеуглеродистых низколегированных сталей.

Получение более низких прочностных свойств после всех выдержек при температуре изотермы 400 °С может быть обусловлено более низкой плотностью дислокаций в бейните, меньшей степенью пересыщения его углеродом, чем после выдержек при 350 и 290 °С. Пониженную пластичность можно объяснить выделением карбидов по границам бейнитных кристаллов, поскольку при 400 °С усиливается диффузия углерода из них в аустенит, расположенный на их границах. Следствием выделения карбидов из аустенита может быть уменьшение количества остаточного аустенита в структуре и менее благоприятное развитие ДДМП.

Повысить уровень прочностных свойств у стали 60С2А при сохранении достаточной пластичности можно комбинированной термообработкой. Она включает предварительную нормализацию с нагревом и выдержкой в МКИТ при 800 °С 60 мин, и последующую изотермическую закалку с нагревом в аустенитную область на 870 °С (выдержка 5 мин), охлаждением в воде до 300 °С, выдержкой при этой температуре 30 мин и охлаждением до комнатной температуре на воздухе. В результате указанной термообработки получены механические свойства, соответствующие высокопрочным сталям: $\sigma_{0,2} = 1875$ МПа, $\sigma_b = 2017$ МПа, $\delta = 11$ %, $\psi = 45$ %, КСЧ = 0,7 МДж/м². Положительный эффект такой обработки может быть обусловлен дополнительным диспергированием бейнита, исключением из структуры феррита и получением в структуре метастабильного остаточного аустенита, претерпевающего при испытаниях свойств ДДМП.

Следует отметить, что в стали 60С2ХФА так же, как и в 60С2А, нагревом в МКИТ (770 °С, 60 мин), охлаждением в воде до 350 °С, изотермической выдержкой 30 мин,

охлаждением на воздухе (табл. 4, 1) получено высокое удлинение, не достигаемое при близкой прочности у улучшаемых сталей. Так же, как и в стали 60С2А, для получения повышенного уровня прочности и высокого удлинения, не достигаемого типовой термообработкой, необходимо получить мелкозернистую дисперсную многофазную структуру, включающую нижний бейнит, небольшое количество карбидов и метастабильный аустенит (~ 25 %), претерпевающий при нагружении ДДМП. Допускается иметь в структуре небольшое количество феррита (≤ 5 %). Повысить у стали 60С2ХФА прочностные свойства, сохранив высокую пластичность и ударную вязкость, удается кратковременной аустенитизацией (900 °С, 5 мин), проводимой после выдержки в МКИТ (800 °С, 60 мин) перед изотермической закалкой при 350 °С, 30 мин (табл. 4, 2).

Учитывая возможность получения после закалки из МКИТ и низкого отпуска в стали 60С2А и 60С2ХФА механических свойств, соответствующих высокопрочному состоянию, была проведена аналогичная термообработка стали 65Г. Сравнивая уровень механических свойств этой стали после типовой закалки с 810 °С и отпуска 200 °С (табл. 5, 1), можно заключить, что закалка из МКИТ (740 °С) после выдержек в нем 30, 60 мин и аналогичного отпуска, обеспечивает при близких прочностных свойствах более высокую пластичность и ударную вязкость (табл. 5, 2, 3).

Изучено влияние изотермической закалки стали 65Г из МКИТ (740 °С, 10 мин) с охлаждением в воде до температур 300 и 400 °С, выдержкой при них в печи 10, 30 и 60 мин и последующим охлаждением на воздухе на ее механические свойства (табл. 6). При увеличении продолжительности выдержки при 300 °С прочностные, пластические свойства и ударная вязкость изменяются неоднозначно. После 30 мин достигается максимум всех свойств. Уровень механических свойств стали 65Г соответствует высокопрочной низкоотпущенной стали типа 4340 (США) [1]. После изотермической закалки с выдержкой при 400 °С прочностные свойства, как и в предыдущем случае, имеют максимум после выдержки 30 мин.

Пластичность и ударная вязкость достигают наибольших значений после 60 мин. Прочностные свойства после этой выдержки значительно превышают таковые у улучшаемых сталей, а пластичность и ударная вязкость им соответствуют.

Таблица 4 – Механические свойства стали 60С2ХФА после изотермической закалки из МКИТ

Режим термообработки	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСЧ, МДж/м ²
1	820	1220	25	44	1,3
2	1090	1450	21	42	1,2
Режимы термообработки: 1 - закалка из МКИТ с 770 °С (60 мин), охлаждение в воде до 350 °С (30 мин), охлаждение на воздухе; 2 - после той же выдержки в МКИТ кратковременной аустенитизации при 900 °С (5 мин) и выдержки при 350 °С (30 мин), охлаждение на воздухе.					

Выводы

1. Закалка из МКИТ и низкий отпуск или изотермическая закалка при рациональных термовременных режимах их проведения позволяют получить в исследованных сталях дисперсную многофазную структуру с метастабильным остаточным аустенитом. Это обеспечивает исследованным сталям в одних случаях уровень механических свойств, соответствующий высокопрочному состоянию, в других – повышенную пластичность и ударную вязкость при таких же (в ряде случаев более высоких) прочностных свойствах, как у среднеуглеродистых сталей после улучшения. Это позволяет расширить области применения исследованных сталей.

2. В зависимости от требуемых механических свойств количеством и стабильностью остаточного аустенита по отношению к ДДМП необходимо управлять, оптимизируя их для каждого конкретного случая.

Изотермическую закалку целесообразно проводить экологически чистым способом, осуществляя после аустенитизации охлаждение до температуры изотермы в воде, выдержку при ней – в печи с последующим охлаждением на воздухе. В ряде случаев после нагреба и выдержки в МКИТ следует перед охлаждением кратковременно нагреть сталь в аустенитную область.

Список литературы

1. Гольдштейн М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : МИСИС, 1999. – 408 с.
2. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с исполь-

зованием принципа регулирования мартенситных превращений / Л. С. Малинов. – дис. ... доктора техн. наук : 05.16.01, Екатеринбург, 1992. – 381 с.

3. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь : Рената, 2009. – 568 с.
4. Пат. 87940 на винахід. Україна МПК C21D 1/78 (2006.01) Спосіб термообробки сталі / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. № а 200807554 ; заявл. 02.08.2009 ; опубл. 25.08.2009, Бюл. № 16.
5. Пат. 87468 на корисну модель. Україна МПК C21D 1/78 (2006.01) Спосіб термообробки низьковуглецевих низьколегованих сталей / Л. С. Малинов, Д. В. Бурова. № u 201309757 ; заявл. 05.08.2013 ; опубл. 10.02.2014, Бюл. № 3.
6. Петруненок А. А. Структура низколегированных сталей с ПНП-эффектом после термической обработки и деформации / А. А. Петруненок, В. В. Яровой, Б. А. Букреев // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1991. – № 7. – С. 77–80.
7. Малинов Л. С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в них многофазных структур, включающих бейнит и метастабильный аустенит / Л. С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2004. – № 7. – С. 24–28.
8. Малинов Л. С. Повышение свойств среднеуглеродистых низколегированных сталей изотермической закалкой межкритического интервала температур (МКИТ), создающей многофазную структуру / Л. С. Малинов, Д. В. Бурова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – 2013. – № 2. – С. 64–68.

Одержано 10.09.2018

Таблица 5 – Механические свойства стали 65Г после закалки из аустенитной области, режим 1 (с 810 °С, 10 мин) и из МКИТ, режимы 2, 3 (с 740 °С, 30 и 60 мин) и отпуска 200 °С

Режим термообработки	Механические свойства				
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
1	1790	2200	3	26	0,1
2	1770	2210	7	30	0,2
3	1740	2240	8	36	0,3

Таблица 6 – Механические свойства стали 65Г после изотермической закалки из МКИТ (740 °С) с охлаждением в воде до температуры изотермы и различных выдержек при ней

Температура изотермической выдержки t , °С	Время выдержки τ , мин	Механические свойства				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м ²
300	10	1300	1427	5	30	0,30
	30	1876	1993	9	36	0,40
	60	1745	1871	5	25	0,33
400	10	1473	1549	5	27	0,25
	30	1620	1707	7	37	0,35
	60	1478	1529	10	51	0,45

Малінов Л.С., Бурова Д.В., Малишева І.Ю. Підвищення механічних властивостей ресорно-пружинних сталей отриманням багатофазної структури з метастабільним аустенітом

Мета роботи. Підвищити властивості міцності або пластичності та ударну в'язкість сталей 60C2A, 60C2XΦA, 65Г після термообробки з нагрівом в міжкритичний інтервал температур за рахунок одержання багатофазної структури з метастабільним аустенітом, який зазнає динамічного деформаційного мартенситного перетворення при навантаженні.

Методи дослідження. Дюрометричний, металографічний та рентгенівський методи дослідження. Визначення механічних властивостей при розтягуванні (ГОСТ 1497-84) та ударної в'язкості (ГОСТ 9454-78).

Одержані результати. Гартування із МКІТ та низький відпуск або ізотермічне гартування при раціональних термочасових режимах їх проведення дозволяють одержати в досліджених сталях дисперсну багатофазну структуру з метастабільним залишковим аустенітом. Це забезпечує досліджуваним сталям в одних випадках рівень механічних властивостей, який відповідає високоміцному стану, в інших – підвищену пластичність та ударну в'язкість при таких само (в низці випадків більш високих) властивостях міцності, як у середньовуглецевих сталях після поліпшення.

Залежно від механічних властивостей, що вимагаються, кількістю та стабільністю залишкового аустеніту щодо відносно ДДМП необхідно керувати, оптимізуючи їх для кожного конкретного випадку.

Ізотермічне гартування доцільно проводити екологічно чистим способом, здійснюючи після аустенізації охолодження до температури ізотерми у воді, витримку при цьому у печі з подальшим охолодженням на повітрі. В низці випадків після нагріву та витримки в МКІТ треба перед охолодженням короткочасно нагріти сталь в аустенітну область.

Наукова новизна. Показана доцільність створення багатофазної структури з метастабільним аустенітом в сталях 60C2A, 60C2XΦA, 65Г застосуванням термообробки з нагріванням в міжкритичний інтервал температур (МКІТ). Це дозволяє при певних режимах термообробки в одних випадках отримати механічні властивості, які відповідні високоміцному стану, в інших – досягти більш високого рівня пластичності та ударної в'язкості, ніж у поліпшуваних сталях, при таких самих як у них або навіть більш високих властивостях міцності.

Практична цінність. Підвищення властивостей міцності або пластичності й ударної в'язкості ресорно-пружинних сталей 60C2A, 60C2XΦA, 65Г після термообробки з нагріванням в МКІТ за рахунок одержання багатофазної структури з метастабільним аустенітом, який зазнає ДДМП при навантаженні, що дозволяє розширити галузі використання цих сталей.

Ключові слова: гартування, міжкритичний інтервал температур, багатофазна структура, мартенсит, бейніт, метастабільний аустеніт, механічні властивості.

Malinov L., Burova D., Malysheva I. Increasing mechanical properties of spring steel by producing multiphase structure with metastable austenite

Purpose. To improve the strength properties or ductility and toughness of steels 60C2A, 60C2XΦA, 65Г after heat treatment with heating in the intercritical temperature range due to obtaining a multiphase structure with metastable austenite undergoing dynamic deformation martensitic transformation under loading.

Research methods. Durometric, metallographic and X-ray methods of research. Determination of tensile properties (ГОСТ 1497-84) and impact strength (ГОСТ 9454-78).

Obtained results. Quenching from intercritical temperature range and low tempering or isothermal quenching under rational thermal-time regimes allow to obtain a dispersed multiphase structure with metastable residual austenite in the studied steels. This provides the investigated steels in some cases, the level of mechanical properties corresponding to high strength, in others – increased ductility and toughness with the same (in some cases, higher) strength properties, as in medium carbon steels after improvement.

Depending on the required mechanical properties, the amount and stability of residual austenite with respect to DDMT must be controlled, optimizing them for each specific case.

It is advisable to carry out isothermal hardening in an environmentally friendly way, after austenitization, cooling to isotherm temperature in water; holding it in an oven, followed by air cooling. In some cases, after heating and holding in the intercritical temperature range, the steel should be briefly heated to the austenitic region before cooling.

Scientific novelty. The feasibility of creating a multiphase structure with metastable austenite in steels 60C2A, 60C2XΦA, 65Г using heat treatment with heating in the intercritical temperature range is shown. This allows, under certain heat treatment conditions, in some cases, to obtain mechanical properties corresponding to a high strength state, in others – to achieve a higher level of ductility and toughness than that of improved steels, with the same or even higher strength properties.

Practical value. Increasing the strength properties or ductility and toughness of spring steels 60C2A, 60C2XΦA, 65Г after heat treatment with heating in intercritical temperature range by obtaining a multiphase structure with metastable austenite undergoing DDMT under loading, which allows expanding the areas of application of these steels.

Key words: quenching, intercritical temperature range, multiphase structure, martensite, bainite, metastable austenite, mechanical properties.

УДК 621.793.6:669.35

Канд. техн. наук Ткаченко С. Н.

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ НА ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ СИЛЬНОЭКЗОТЕРМИЧЕСКИМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ ХИМИЧЕСКИХ РЕАГЕНТОВ В КОНДЕНСИРОВАННОЙ ФАЗЕ

Цель работы. Формирование защитных слоев и покрытий на деталях из высокоуглеродистых материалов методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Методы исследования. Металлографические исследования поверхности упрочненной детали позволили определить микротвердость отдельных участков.

Полученные результаты. Изучены условия формирования защитных диффузионных слоев и покрытий на высокоуглеродистых материалах газотранспортной СВС-технологией. Получены сравнительные характеристики деталей, упрочненных в изотермических условиях и оптимальной технологией в условиях СВС. Разработанные составы порошковых СВС-смесей и технологический режим СВС-процесса формирования покрытий прошли испытания в промышленных условиях.

Научная новизна. Основным упрочняющим элементом являлся бор, с небольшой добавкой кремния. В качестве исследованных материалов были выбраны следующие стали: Ст40, Х12Ф1, Х12М, У8А, У10, У10А. Для составления СВС-смесей использовались смеси дисперсностью 250–400 мкм таких материалов: Si, В, Ti, Al, Cr₂O₃, Al₂O₃, Ni, Hf, Ta₂O₅, NH₄Cl. Металлографические исследования поверхности упрочненной детали позволили определить микротвердость отдельных участков. Установлено, что при повышении жаростойкости детали во всем температурно-временном интервале поверхностный силицированный слой состоит из двух фаз: внешней, представляющей собой силицид никеля Ni₂Si, силицид гафния HfSi₂ и карбидной фазы. В процессе нанесения защитного покрытия на высокоуглеродистый материал в последнем частично растворяется углерод подложки, о чем свидетельствует повышенная микротвердость слоя ($H_{\mu} = 35000$ – 40000 МПа) и образование у границ раздела с основой карбида кремния толщиной 3–5 мкм. Содержание Si в поверхности слоя составляет 13 %. Анализ результатов сравнительных испытаний показал, что детали, упрочненные в оптимальном режиме в условиях СВС, имеют эксплуатационный срок службы в 2–2,5 раза больший, чем детали, упрочненные в условиях обычной химико-термической обработки.

Практическая ценность. Исследовано промышленное использование разработанных порошковых СВС-смесей и технологических режимов в условиях производства ОАО «ЗСПЗ». Рассмотрено поверхностное упрочнение юбки волоочильного барабана, которая связана с повышенным износом рабочей части.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, диффузия, слой, покрытие, тепловое самовоспламенение, конденсированная газовая фаза, шихта, бор, кремний.

Введение

Детали из высокоуглеродистых материалов, обладающие необходимыми для конструкционных материалов эксплуатационными свойствами, все больше привлекают внимание разработчиков производственной техники в связи с возможностью расширить сферы их практического использования [1]. Их высокие эксплуатационные характеристики широко используют в технологии, требующей высокую жаростойкость, коррозионную стойкость, износостойкость при высоких температурах [2]. Решение вопросов по повышению эксплуатационных характеристик углеродосодержащих материалов связано с малой плотнос-

тью (до 2,2 г/см³) и высокой пористостью графита (20–25 %), при этом плотность материала в большей степени оказывает влияние на термостойкость, а пористость – на окисление [3]. Поэтому повышенный интерес к вопросам разработки новых эффективных методов получения многофункциональных защитно-упрочняющих барьерных слоев на основе тугоплавких соединений (карбидов, боридов, силицидов) продиктован непрерывно расширяющимся их использованием для нужд современной техники и, в частности, легкой и тяжелой промышленности [4].

Актуальность и цель работы

В настоящее время накоплен значительный объем исследований по вопросам теории, технологии получения и свойств покрытий. Высокая плотность и прочная связь с основным материалом обуславливают широкое применение диффузионных покрытий. Положительный эффект применения покрытий во многом зависит от правильного выбора типа покрытия и способа его нанесения. Покрытие должно выбираться применительно к конкретным условиям эксплуатации: среды, температуры, длительности эксплуатации. Это условие требует разработки новых способов получения покрытий, позволяющих расширить номенклатуру покрытий и управлять при диффузионном насыщении составом и структурой покрытия [5]. Такие требования удовлетворяют использование в качестве упрочняющих покрытий метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [6].

Материалы и методика исследования

Процесс осаждения тугоплавких карбидов переходных металлов (титана, циркония, тантала) из газовой фазы широко используется при нанесении защитных покрытий на металлические и графитовые подложки. При этом, последние претерпевают объемное уплотнение [7]. В процессе осаждения различают три последовательных этапа: диссоциацию веществ, участвующих в реакции, диффузию образовавшихся продуктов к покрываемой поверхности и прохождение химической реакции на поверхности твердого тела. Рассмотрение отдельных этапов, характеризующих механизм процесса осаждения покрытий, целесообразно начать с третьего основного этапа и вывода уравнения для концентрации компонента, определяющего химическое взаимодействие. Пренебрегая прямой поверхностной реакцией, можно записать уравнение:

$$\frac{\partial C_0(x,t)}{\partial t} + u \frac{\partial C_0(x,t)}{\partial x} + KC_0^n(x,t) = 0, \quad (1)$$

где u – средняя скорость потока в канале;

$C_0(x,t)$ – концентрация вещества вдоль канала, определяющего химическое взаимодействие (примерно постоянная по сечению);

x – координата вдоль канала;

K – константа скорости объемной реакции;

n – порядок реакции.

При разработке, выборе и формировании защитных слоев и покрытий нужно исходить в первую очередь из назначения покрытий и конкретных условий работы. Однако покрытия должны удовлетворять вполне определенным общим требованиям, достаточно подробно изложенным в работе [8]:

- 1) сплошность поверхности;
- 2) высокая плотность;
- 3) малый коэффициент диффузии кислорода;
- 4) способность к самозалечиванию;

5) способность формироваться в виде тонких равномерных слоев;

6) прочное сцепление с основой, сохраняющееся в условиях длительной эксплуатации, в частности при механических и тепловых ударах;

7) сохранность свойств в течение длительного времени при высоких температурах в контакте с основой;

8) полная непроницаемость для агрессивных сред.

Физико-химические, механические и эксплуатационные характеристики износостойких и защитных диффузионных слоев существенно зависят от их состава и структуры. Эти, в свою очередь, в значительной степени определяются термодинамическими и кинетическими параметрами, характеризующими процесс формирования слоев [9].

Функции многокомпонентных защитных слоев и покрытий [10]:

1. Диффузионный слой должен обеспечивать высокое сцепление с высокоуглеродистой подложкой, защищать от кратковременного температурного воздействия во время СВС-реакции, иметь близкий с высокоуглеродистыми материалами коэффициент линейного расширения для сглаживания термических напряжений.

2. Покрытие должно обладать высокой жаростойкостью, коррозионной стойкостью, а также износостойкостью.

Следует отметить [11], что жаростойкость силицидов, в основном, обусловлена образованием на их внешней поверхности защитной оксидной пленки SiO_2 . Поэтому можно утверждать, что определяющую роль в формировании защитных свойств силицидного покрытия будет играть кремний, находящийся на его внешней поверхности [11]. По сути, равновесную концентрацию кремния на внешней поверхности диффузионного слоя K_0^{Si} можно рекомендовать в качестве критерия, позволяющего прогнозировать защитные свойства силицидных покрытий. При этом они должны повышаться по мере увеличения K_0^{Si} . Критерием оценки и прогнозирования защитных свойств силицидных покрытий предлагается выбрать усредненную концентрацию кремния, находящегося в приповерхностном слое [12, 13]. При этом в образовании защитной оксидной пленки на внешней поверхности силицидного покрытия учитывается не только роль кремния, находящегося непосредственно на границе раздела покрытие – среда, но и роль кремния, диффундирующего из приповерхностного слоя. Тогда, например, средняя концентрация кремния в приповерхностном слое высокоуглеродистого материала (например, графита) может быть представлена как

$$K_{cp}^{\text{Si}} = \frac{K_0^{\text{Si}} + K_1^{\text{Si}}}{2} = K_0^{\text{Si}} \left[1 - \frac{1/2R_0'}{1/R_0' + \frac{b_1 - b_0}{D_1} + 1/R_1'} \right],$$

где K_0^{Si} – равновесная концентрация кремния на внешней поверхности слоя высокоуглеродистого материала;

K_1^{Si} – равновесная концентрация кремния на внутренней поверхности слоя высокоуглеродистого материала;

R_0' , R_1' – константы, характеризующие скорости гетерогенных химических реакций на внешней и внутренней границах,

D_1 – коэффициент диффузии кремния;

b_0 , b_1 – толщина приповерхностного и общего слоев [14].

Теория и анализ полученных результатов

Основные методы защиты поверхности высокоуглеродистых материалов. Отдельные металлы, например алюминий, сами предохраняют себя от коррозии в некоторых средах в результате образовавшихся на их поверхности защитных пленок при взаимодействии со средой [15]. При помощи защитных покрытий можно изолировать металл от агрессивной среды искусственным нанесением пленки на поверхность изделия или, изменяя химический состав поверхности, сделать металл устойчивым к агрессивной среде [16]. Защитное покрытие должно быть сплошным, непроницаемым для агрессивной среды, иметь высокую прочность сцепления с металлом (адгезию), равномерно распределяться по всей поверхности и придавать изделию более высокую твердость, износостойкость и жаростойкость [17]. Коэффициент теплового расширения пленки должен быть близок к коэффициенту расширения металла [17]. Создание жаростойких антикоррозионных покрытий – один из путей защиты высокоуглеродистых материалов от окисления [18–20].

Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения диффузионных слоев и защитных покрытий на высокоуглеродистых материалах.

Принципиально для реализации СВС выделяют способы управления [21]:

- 1) на стадии подготовки шихты;
- 2) на стадии проведения процесса, включающего термический подогрев системы;
- 3) при охлаждении готовых продуктов, состоящего в изменении температурного режима охлаждения и типа используемой атмосферы.

Проблему защиты высокоуглеродистых материалов можно решить путем нанесения на детали комплексных защитных покрытий [8]. Нанесение покрытий обычной химико-термической обработкой характеризуются ресурсо- и энергоемкостью, а также длительностью. В связи с этим являются актуальными разработка новых способов химико-термической обработки, позволяющие регулировать состав и структуру покрытий, обеспечивающие необходимые эксплуатационные характеристики при минимальном времени их формирования. Такими технологиями могут служить способы, основанные на явлении самораспространяющегося высо-

котемпературного синтеза (СВС) [9]. Открытие в 1967 году явления распространения фронта горения в смесях порошков тугоплавких химических элементов, приводящее к образованию тугоплавких соединений, положило начало применению новых технологий в материаловедении на базе СВС- процессов. В зависимости от условий реализации СВС- процесса можно получать диффузионные слои в режиме горения или теплового самовоспламенения при времени процесса от нескольких минут до 1–1,5 ч. При этом формируется прочное тонкое покрытие с регулируемой толщиной в пределах 5–150 мкм [5, 7]. При диффузионном насыщении можно получать равномерные по толщине покрытия на изделиях сложной формы [11]. Сущность метода СВС, заключается в проведении экзотермических реакций в режиме распространения волны горения с образованием продуктов горения в виде соединений и материалов, представляющих практическую ценность и обладающих ценными характеристиками [14]. Такой синтез материалов значительно отличается от стандартных методов порошковой металлургии, основанных на спекании химически инертных соединений, и обладает рядом очевидных преимуществ, среди которых можно отметить следующие [17]:

- 1) формирование активных химических и термических зон, что позволяет интенсифицировать превращения реагентов и приводит к образованию нужных продуктов;
- 2) использование менее дорогой химической энергии (тепловыделение при экзотермических реакциях) вместо электрической для достижения высоких температур, требуемых при получении продуктов;
- 3) использование относительно простого оборудования (вместо печей и других нагревательных устройств);
- 4) использование в процессе быстрого послойного нагрева больших объемов реагентов вместо медленного прогрева через стенки от внешних источников тепла.

СВС обладает рядом специфических черт, которые выгодно отличают его от существующих способов получения неорганических соединений. К ним следует отнести высокие температуры и малое время проведения синтеза, относительно малые внешние энергетические затраты, простота оборудования и, что самое главное, возможность управления процессом синтеза, и, как следствие, получение материалов с заданным сочетанием свойств [18, 19]. Использование самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) для формирования защитных покрытий основано на применении порошковых экзотермических смесей и представляет собой экзотермическое взаимодействие химических элементов в конденсированной фазе, способное к самопроизвольному распространению в виде волны горения [20]. Химическая реакция процесса может быть представлена следующей формулой (1) [21]:

$$\sum a_i X_i + \sum b_j Y_j = Z + Q, \quad (1)$$

где Q – тепловой эффект; X – Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Mo, W и др.; Y – B, C, N, Si, Se, S, Al и др.; Z – бориды, карбиды, нитриды, силициды и др.

В настоящее время реализованы два способа нанесения покрытий в режиме горения: реакторный и открытый. Каждый из них имеет свои достоинства и области применения [3].

Газотранспортная СВС-технология

Используется: при получении тонких (5–150 мкм) осажденных покрытий. Обрабатываемые детали и газотранспортный агент (йод) вводятся в шихту, получаемую по способам реакторной технологии СВС-продуктов. В результате газотранспортного процесса, после прохождения волны горения, деталь покрывается тонким слоем конечного продукта.

Описанная технология создает возможность решать разнообразные технологические задачи:

- синтез химических соединений (исходя из задаваемых требований к химическому и фазовому составу продуктов горения);
- химический синтез материалов (исходя из требований к составу, структуре и свойствам продуктов горения);
- прямой синтез изделий (имеющих заданную форму, размеры и эксплуатационные характеристики).

Принято считать, что метод СВС предназначен для технологии, т.к. в этом наиболее явно проявляются его

преимущества и особенности. Однако в целом на потенциальные возможности СВС представляется односторонним. Дело в том, что процесс проводится в необычных условиях: высокие температуры (до 4000 °С), быстрая синтеза (10^{-1} – 10^{-2} с), высокие скорости нагрева в волне горения (до 10^6 град/сек), возможность регулирования темпа охлаждения продуктов горения (что позволяет использовать предельные режимы автоотжига и автозакалки), возможность самоочистки от примесей, параллельное протекание процессов химического превращения и структурообразования в продуктах (спекание, кристаллизация, рекристаллизация). Все эти факторы приводят к тому, что СВС-материалы отличаются от своих аналогов, получаемых обычными методами, и могут рассматриваться в качестве новых материалов, даже при совпадении химического и фазового состава. Поэтому не менее важной целью исследований по СВС является синтез материалов с новыми, уникальными свойствами – материалов для новых применений.

Несмотря на принципиальную разницу между СВС-процессом и ХТО, данная работа является симбиозом этих двух направлений (рис. 1).

Силикоборирование (рис. 1) является ответвлением как СВС, так и ХТО.

Многие ценные свойства тугоплавких соединений (такие как твердость, износостойкость, термическая и химическая стабильность и т. п.) более эффективно проявляются в монокристаллах, а не в поликристаллических керамических материалах. Это не удивительно, по-

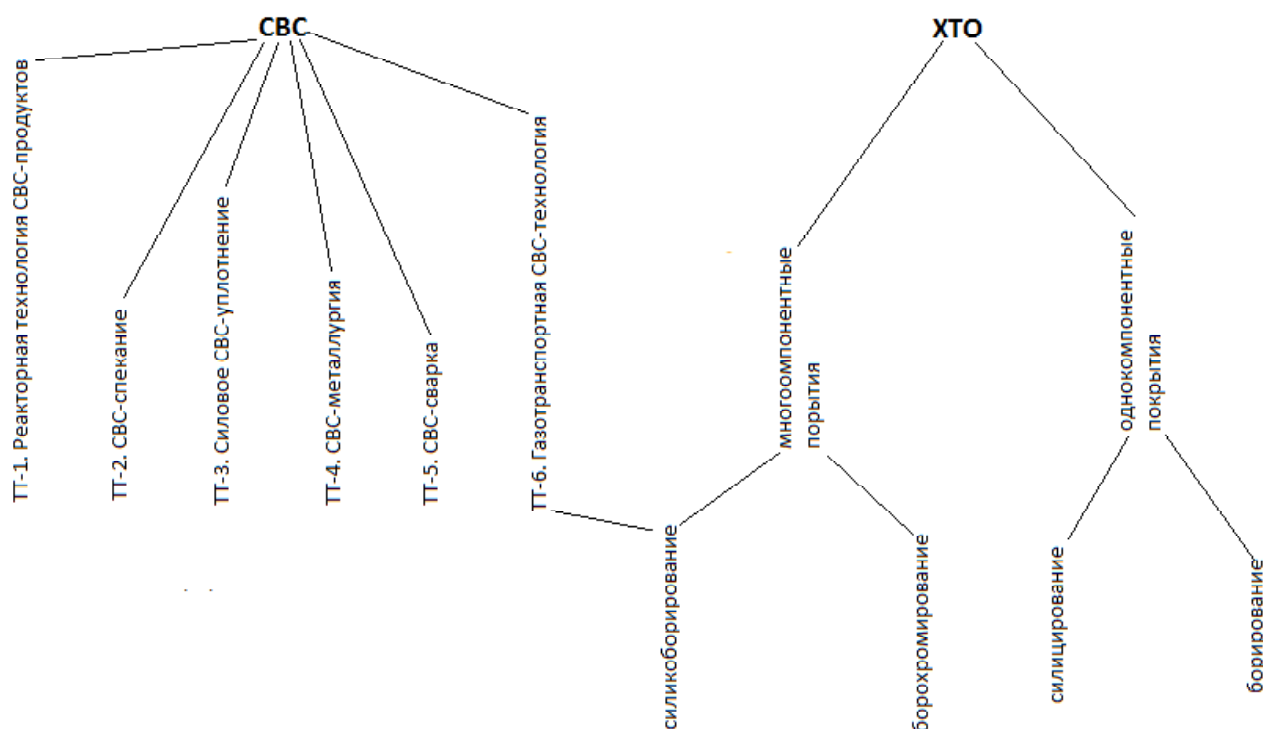


Рис. 1. Симбиоз СВС-процесса с ХТО

скільки монокристали завжди переважають кераміку по хімічній чистоті і фазовій однородності. Однак вирощування монокристалів тугоплавких сполук завжди було сопряжено з великими труднощами через підвищені вимоги до чистоти вихідних матеріалів.

Исследование металлургических характеристик поверхности борированной юбки волоочильного барабана

В данной работе рассмотрено поверхностное упрочнение юбки волоочильного барабана (рис. 2), которая связана с повышенным износом рабочей части (рис. 3). Основным упрочняющим элементом являлся бор, с небольшой добавкой кремния.

Измерение микротвердости H_{100} по глубине 100 мкм показано на рис. 4.

Металлографические исследования поверхности упрочненной детали позволили определить микротвердость отдельных участков (рис. 4). Для исследования интересны 3 основные зоны (рис. 5): упрочненная поверхность (бориды и карбиды) – зона 1, переходная зона (силициды) и основной материал.



Рис. 2. Волоочильный барабан стана 2500/6

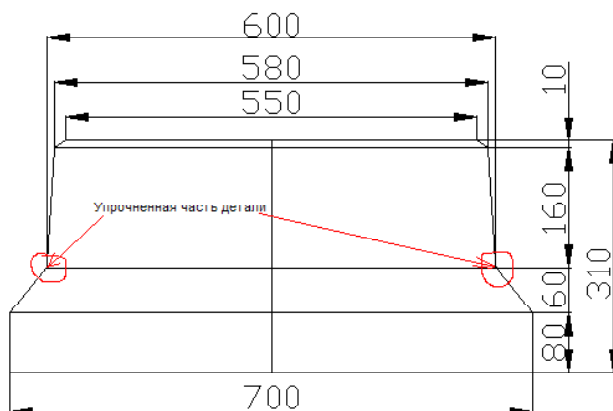


Рис. 3. Юбка волоочильного барабана из Ст40

Общая структура упрочненной поверхности в условиях СВС имеет следующий вид (рис. 6): бориды (зона 1) – FeB , Fe_2B , Fe_3B , Fe_4B ; карбиды (зона 2) – Fe_3C , Fe_7C_3 ; силициды (зона 3) – Fe_3Si , SiCr ; подложка (зона 4) – основной материал.

В работе исследовано промышленное использование разработанных порошковых СВС-смесей и технологических режимов в условиях производства ОАО «ЗСПЗ». В качестве исследованных материалов были выбраны следующие материалы: Ст40, Х12Ф1, Х12М, У8А, У10, У10А. Для составления СВС- смесей использовались смеси дисперсностью 250–400 мкм таких материалов: Si, B, Ti, Al, Cr_2O_3 , Al_2O_3 , Ni, Hf, Ta_2O_5 , NH_4Cl .

Дисперсность порошков составляет 80–100 мкм. Процесс проводился в режиме теплового самовоспламенения.

Оптимальный состав смеси при температуре 1000 °C и выдержки 120 мин (% по массе) [17]: 22 %ХС+ + 10 %Si+ 15 %B+ 5 %Ti+ 0,39 %Ni+ 1 %Hf+ 0,4 % Ta_2O_5 + + 45,21 % Al_2O_3 + 1 % NH_4Cl

Перечень деталей упрочненных на территории ОАО «ЗСПЗ»:

СПЦ (сталепроволочный цех):

1. Юбки волоочильных барабанов из стали Ст40.
2. Ролики для профильных машин из стали Х12Ф1 для ВР-1.

Сеточный цех:

1. Ролики и втулки сталенавивочного станка шестигранной сетки из стали У8А.
2. Ролики рихтовальные из Ст45.
3. Ролики из стали Х12М.
4. Ролики из стали У8А.
5. Гильзы из Ст45.
6. Вилки левые и правые из стали У8А.
7. Штыри (сетка № 20) из стали У8А.
8. Ножи отрезные на сетку 15 из стали У10А.
9. Ножи просечные на сетку 15 из стали У10А.
10. Ножи из стали У10.

Гвоздильный цех:

1. Ножи обрубные из стали Х12Ф1.
2. Матрицы плоские.
3. Матрицы круглые.

Инструменты:

1. Губки к затяжным клещам ГСВ (для участка грубо-среднего волочения).
2. Губки к затяжным клещам НТВ (для участка наитончайшего волочения).

3. Кольца стальные для станков «мокрого волочения»

Также на территории ОАО «УкрНИИИспецсталь» в лаборатории физического металлургии № 13 была упрочнена экспериментальная серия следующих деталей:

1. Втулки грязевых нефтяных насосов.
2. Диски пяты турбобура.
3. Вытяжные, гибочные и формовочные штампы.
4. Детали пресс-форм и машин для литья под давлением.

Стойкость указанных деталей после борирования

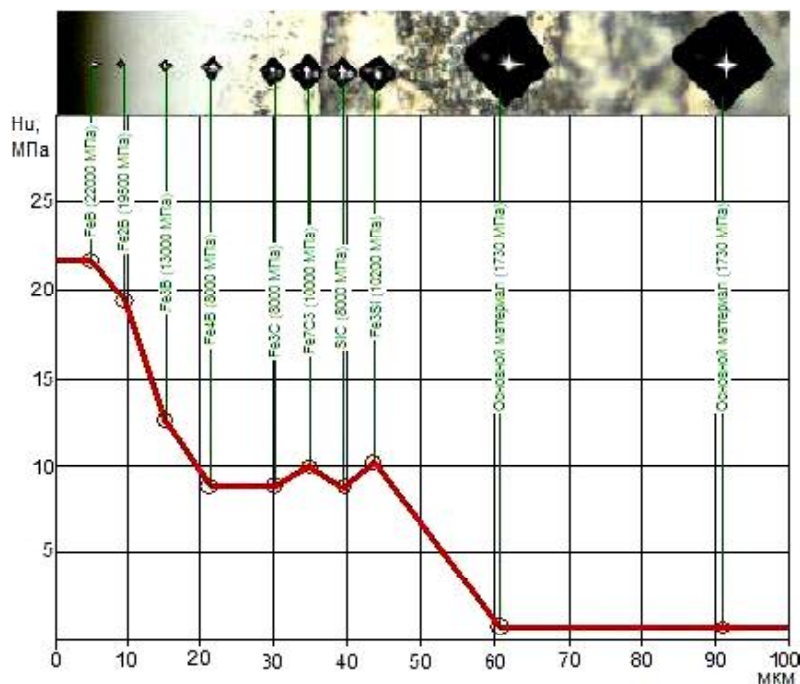


Рис. 5. Характер распределения микротвердости H_{100} Ст40 по глубине

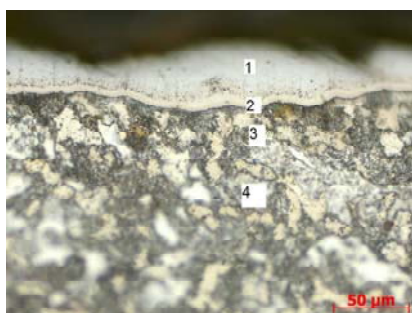


Рис. 6. Фотография упрочненной стали марки Ст40, полученная на растровом электронном микроскопе Axiovert 200 MMAT, $\times 400$

возрастала до 10 раз. Исходя из целевого назначения, было решено классифицировать детали для борирования по назначению:

1. Борирование сложных поверхностей деталей винтовых передач (винтов, червяков) для использования в авиационной, судостроительной, автомобильной и других областях промышленности.
2. Получение борированных слоев на сложной поверхности деталей с требуемой толщиной, твердостью и износостойкостью в зависимости от назначения этой поверхности при эксплуатации изделий.
3. Штамповый инструмент холодной и горячей деформации (вытяжной, гибочный, формовочный, чеканочный).
4. Пресс-формы для прессования сыпучих материалов.
5. Волоочильный и прокатный инструмент.
6. Детали нефтяного оборудования (крыльчатки и маховики насосов, линейные задвижки).

7. Детали распыливающих форсунок в условиях производства минеральных удобрений (диффузоры, конфузоры, насадки).

8. Детали технологической оснастки (зажимные и подающие цанги, кондукторные устройства, различного рода кулачки).

9. Нитепроводники ткацкого производства.

10. Детали машин и механизмов, работающих в абразивных условиях (детали сельхозмашин, транспортеров, цепей).

11. Детали литевых машин и пресс-форм для литья цветных металлов и сплавов и др.

Установлено, что при повышении жаростойкости детали во всем температурно-временном интервале поверхностный силицированный слой состоит из двух фаз: внешней, представляющей собой силицид никеля Ni_2Si , силицид гафния $HfSi_2$, и карбидной фазы. В процессе нанесения защитного покрытия на высокоуглеродистый материал в последнем частично растворяется углерод подложки, о чем свидетельствует повышенная микротвердость слоя ($H_\mu = 35000 - 40000$ МПа) и образование у границ раздела с основой карбида кремния толщиной 3–5 мкм. Содержание Si в поверхности слоя составляет 13 %.

Анализ результатов сравнительных испытаний показал, что детали, упрочненные в оптимальном режиме в условиях СВС, имеют эксплуатационный срок службы в 2–2,5 раза больший, чем детали, упрочненные в условиях обычной химико-термической обработки. Сравнительные характеристики деталей упрочненных разными методами приведены в табл. 1.

Химико-термическая обработка образцов осуществлялась в реакторе открытого типа при температуре

выдержки 1000 °С, продолжительность изотермической выдержки составляла 80 мин. В качестве источников активных атомов насыщающих элементов смесь содержит оксид хрома (III) – Cr_2O_3 , оксид бора – B_2O_3 , оксид кремния – SiO_2 , алюминий марки АСД1 – Al, бор технический – В, кремний марки Кр1 – Si, оксид никеля – Ni, порошок гафния – Hf, оксид тантала – Ta_2O_5 , титан марки ПТХ5-1 – Ti, порошок молибдена – Mo, восстанавливаемого непосредственно в рабочем объеме тигля алюминием. В качестве газотранспортного реагента может быть использован натрий хлористый – NaCl, йод металлический – I_2 , натрий фтористый – NaF, алюминий фтористый – AlF_3 , хлористый аммоний – NH_4Cl , балластной добавкой – оксид алюминия (III) – Al_2O_3 .

Результаты испытания показали, что юбки волочильных барабанов из стали Ст40, упрочненные в условиях ОАО «ЗСПЗ», имеют существенное повышение ресурса (в 2–2,5 раза), в результате чего технология может быть рекомендована для дальнейшего промышленного использования.

Таким образом, СВС-процесс имеет следующие преимущества по сравнению с альтернативными способами упрочнения [15]:

а) СВС-процесс является универсальным для всех типов подложек, выдерживающих температуру поверхностного упрочнения;

б) экономия времени на проведение поверхностного упрочнения (а следовательно, снижение простоя оборудования);

в) использование энергии экзотермических реакций СВС-процесса вместо дорогих альтернативных источников энергии;

г) образование твердых, прочных карбидных, боридных, силицидных и прочих фаз в результате кратковременных высоких температур при СВС-процессе;

д) образование одновременно и слоев и покрытий, что создает дополнительную защиту деталей.

Обязательными факторами управления СВС-реакций являются: строгий подбор температурно-временного режима; расчет стехиометрии компонентов активной составляющей; регулирование дисперсности компонентов реакционной смеси; использование активаторов, регулирующих газотранспортный процесс.

Выводы

1. Разработанные составы порошковых СВС-смесей и технологический режим СВС-процесса формирования покрытий прошли испытания в промышленных условиях.

Таблица 1 – Сравнительные характеристики деталей, упрочненных в изотермических условиях с оптимальной технологией в условиях СВС

Свойства деталей	ХТО в изотермических условиях	Оптимальная технология в условиях СВС
Жаростойкость	Увеличение в 1,6–1,8 раз	Увеличение в 4–5 раз
Адгезионная прочность	Увеличение в 1,2–1,5 раз	Увеличение в 1,8–2,0 раза*
Коррозионная стойкость	Увеличение в 1,6–1,7 раз	Увеличение в 3,8–4,2 раза
Износостойкость	Увеличение в 1,2–1,5 раз	Увеличение в 2,4–2,7 раза

* – увеличение по отношению к покрытиям, полученным в обычных (изотермических) условиях

2. Получены сравнительные характеристики деталей, упрочненных в изотермических условиях и оптимальной технологией в условиях СВС.

Список литературы

1. Ткаченко С. Н. Математическое моделирование скорости химической реакции для повышения эксплуатационных свойств деталей и инструмента сельскохозяйственного назначения методом СВС / С. Н. Ткаченко // Наукові нотатки. Збірник наукових праць. Вип. 59. – Луцьк, 2017. – С. 269–277.
2. Ткаченко С. Н. Поверхностное упрочнение деталей из высокоуглеродистых материалов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Восточно-европейский журнал передовых технологий, 2/5, (62), Харьков, 2013. – С. 30–34.
3. Ткаченко С. Н. Математическое планирование поверхностного упрочнения чугуна и стали кремнием в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Б. П. Середа, С. Н. Ткаченко // Вестник двигателестроения. – 2012. – № 1. – С. 128–131.
4. Ткаченко С. Н. Поверхностное легирование деталей из конструкционных материалов ответственного назначения из высокоуглеродистых материалов с целью повышения коррозионной стойкости и износостойкости / С. Н. Ткаченко // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2013. – № 2. – С. 32–38.
5. Ткаченко С. Н. Получение боросилицированных покрытий с использованием нанопорошков в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для деталей ракетно-космической техники / С. Н. Ткаченко, Б. П. Середа // Вісник Дніпропетровського університету. – 2011. – № 4. – Т. 19. – 657 с.
6. Ткаченко С. Н. Поверхностное легирование деталей из углерод-углеродистых композиционных материалов для авиационной промышленности с целью повышения жаростойкости / С. Н. Ткаченко // Вестник двигателестроения. – 2014. – № 1. – С. 147–151.
7. Ткаченко С. Н. Резервы повышения пластичности термобработанных высокоуглеродистых сталей / С. Н. Ткаченко, В. В. Лунев, М. Н. Брыков // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2013. – № 1. – С. 60–63.
8. Ткаченко С. Н. Получение боросилицированных покрытий с использованием нанопорошков в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для деталей ракетно-космической техники / С. Н. Ткаченко, Б. П. Середа // XIII Міжнародна молодіжна науково-практична конференція «Людина і космос», Дніпропетровськ, 2011. – 657 с.
9. Ткаченко С. Н. Исследование свойств деталей, поверхностно упрочненных легирующими элементами в усло-

- виях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С.Н.Ткаченко // Известия вузов. – М. : ПМ и ФП, 2014, Вып. 1. – С. 22–28.
10. Ткаченко С. М. Исследование кинетики силицирования высокоуглеродистых материалов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Б. П. Серeda, С. Н. Ткаченко // Наука і техніка Повітряних Сил Збройних Сил України. Тематичний випуск № 1 (1). – Т. Примірник № 19. Створення та модернізація озброєння і військової техніки в сучасних умовах. – Харків, 2010. – С. 80–84.
 11. Ткаченко С. М. Космическая техника. Исследование свойств поверхностных упрочняющих слоев на разных марках чугуна, полученных в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Б. П. Серeda, С. Н. Ткаченко // Ракетное вооружение. Научно-технический сборник к 100-летию М. К. Ягеля. Вып. 1. Государственное предприятие «Конструкторское бюро «Южное» им. М. К. Ягеля». 2011 – С. 95–99.
 12. Пат. 56026 Україна, МПК C23C 10/44. Склад для силіціювання високовуглецевих матеріалів в умовах саморозповсюджуваного високотемпературного синтезу / Б. П. Серeda, С. М. Ткаченко ; заявник та патентовласник ЗДІА. – u 2010 05638 ; заявл. 11.05.2010, опубл. 27.12.2010, Бюл. № 24, 2010 р.
 13. Пат. 47489 Україна, МПК C23C 10/44. Склад для силіціювання високовуглецевих матеріалів в умовах саморозповсюджуваного високотемпературного синтезу / Б. П. Серeda, С. М. Ткаченко ; заявник та патентовласник ЗДІА. – u 2009 07457; заявл. 16.07.2009, опубл. 10.02.2010, Бюл. № 3, 2010 р.
 14. Ткаченко С. Н. Силицирование чугуна марки ВЧ 45-5 в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научн. трудов. Вып. 45, ч. 1 – Дн-ск, ПГАСА, 2008. – С. 202–206.
 15. Ткаченко С. Н. Силицирование чугуна в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научн. трудов. Вып. 45, ч. 1. – Дн-ск, ПГАСА, 2009. – С. 21–25.
 16. Ткаченко С. Н. Математическое планирование эксперимента / Б. П. Серeda, С. Н. Ткаченко // Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. научн. трудов. Вып. 54 – Дн-вск, ПГАСА, 2010. – С. 34–39.
 17. Ткаченко С. Н. Исследование поверхностного упрочнения чугунов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Б. П. Серeda, С. Н. Ткаченко // Металлургия. Збірник наукових праць. Вип. 22. – Запоріжжя, 2008. – С. 129–134.
 18. Ткаченко С. Н. Математическое моделирование получения силицированных покрытий на чугунах в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Б. П. Серeda, И. В. Кругляк, С. Н. Ткаченко // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2009. – 1. – С. 118–125.
 19. Ткаченко С. Н. Силицирование чугуна марки ВЧ 45-5 в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Всеукраинский информационный журнал «Главный механик». – № 4. – Ирпень, 2008. – С. 20–23.
 20. Ткаченко С. Н. Силицирование стали X в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / С. Н. Ткаченко // Всеукраинский информационный журнал «Главный механик». – 2008. – № 5. – С. 20–23.
 21. Ткаченко С. Н. Поверхностное упрочнение высокоуглеродистых материалов в условиях самораспространяющегося высокотемпературного синтеза : дис. ... канд. техн. наук С. Н. Ткаченко: спец. 05.02.01 «Материаловедение» / С. Н. Ткаченко. – Запорожье, 2015. – 144 с.

Одержано 07.09.2018

Ткаченко С.М. Формування захисних дифузійних шарів і покриттів на високовуглецевих матеріалах сільноекзотермічною взаємодією хімічних реагентів у конденсованій фазі

Мета роботи. Формування захисних шарів і покриттів на деталях з високовуглецевих матеріалів методом самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС).

Методи дослідження. Металографічні дослідження поверхні зміцненої деталі дозволили визначити мікротвердість окремих ділянок.

Отримані результати. Вивчено умови формування захисних дифузійних шарів і покриттів на високовуглецевих матеріалах газотранспортною СВС- технологією. Отримано порівняльні характеристики деталей, зміцнених в ізотермічних умовах і оптимальною технологією в умовах СВС. Розроблені склади порошкових СВС- сумішей і технологічний режим СВС-процесу формування покриттів пройшли випробування в промислових умовах.

Наукова новизна. Основним зміцнювальним елементом був бор, з невеликою добавкою кремнію. За досліджувальні матеріали було обрано такі сталі: Ст40, Х12Ф1, Х12М, У8А, У10, У10А. Для складання СВС- сумішей використовувалися суміші дисперсністю 250–400 мкм таких матеріалів: Si, B, Ti, Al, Cr₂O₃, Al₂O₃, Ni, Hf, Ta₂O₅, NH₄Cl. Металографічні дослідження поверхні зміцненої деталі дозволили визначити мікротвердість окремих ділянок. Встановлено, що при підвищенні жаростійкості деталі у всьому температурно-часовому інтервалі поверхневий силіційований шар складається з двох фаз: зовнішньої, що являє собою силіцид нікелю Ni₂Si силіцид гафнію HfSi₂, і карбідної фази. В процесі нанесення захисного покриття на високовуглецевий матеріал в останньому частково розчиняється вуглець підкладки, про що свідчить підвищена мікротвердість кулі (H_μ = 35000–40000 МПа) і утворення біля кордонів розподілу з основою карбиду кремнію завтовшки 3–5 мкм. Вміст Si в поверхні кулі становить 13 %. Аналіз результатів порівняльних випробувань показав, що деталі, зміцнені в оптимальному режимі в умовах СВС, мають експлуатаційний термін використання в 2–2,5 рази більший, ніж деталі, зміцнені в умовах звичайної хіміко-термічної обробки.

Практична цінність. Показано промислове використання розроблених порошкових СВС- сумішів і технологічних режимів в умовах виробництва ВАТ «ЗСПЗ». Розглянуто поверхнєве зміцнення спідниці волоочильного барабана, яка пов'язана з підвищенням зношенням робочої частини.

Ключові слова: самопоширюваний високотемпературний синтез, що самопоширюється, дифузія, шар, покриття, теплове самозаймання, конденсована газова фаза, шихта, бор, кремній.

Tkachenko S. Formation of protective diffusion layers and coatings on high-carbon materials of strongly-thermal interaction of chemical reagents in condensed phase

Purpose. Formation of protective layers and coatings on high-carbon materials by self-propagating high-temperature synthesis (SHS).

Methods of research. Metallographic studies of the surface of the hardened part made it possible to determine the microhardness of individual sections.

Results. The conditions for the formation of protective diffusion layers and coatings on high-carbon materials by gas-transported SHS-technology are studied. Comparative characteristics of parts strengthened under isothermal conditions and optimal technology under SHS conditions are obtained. The developed compositions of powder SHS-mixtures and the technological regime of the SHS process of coating formation were tested in industrial conditions.

Scientific novelty. The basic strengthening element was boron, with a small addition of silicon. As materials studied, the following steels were selected: 40, X12Φ1, X12M, V8A, V10, V10A. For the preparation of SHS mixtures, mixtures of 250–400 mm dispersions were used for such materials: Si, B, Ti, Al, Cr_2O_3 , Al_2O_3 , Ni, Hf, Ta_2O_5 , NH_4Cl . Metallographic studies of the surface of the hardened part made it possible to determine the microhardness of individual sections. It has been established that with increasing the heat resistance of a part in the entire temperature-time range, the surface silicate layer consists of two phases: the external phase, which is the nickel silicide Ni_2Si , hafnium silicide $HfSi_2$, and the carbide phase. In the process of depositing a protective coating on the high-carbon material, the carbon partially dissolves in the latter, as evidenced by the increased microhardness of the layer ($H_\mu = 35000\text{--}40000$ MPa) and the formation at the interfaces with a silicon carbide substrate 3–5 mm in thickness. The Si content in the surface of the layer is 13 %. The analysis of the results of comparative tests showed that the parts hardened in optimum conditions under SHS conditions have a service life by 2–2.5 times greater than those hardened in the conditions of conventional chemical-thermal treatment.

Practical value. The industrial use of the developed powdered SHS-mixtures and technological regimes in the production conditions of JSC «ZSPZ» is shown. The surface hardening of the skirt of a drawing drum is considered, which is associated with an increased wear of the working part.

Key words: self-propagating high-temperature synthesis, diffusion, layer, coating, thermal self-ignition, condensed gas phase, batch, boron, silicon.

РАЗРАБОТКА СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО БЕЗРЕНИЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Цель работы. Повысить структурную стабильность жаропрочного никелевого сплава с сохранением уровня его свойств и характеристик при значительном удешевлении стоимости, за счёт разработки оптимального комплекса легирующих элементов без содержания дорогостоящих импортных рения и ниобия.

Методы исследования. Для оценки структурной и фазовой стабильности жаропрочных никелевых сплавов применяли различные расчётные методы.

Методику оценки сбалансированности химического состава сплавов «ДЕ-методом» по величине параметра дисбаланса системы легирования, с учетом параметра склонности сплава к образованию топологически плотно упакованных (ТПУ) фаз. Методы PHACOMP и New PHACOMP, согласно которым по химическому составу у твердых растворов рассчитывается комплекс параметров структурной стабильности сплавов. Разработанную в ЗНТУ комплексную методику, устанавливающую взаимосвязь между различными параметрами структурной стабильности.

Полученные результаты. На основе серийного сплава ЖС32-ВИ расчётно-аналитическими методами разработан состав нового эконмнелегированного жаропрочного никелевого сплава для изготовления литых лопаток методом направленной кристаллизации, который не содержит в своем составе дорогостоящего импортного рения и за счёт этого существенно дешевле своего серийного прототипа.

Научная новизна. Расчётно-аналитическими методами разработан состав жаропрочного никелевого сплава на основе ЖС32-ВИ с повышенной структурной стабильностью, что позволяет обеспечить необходимый для литейных монокристаллических сплавов комплекс эксплуатационных свойств.

Улучшение структурной стабильности разработанного сплава, по сравнению с серийным ЖС32-ВИ, обеспечивается за счёт сбалансированного легирования: содержания в составе на среднем уровне тантала (8,5 %) и вольфрама (8,5 %), при уменьшении содержания углерода, молибдена и кобальта почти в 2 раза, при отсутствии в составе ниобия и наиболее дорогостоящего компонента – рения.

Практическая ценность. Разработанный эконмнелегированный жаропрочный никелевый сплав на основе серийного сплава ЖС32-ВИ, не содержащий в своём составе дорогостоящих рения и ниобия, обеспечивает весь необходимый комплекс эксплуатационных свойств при существенном снижении стоимости и может быть рекомендован для использования при изготовлении монокристаллических литых лопаток газотурбинных установок наземного базирования.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, лопатка, рений, структурная стабильность, расчётно-аналитические методики, сбалансированность химического состава.

Анализ состояния вопроса и постановка задачи исследования

Литые лопатки турбин, преобразующие потенциальную энергию, сгорающего топлива в кинетическую энергию вращающейся турбины, как авиадвигателей, так и наземных установок изготавливаются методом высокоскоростной направленной кристаллизации.

Одной из особенностей эксплуатации наземных установок в отличие от авиационных двигателей является гораздо более низкое качество используемого топ-

лива. В результате используемые горючие материалы содержат гораздо большее количество агрессивных (сернистых и прочих) примесей, что выводит на первое место не прочностные характеристики материала литых изделий горячего тракта, а их способность сопротивляться высокотемпературной коррозии в условиях эксплуатации агрегата.

Широко известен высокожаропрочный никелевый сплав ЖС32-ВИ [1], предназначенный для изготовления литых лопаток с направленной и монокристаллической макроструктурой (табл. 1).

Данный сплав приобретает высокий уровень жаропрочности благодаря наличию в его составе тантала и особенно дорогого и дефицитного ингредиента – рения (4 % по массе), поэтому его использование, в качестве материала рабочих лопаток для наземных газовых турбин, экономически нецелесообразно. При этом сплав ЖС32-ВИ имеет недостаточную структурную стабильность в условиях длительного воздействия высоких температур (до 1000 °С) и напряжений, что негативно влияет на характеристики его жаропрочности и жаростойкости.

Также широко известен литейный промышленный жаропрочный никелевый сплав ЖС26-ВИ (табл. 1) [2].

Сплав ЖС26-ВИ не имеет в составе дорогостоящих рения и тантала, поэтому значительно дешевле. Однако он не обеспечивает необходимого уровня жаропрочности и поэтому не соответствует требованиям к материалу указанных изделий.

Ранее был проведен комплекс исследований [3], в результате разработан состав экономнолегированного жаропрочного никелевого сплава, который превосходит по комплексу характеристик известный сплав ЖС26-ВИ, не уступает по прочностным и пластическим свойствам сплаву ЖС32-ВИ и при этом, в отличие от последнего обеспечивает достаточную для эксплуатации указанных изделий стойкость против высокотемпературной коррозии в агрессивных средах.

Указанный сплав характеризуется пониженным в два раза, по сравнению с ЖС32-ВИ, содержанием одного из самых дорогостоящих в его составе элементов – рения.

Анализ влияния легирующих элементов на свойства жаропрочных никелевых сплавов приводит к логичному выводу о целесообразности полного исключения из их состава, в случае эксплуатации на наземных установках, дорогостоящего рения и замены его повышенным содержанием относительно менее дорогостоящих легирующих элементов, позволяющих одновременно обеспечить достаточно высокие показатели жаропрочности и необходимую стойкость против высокотемпературной коррозии. Такими элементами могут быть вольфрам и тантал.

Таким образом, актуальной является задача улучшения структурной стабильности с сохранением свойств и характеристик сплава при значительном удеш-

евлении его стоимости, благодаря применению оптимального состава легирующих элементов без содержания дорогостоящих рения и ниобия.

Основной материал исследований

Для выполнения указанной задачи предлагается замена (компенсация) рения, как эффективного упрочнителя γ - твердого раствора, в сплаве ЖС32-ВИ дополнительным легированием танталом и вольфрамом. Такое легирования обеспечивает эквивалентную жаропрочность за счет того, что тантал выступает в качестве упрочнителя как γ - твердого раствора, так и основной упрочняющей γ' - фазы и карбидов типа MeC. Тантал вытесняет вольфрам из карбидов и γ' - фазы дополнительно в γ - твердый раствор, при этом образуется так называемый «псевдорениевый эффект», то есть большее количество вольфрама находится в γ - твердом растворе.

Рений усваивается в твердом растворе до 95 %, а вольфрам только до 50 %. Таким образом, компенсация рения оптимальным соотношением тантала к вольфраму позволяет заменить дефицитный и дорогой рений без заметного снижения жаропрочности, что существенно снижает стоимость сплава, по сравнению с известным сплавом ЖС32-ВИ.

Принятые варианты химического состава опытного жаропрочного сплава приведены в таблице 1.

Для оценки структурной и фазовой стабильности жаропрочных никелевых сплавов применяются различные расчётные методы. Одним из них является метод «ФАКОМП» [4], согласно которому по величине $\bar{N}_v$ - фактора определяется среднее количество электронных вакансий в γ - твердом растворе.

Химический состав γ - твердого раствора для каждого опытного сплава рассчитывается по среднему количеству электронных дырок $\bar{N}_v$ путем суммирования по формуле (1):

$$\bar{N}_v = \sum_{i=1}^n m_i \cdot (N_v)_i, \quad (1)$$

где m_i и $(N_v)_i$ – соответственно атомная масса i -го компонента и число электронных дырок каждого конкретного элемента;

Таблица 1 – Номинальный химический состав сплавов

№	Сплав	Содержание элементов %, по массе										
		C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	V	Ta	Re
	Сплав ЖС32-ВИ	0,15	5,0	9,0	6,0	-	1,0	8,3	1,5	-	4,0	4,0
1	Предложенный	0,15	5,0	5,5	5,9	-	0,7	7,5	-	-	7,5	-
2		0,12	5,0	5,5	5,9	-	0,7	8,0	-	-	8,0	-
3		0,09	5,0	5,5	5,9	-	0,7	8,5	-	-	8,5	-
4		0,06	5,0	5,5	5,9	-	0,7	9,0	-	-	9,0	-
5		0,03	5,0	5,5	5,9	-	0,7	9,5	-	-	9,5	-
	Сплав ЖС26-ВИ	0,15	5,0	9,0	5,8	1,0	1,1	11,7	1,6	1,0	-	-

Примечание. Ni – основа.

n – число компонентов в γ - твердом растворе.

Также известна методика оценки сбалансированности химического состава сплавов « ΔE - методом» [5, 6] по величине параметра дисбаланса системы легирования, с учетом параметра склонности сплава к образованию ТПУ фаз $P_{ТПУ} = \frac{Cr}{Cr + Mo + W}$ [7].

Анализ группы известных промышленных сплавов [7] показали, что при малом значении параметра

$$P_{ТПУ} = \frac{Cr}{Cr + Mo + W} < 0,5 \text{ и более низком значении}$$

величины фактора $\bar{N}_v \leq 2,3$ – вероятней образование μ - фазы или двойных карбидов типа Me_6C .

При большем значении параметра

$$P_{ТПУ} = \frac{Cr}{Cr + Mo + W} > 0,7 \text{ и более высоком значении}$$

фактора $\bar{N}_v \geq 2,4$ – вероятней образование σ - фазы.

Расчет параметра дисбаланса системы легирования DE для каждого опытного сплава, в сравнении серийными сплавами ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ, производился по формуле:

$$\Delta E = \sum_{i=1}^n E_i \cdot C_i - \left(0,0036 \cdot \sum_{i=1}^n A_i \cdot C_i - 6,28 \right), \quad (2)$$

где E_i – соответственно количество валентных электронов (sp-электроны алюминия, ds - электроны переходных металлов);

C_i – концентрация i - го компонента;

A_i – атомная масса i - го компонента;

n – число компонентов сплава, включая основу сплава.

Согласно уравнению (2), сплавы считаются сбалансированными по химическому составу при выполнении граничных условий величины параметра дисбаланса системы легирования $\Delta E = \pm 0,04$.

Сплавы, имеющие большее положительное значение параметра, чем величина $\Delta E \geq 0,04$, склонны к образованию избыточных фаз типа Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta неблагоприятной морфологии.

Сплавы, имеющие большее отрицательное значение параметра, чем величина $\Delta E \leq -0,04$, склонны к образованию избыточных топологически плотноупакованных фаз (μ - фазы) или двойных карбидов типа Me_6C [5, 6, 8].

Сплав считается идеально сбалансированным по химическому составу при условии: $\Delta E = 0$.

Сравнительный анализ результатов, полученных с помощью расчетного « ΔE - метода» для известных промышленных никелевых жаропрочных сплавов, предназначенных для направленной (моно) кристаллизации показывает, что сбалансированность химического состава большинства из них низка или практически отсутствует [5, 6, 8].

Согласно методам PHACOMP [4, 9] и NewPHACOMP [10] по химическому составу γ - твердых растворов рассчитываются параметры структурной стабильности: суммарное количество электронных вакансий в γ - твердом растворе $\bar{N}_{v\gamma}$ и суммарное количество валентных электронов в γ - твердом растворе $\bar{M}_{d\gamma}$. Также используются параметры суммарного энергетического уровня d - орбиталей элементов в составе сплава $\bar{M}_{dc}$ и величины дисбаланса системы легирования сплава ΔE [11].

Согласно разработанной в ЗНТУ комплексной методике [11], исходя из параметра склонности сплава к образованию ТПУ фаз $P_{ТПУ} = \frac{Cr}{Cr + Mo + W}$, параметры структурной стабильности $\bar{N}_{v\gamma}$ и $\bar{M}_{d\gamma}$ могут быть определены как:

$$\bar{N}_{v\gamma} = 1,7346 \cdot (P_{ТПУ}) + 0,7593 \quad R^2 = 0,9112, \quad (3)$$

$$\bar{M}_{d\gamma} = 0,0975 \cdot (N_{v\gamma}) + 0,6941 \quad R^2 = 0,9813. \quad (4)$$

Условиями стабильности являются: $\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,4$;

$\bar{M}_{d\gamma} \leq 0,93$.

После обработки данных по параметру дисбаланса системы легирования исследованных литейных жаропрочных никелевых сплавов известным ΔE - методом [12, 13], была получена регрессионная модель для расчета параметра структурной стабильности $\bar{M}_{dc}$ по величине параметра ΔE – сбалансированности системы легирования [11].

$$\bar{M}_{dc} = 0,1879 \cdot (\Delta E) + 0,9803 \quad R^2 = 0,9886. \quad (5)$$

Условие стабильности: $\bar{M}_{dc} = 0,980 \pm 0,008$.

Для каждого опытного состава предложенного сплава, химический состав которых приведен в таблице 1, были выполнены прогнозирующие расчеты параметров структурной стабильности в регрессионной модели комплексной расчетно-аналитической методики [14], в сравнении с аналогичными показателями для сплава ЖС32-ВИ [1] и сплава ЖС26-ВИ [2] (табл. 2).

По результатам анализа полученных расчётных показателей структурной стабильности (табл. 2) состав 3 соответствует оптимальному (среднему) содержанию легирующих компонентов. Состав 2 – соответствует минимальному, а состав 4 – максимальному уровню легирования. Составы 1 и 5 – соответственно ниже минимального и выше максимального количественного уровня содержания легирующих компонентов в предложенном литейном жаропрочном никелевом сплаве.

Предложенному сплаву на основе серийного ЖС32-ВИ, не содержащему в своем составе дорогостоящего импортного рения (рабочая марка ЖС32Б-ВИ), присвоено марку ЗМИ-М5.

Таблица 2 – Расчетные параметры структурной стабильности сплавов

Сплав		Расчетные параметры структурной стабильности				
		$P_{ТПУ}$	$\bar{N} v_\gamma$	$\bar{M} d_\gamma$	ΔE	$\bar{M} d_C$
ЖС32-ВІ		0,3497	1,8587	0,8753	-0,1238	0,9570
Предложенный	1	0,3788	1,9156	0,8809	+0,0512	0,9899
	2	0,3650	1,8942	0,8788	+0,0174	0,9836
	3	0,3521	1,8735	0,8768	-0,0171	0,9771
	4	0,3401	1,8537	0,8748	-0,0522	0,9705
	5	0,3289	1,8345	0,8730	-0,0877	0,9638
ЖС26-ВІ		0,2810	1,7332	0,8631	-0,0477	0,9713
Граничные условия		-	$\leq 2,4$	$\leq 0,93$	$\pm 0,04$	$0,980 \pm 0,008$

Таким образом, по результатам проведенных расчетов предлагается литейный жаропрочный никелевый безренийевый сплав ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВІ) для изготовления лопаток методом направленной кристаллизации [15], содержащий легирующие компоненты, в следующем соотношении, % по массе: С – 0,06...0,12; Cr – 4,5...5,5; Со – 5,0...6,0; W – 8,0...9,0; Мо – 0,4...1,0; Al – 5,7...6,3; Та – 8,0...9,0; В – 0,005...0,015; Се – 0,005...0,015; Y – 0,005...0,015; Ni – основа.

Совокупность этих компонентов и их соотношение обеспечивают получение лучших показателей структурной стабильности с эквивалентным уровнем механических свойств, по сравнению с известным серийным сплавом ЖС32-ВІ, при значительно меньшей стоимости благодаря отсутствию рения в составе разработанного сплава.

Выводы

Расчетно-аналитическими методами разработан состав жаропрочного никелевого сплава на основе ЖС32-ВІ, не содержащего в своем составе дорогостоящего импортного рения, для изготовления литых лопаток методом направленной кристаллизации.

Улучшение структурной стабильности разработанного сплава, по сравнению с серийным ЖС32-ВІ, обеспечивается за счет сбалансированного легирования: содержания в составе на среднем уровне тантала (8,5 %) и вольфрама (8,5 %), при уменьшении содержания углерода, молибдена и кобальта, почти в 2 раза, при отсутствии в составе ниобия и наиболее дорогостоящего компонента рения.

Список литературы

1. Шалин Р. Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов [и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. – 336 с.
2. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
3. Гнатенко О. В. Разработка экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок / О. В. Гнатенко, С. В. Гайдук, В. В. Наумик // Вісник двигунобудування. – 2012. – № 1. – С. 206–210.
4. Симс Ч. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Симс Ч. Т., Сто-

лофф Н. С., Хагель У. К. ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1995. – Кн. 1. – 384 с.

5. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932 – 2007. Юбилейный научно-технический сборник ; под общ. ред. акад. РАН Е. Н. Каблова. – М. : ВИАМ, 2007. – 438 с.
6. Морозова Г. И. Особенности структуры и фазового состава высокоренийевого никелевого жаропрочного сплава / Г. И. Морозова, О. Б. Тимофеева, Н. В. Петрушин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 2. – С. 10–16.
7. Пигрова Г. Д. Условия образования σ - и μ - фаз в жаропрочных сплавах на никелевой основе / Г. Д. Пигрова, Е. Е. Левин // Физика металлов и металловедение. – 1969. – Т. 28. – Вып. 5. – С. 858–861.
8. Каблов Е. Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений / Е. Н. Каблов // Вестн. Моск. ун-та. – Сер. 2. Химия, 2005. – Т. 46. – № 3. – С. 155–167.
9. Котсорадис Д. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / Д. Котсорадис, П. Феликс, Х. Фишмайстер и др. ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – 480 с.
10. Morinaga, M. New PHACOMP and its application to alloy design / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.), AIME, 1984. – P. 523–532.
11. Гайдук С. В. Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С. В. Гайдук, Т. В. Тихомирова / Авиационно-космическая техника и технология. – Харьков : ХАИ. – 2015. – № 9 (126). – С. 33–37.
12. Морозова Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. – № 12. – С. 52–56.
13. Морозова Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы. – 1993. – № 1. – С. 38–41.
14. Гайдук С. В. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей [Текст] / С. В. Гайдук, С. Б. Беліков. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – 80 с.
15. Заявка u2018 02749 Україна МПК (2006) C22C 19/00 Ливарний жароміцний нікелевий сплав / Є. В. Мілонін, П. Д. Жеманюк, С. В. Гайдук та ін. ; заявник та патентовласник ПАТ «Мотор Січ» ; заявлено 19.03.2018.

Одержано 03.09.2018

Милонін Є.В., Малиновський П.Є., Наумик В.В., Гайдук С.В., Кондрашова С.Г. Розробка складу ливарного безренієвого жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації

Мета роботи. Підвищити структурну стабільність жароміцного нікелевого сплаву зі збереженням рівня його властивостей і характеристик при значному здешевленні вартості за рахунок розробки оптимального комплексу легувальних елементів без вмісту дорогих імпортованих ренію і ніобію.

Методи дослідження. Для оцінки структурної та фазової стабільності жароміцних нікелевих сплавів застосовували різні розрахункові методи. Методику оцінки збалансованості хімічного складу сплавів « ΔE -методом» за величиною параметра дисбалансу системи легування, з урахуванням параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільно пакованих (ТЩП) фаз. Методи PHACOMP та New PHACOMP, згідно з якими за хімічним складом γ -твердих розчинів розраховується комплекс параметрів структурної стабільності сплавів.

Розроблено в ЗНТУ комплексну методику, яка встановлює взаємозв'язок між різними параметрами структурної стабільності.

Отримані результати. На основі серійного сплаву ЖС32-ВІ розрахунково-аналітичними методами розроблений склад нового економнолегованого жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення литих лопаток методом спрямованої кристалізації, який не містить в своєму складі дорогого імпортованого ренію і за рахунок цього є істотно дешевшим за свій серійний прототип.

Наукова новизна. Розрахунково-аналітичними методами розроблений склад жароміцного нікелевого сплаву на основі ЖС32-ВІ з підвищеною структурною стабільністю, що дозволяє забезпечити необхідний для ливарних монокристалічних сплавів комплекс експлуатаційних властивостей.

Поліпшення структурної стабільності розробленого сплаву, порівняно з серійним ЖС32-ВІ, забезпечується за рахунок збалансованого легування: утримання в складі на середньому рівні танталу (8,5 %) і вольфраму (8,5 %) при зменшенні вмісту вуглецю, молібдену і кобальту майже в 2 рази, при відсутності в складі ніобію і найбільш дорогого компонента – ренію.

Практична цінність. Розроблений економнолегований жароміцний нікелевий сплав на основі серійного сплаву ЖС32-ВІ, який не містить у своєму складі дорогих ренію і ніобію, забезпечує весь необхідний комплекс експлуатаційних властивостей, при істотному зниженні вартості, і може бути рекомендований для використання при виготовленні монокристалічних литих лопаток газотурбінних установок наземного базування.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, лопатка, реній, структурна стабільність, розрахунково-аналітичні методики, збалансованість хімічного складу.

Milonin Ye., Malinovskii P., Naumik V., Gaiduk S., Kondrashova S. Development of casting Re-free nickel-base superalloy for blade manufacturing using directional crystallization method

Purpose. To increase the structural stability of the heat-resistant nickel alloy while maintaining its level of properties and characteristics at a significant cost reduction, by developing an optimal complex of alloying elements without the content of expensive imported rhenium and niobium.

Methods of research. To assess the structural and phase stability of heat-resistant nickel alloys, various calculation methods were used.

A method for estimating the balance of the chemical composition of alloys by the « ΔE -method» from the unbalance parameter of the alloying system, taking into account the alloy's propensity to form topologically close packed (TCP) phases.

PHACOMP and New PHACOMP methods according to which the complex of structural stability parameters of alloys is calculated from the chemical composition of γ -solid solutions.

Complex methodology, developed in ZNTU, which establishes the relationship between various parameters of structural stability, was used.

Results. Based on the serial alloy ЖС32-ВІ, using calculation and analytical methods, the composition of a new economically alloyed nickel-based superalloy for the production of cast blades by the method of directional crystallization, which does not contain expensive imported rhenium in its composition, and due to this it is substantially cheaper than its serial prototype, is developed.

Scientific novelty. The composition of nickel-base superalloy based on ЖС32-ВІ with increased structural stability has been calculated by analytical methods, which makes it possible to provide a set of operational properties necessary for casting single-crystal alloys.

Improvement of the developed alloy structural stability, as compared to the serial ЖС32-ВІ, is ensured by balanced alloying: the content of tantalum (8.5 %) and tungsten (8.5 %) at the middle level, while reducing the content of carbon, molybdenum and cobalt almost by 2 times, in the absence of niobium and of the most expensive component – rhenium.

Practical value. The developed nickel-base superalloy based on the ЖС32-ВІ series alloy, which does not contain expensive rhenium and niobium in its composition, provides the entire required set of performance properties, at a significant cost reduction, and can be recommended for use in manufacturing single-crystal cast blades of gas-turbine ground-based installations.

Key words: nickel-base superalloy, blade, rhenium, structural stability, calculation and analytical techniques, balance of chemical composition.

УДК 669.715

Д-р техн. наук Калинина Н. Е.¹, Давидюк А. В.¹, д-р техн. наук Калинин В. Т.²,
канд. техн. наук Носова Т. В.¹, д-р техн. наук Носенко О. П.³, Савченко И. С.¹

¹ Днепропетровский национальный университет им. О. Гончара,

² Национальная металлургическая академия Украины,

³ Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры; г. Днепр

ПОВЫШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРИВАЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МОДИФИЦИРОВАНИЕМ ДИСПЕРСНЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ

Цель работы. Повышение комплекса технологических свойств свариваемых конструкционных алюминиевых сплавов за счёт металлургических методов – обработки расплавов дисперсными модификаторами.

Методы исследования. Деформируемые алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mn выплавляли в промышленной индукционной печи емкостью 50 кг. Модификатор – порошковый карбид кремния в таблетированном виде вводили после расплавления шихты при механическом перемешивании.

Полученные результаты. Разработана методика приготовления порошкового модификатора на основе карбида кремния в таблетированном виде. Проведен ряд опытных плавов сплавов 1201 и 2219. Проведен анализ технологических свойств алюминиевых сплавов до и после модифицирования: жидкотекучести, склонности к образованию горячих трещин, герметичности.

Модифицированные сплавы показали высокую стойкость к образованию горячих трещин. Проведен анализ состояния проблемы образования кристаллизационных трещин при сварке алюминиевых сплавов. Достигнуто повышение механических свойств модифицированных алюминиевых сплавов в металле шва.

Достигнуто повышение жидкотекучести модифицированных сплавов на 6 %. Получена однородная дисперсная структура переходной зоны сварных соединений, что подтверждает эффект модифицирования.

Научная новизна. Установлен механизм действия дисперсного модификатора на алюминиевый расплав. Разработана методика изготовления дисперсного модификатора карбида кремния фракцией расплавы до 2 мкм в таблетированном виде. Этим способом возможно изготовление таблеток с широкими интервалами размеров, что обеспечивается сменной матрицей и пуансоном пресс-автомата.

Практическая ценность. Отработана технология ввода дисперсного модификатора в алюминиевые расплавы.

В результате модифицирования достигнуто повышение жидкотекучести, герметичности механических свойств свариваемых алюминиевых сплавов.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, модификатор, дисперсная композиция, технологические свойства, жидкотекучесть, трещиностойкость, свариваемость.

Введение

Деформируемые алюминиевые сплавы являются основным конструкционным материалом изделий машиностроения, авиационной и космической техники, благодаря удачному сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости, широкому диапазону прочности и пластичности, а также технологических свойств [1], [2]. Высокопрочные и технологичные алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mn применяют для изготовления баков жидкого топлива, трубопроводов и силовых элементов космических аппаратов. Одним из основных технологических свойств при разработке ответственных конструкций является свариваемость. Деформируемые алюминиевые сплавы различных систем легирования свариваются сваркой плавлением и сваркой в твёрдой фазе (давлением). Наиболее распространена дуговая сварка вольфрамо-

вым электродом. Перспективным направлением является аргонодуговая сварка плавящимся и неплавящимся электродом, а также плазменодуговая и лазерная технология сварки. Выбор способа сварки зависит от свойства сплавов, системы легирования, комплекса механических и технологических свойств [3–5].

Постановка задачи

Целью данной работы является повышение комплекса технологических свойств свариваемых конструкционных алюминиевых сплавов за счёт металлургических методов – обработки расплавов дисперсными модификаторами.

Материалы и методика исследования

Материалом исследования служили деформируемые алюминиевые сплавы системы легирования: Al-Cu-Mn. Химический состав исследуемых сплавов приведен в табл.1

Таблица 1 – Химический состав исследуемых алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn

Сплав	Содержание элементов, % масс.						
	Cu	Mn	Fe	Si	Zn	Mg	Al
1201	6,8	0,4	0,3	0,2	0,1	0,1	основа
2219	6,8	0,4	0,3	0,2	0,1	0,02	основа

Выплавку алюминиевых сплавов проводили в индукционной плавильной печи САН емкостью 50 кг. Модификатор в таблетированном виде вводили в конце расплавления шихты при механическом перемешивании. Температура расплава составляла 760 °С. время действия модификатора 10 мин. Разливку металла производили в металлические формы для изготовления образцов на механические испытания. Проводили испытания технологических, механических свойств и металлографический анализ.

Анализ полученных результатов

В работе определяли следующие технологические свойства алюминиевых сплавов: жидкотекучесть, склонность к образованию горячих трещин при сварке, газосодержание и герметичность. Жидкотекучесть характеризует степень подвижности расплава в процессе заполнения формы. Чем выше жидкотекучесть, тем легче получить сложную фасонную отливку с тонким сечением [4]. Жидкотекучесть алюминиевых сплавов 1201 и 2219 до и после модифицирования определяли методом прутковой пробы.

Температура заливки алюминиевых сплавов превышала температуру плавления исследуемых сплавов на 100 °С и составила ~ 840 °С. Значения жидкотекучести сплавов 1201 и 2219 до и после модифицирования приведены в (таблице 2).

Таблица 2 – Результаты определения жидкотекучести алюминиевых сплавов

Состояние сплава	Жидкотекучесть, мм
1201, исходный	280
1201 Модифицированный SiC	290
2219, исходный	360
2219 модифицированный SiC	382

Из таблицы следует, что модифицирование повышает жидкотекучесть исследуемых сплавов 1201 и 2219 на 3 и 6 % соответственно.

С целью улучшения технологических свойств сплавов проведено модифицирование расплавов дисперсными позициями на основе карбида кремния SiC. Как показано в работах [2, 6, 7], этот модификатор является наиболее эффективным для сплавов на основе алюми-

ния по схожести кристаллического строения и атомных радиусов.

Разработана методика изготовления порошкового модификатора. На пресс-автомате ударного действия изготовили прессованные таблетки из смеси порошков SiC фракцией 1...5 мкм и порошков алюминия фракцией 20 мкм в соотношении 1:3 (масс.). Таблетки диаметром 10 мм толщиной 4 мм имели предел прочности на сжатие 8 МПа. Этим способом возможно изготовление таблеток с широкими интервалами размеров, что обеспечивается сменными матрицей и пуансоном пресс-автомата. В промышленных условиях проведен ряд опытных плавов сплавов 1201 и 2219 в исходном состоянии и модифицированием таблетированным модификатором.

Определение склонности к образованию горячих трещин сплавов 1201 и 2219 до и после модифицирования проводили по следующей методике. В форму из песчано-глинистой смеси формовали две пробы в виде колец наружным диаметром 100 мм. Внутренний диаметр колец выполняли за счет простановки стержней из стали 12Х18Н10Т, предварительно окрашенных литейной краской для исключения насыщения алюминиевых сплавов железом, хромом и никелем. Одновременно в форму устанавливали холодильники. Толщину кольца изменяли путем установки в форму стальных стержней различных диаметров. Чем больше диаметр стержня и чем меньше толщина кольца, тем больше усадочные напряжения, возникающие в кольце при остывании. Толщину кольца изменяли с интервалом 2,5 мм. Такая методика позволяет отводить трещины в дальнюю часть отливки, где сплав кристаллизуется в последнюю очередь.

Результаты проведенных экспериментов показали, что сплавы, модифицированные дисперсными частицами карбида кремния, имеют высокую стойкость к образованию горячих трещин. При толщине кольца 10 мм в исходных сплавах отмечены трещины в дальней части от питателя; в модифицированных сплавах таких трещин не наблюдали.

Свариваемость многокомпонентных алюминиевых сплавов зависит от особенностей протекания первичной кристаллизации металла шва и формирования химической и структурной неоднородности. Именно неоднородность определяет условия образования горячих

(кристаллизационных) трещин и физико-механические свойства сварных соединений.

Существует два подхода к решению проблемы горячих трещин в алюминиевых сплавах. Первый подход – термомеханический, основан на прогнозировании уровня напряжений в переходной зоне в процессе кристаллизации [4, 8]. Недостатком метода является большое количество различных параметров, оказывающих влияние на результаты прогноза, которые часто приводят к прямо противоположным выводам. Второй подход базируется на теории кристаллизации алюминиевых сплавов [9]. Используются пробы различных систем легирования на склонность к образованию кристаллизационных трещин в сплавах. В результате можно управлять данным процессом путем изменения химического состава сплава. Однако с развитием номенклатуры алюминиевых сплавов и ужесточением требований по химическому составу, особенно для изделий аэрокосмической техники, возможности управления горячеломкостью легированием сузились. В настоящее время получены данные только для бинарных алюминиевых сплавов и низколегированных сплавов систем Al-Mg, Al-Si [10].

В связи с периодичностью кристаллизации шва горячие трещины могут возникать и исчезать в пределах одного или нескольких слоев кристаллизации. В некоторых случаях, связанных с неблагоприятным выбором присадочного материала, горячие трещины образуются в околосшовной зоне, так как именно здесь оказывается зона слабости из-за скопления легкоплавких фаз из основного металла. При образовании крупной магистральной трещины она может распространиться и в зону затвердевшего металла.

Существуют три фактора, которые могут существенно влиять на вероятность образования горячих трещин алюминиевых сплавов в сварных конструкциях: химический состав основного материала, выбор присадочного материала, выбор оптимальной геометрии сварного соединения. Известна зависимость склонности к образованию трещин и от условий сварки [11–13].

При сварке с высоким эффектом тепловложения возможен эффект ликвационного растрескивания как вдоль границы зерна, так и внутри зерен. Зернограничная ликвация способствует наличию оплавленных зерен основного металла в зоне сплавления, что делает ее чувствительной к ликвационному растрескиванию. Образование горячих трещин относится к механизму высокотемпературного растрескивания, который зависит от условий затвердевания алюминиевых сплавов.

На ликвационное растрескивание влияет содержание легирующих элементов и примесей [10]. Во многих свариваемых алюминиевых сплавах обнаруживается неравномерность распределения вредных примесей кремния и железа среди структурных составляющих

шва и зоны сплавления. При этом образуются эвтектики сложного состава, более легкоплавкие, чем в сплавах высокой чистоты. Это приводит к расширению температурного интервала кристаллизации и, как следствие, к повышению склонности металла шва к образованию горячих трещин. При модифицировании расплавов дисперсные частицы SiC служат центрами кристаллизации, что способствует получению мелкозернистой структуры и уменьшению ликвации. Так, в сплаве 1201 (Al–6% Cu) показатель горячеломкости по результатам испытания образцов Хоулдрокфта снизился от 38 до 19 % по сравнению с исходным состоянием. Склонность к трещинообразованию в швах при сварке плавлением высокопрочных алюминиевых сплавов может быть снижена также за счет применения присадочных проволок с высоким содержанием основных легирующих компонентов (магний, медь, кремний) или дисперсных тугоплавких соединений, в частности карбида кремния.

Изучение механических свойств исследуемых сплавов (табл. 3) показало значительный прирост прочностных параметров модифицированных образцов по сравнению с исходными.

Таблица 3 – Механические свойства исследуемых сплавов в исходном состоянии и после модифицирования

Сплав	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ_5 , %
1201, исходный	440	350	8,0
1201, модифициров.	458	360	7,8
2219, исходный	450	315	9,0
2219, модифициров.	470	328	8,6

Выводы

Проведен анализ технологических свойств конструкционных алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn в зависимости от модифицирования. В качестве эффективного модификатора предложен дисперсный карбид кремния SiC фракции до 2 мкм. Предложена технология модифицирования расплавов.

В результате модифицирование сплавов 1201 и 2219 кристаллизационных трещин не обнаружено; достигнуто также увеличение жидкотекучести (до 6 %) и повышение прочностных свойств металла шва. В модифицированных сплавах получена однородная, мелкодисперсная структура переходной зоны сварных соединений, что подтверждает эффективность дисперсного модифицирования.

Список литературы

1. Каблов Е. Н. Основные направления развития материалов для авиационной техники XXI века / Каблов Е. Н. //

- перспективные материалы. – 2000. – №3. – С. 27–36.
2. Авіаційно-космічні матеріали і технології / Богуслаєв В. О., Качан О. Я., Калинина Н. Е. и др. – Запоріжжя : Мотор Сич, 2009. – 385 с.
 3. Белецкий В. М. Алюминиевые сплавы: Справочник / Белецкий В. М., Кривов Г. А.; под ред. И. Н. Фридляндера. – К. : Коминтех, 2005. – 365 с.
 4. Ищенко А. Я. Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций // Прогресивні матеріали та технології / Ищенко А. Я. – К. : Академперіодика, 2003. – Т. 1. – С. 50–82.
 5. Мильман Ю. В. Алюминий и его сплавы / Мильман Ю. В., Коржова Н. П., Сирко А. Ч. // Неорганическое материаловедение. – К. : Наук. Думка, 2008. – Т. 2. – С. 52–68.
 6. Калинина Н. Е. Влияние модифицирования на фазовый состав высокопрочных алюминиевых сплавов / Калинина Н. Е., Вилищук З. В. // Строительство, материаловедение, машиностроение. – Дн-ск : ПСАСА. – 2010. – Вып. 55. – С. 40–44.
 7. Структура, властивості та використання конструкційних наноматеріалів : монографія / Калініна Н. Є., Никифорчин Г. М., Калінін О. В. та ін. – Львів : Простір-М. – 2017. – 300 с.
 8. Ищенко А. Я. Кинетика превращений при сварке термически упрочненного алюминиевого сплава 1201 / Ищенко А. Я. // Автоматическая сварка. – 1980. – №1. – С. 29–31.
 9. Рабкин Д. М. Материаловедение сварки алюминия и его сплавов / Рабкин Д. М., Лозовская А. В., Склабинская И. Е. – К. : Наук. думка, 2008. – 158 с.
 10. Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминиево – литиевых сплавов 1420 и 1460 / Лабура Т. М., Бондарев А. А., Лозовская А. В. и др. // Автоматическая сварка. – 2001. – № 7. – С. 12–16.
 11. Кононенко В. Я. Сварка алюминиевых сплавов : справочник / Кононенко В. Я. – К. : Экотехнология. – 2010. – 215 с.
 12. Давыдов В. Г. Исследования ВИЛС в области повышения свойств, качества и технологичности полуфабрикатов из алюминиевых сплавов / Давыдов В. Г., Елагин В. И., Захаров В. В. // Технология легких сплавов. – 2001. – № 516. – С. 6–16.
 13. Diltthey U/ Behr W/ Elektronen – strahlschweißen im Atmosphäre // Schweißen und Schneiden. – 2000. – № 8. – P. 461–465.

Одержано 05.06.2018

Калініна Н.Є., Давидюк А.В., Калінін В.Т., Носова Т.В., Носенко О.П., Савченко І.С. Підвищення технологічних властивостей зварювальних алюмінієвих сплавів модифікуванням дисперсними композиціями

Мета роботи. Підвищення комплексу технологічних властивостей зварювальних конструкційних алюмінієвих сплавів за рахунок металургічних методів – обробки розплавів дисперсними модифікаторами.

Методи дослідження. Деформовані алюмінієві сплави системи Al-Cu-Mn виплавляли в промисловій індукційній печі ємністю 50 кг. Модифікатор – порошковий карбід кремнію в таблетованій вигляді вводили після розплавлення шихти при механічному перемішуванні.

Отримані результати. Розроблено методику приготування порошкового модифікатора на основі карбиду кремнію в таблетованому вигляді. Проведено низку дослідних плавок сплавів 1201 і 2219. Проведено аналіз технологічних властивостей алюмінієвих сплавів до і після модифікування: рідкотекучості, схильності до утворення гарячих тріщин, герметичності.

Модифіковані сплави показали високу стійкість до утворення гарячих тріщин. Проведено аналіз стану проблеми утворення кристалізаційних тріщин при зварюванні алюмінієвих сплавів. Досягнуто підвищення механічних властивостей модифікованих алюмінієвих сплавів у металі шва.

Досягнуто підвищення рідкотекучості модифікованих сплавів на 6 %. Отримано однорідну дисперсну структуру перехідної зони зварних з'єднань, що підтверджує ефект модифікування.

Наукова новизна. Встановлено механізм дії дисперсного модифікатора на алюмінієвий розплав. Розроблено методику виготовлення дисперсного модифікатора карбиду кремнію фракцією розплави до 2 мкм в таблетованій формі. Цим способом можливо виготовлення таблеток з широкими інтервалами розмірів, що забезпечується змінними матрицею і пуансоном прес-автомата.

Практична цінність. Відпрацьовано технологію введення дисперсного модифікатора в алюмінієві розплави.

Внаслідок модифікування досягнуто підвищення жидкотекучості, герметичності механічних властивостей зварюваних алюмінієвих сплавів.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, модифікатор, дисперсна композиція, технологічні властивості, вологотекучість, тріщиностійкість, зварюваність.

Kalinina N., Davyduc A., Kalinin V., Nosova T., Nosenko O., Savchenko I. Increase of technological properties of welded aluminium alloys by nanodispersie compositions modifying

Purpose. Increase the complex technological properties of welded structural aluminum alloys due to metallurgical methods - processing of melts with dispersed modifiers.

Methods of research. Wrought aluminum alloys of the Al-Cu-Mn system were melted in an industrial induction furnace with a capacity of 50 kg. The modifier – powdered silicon carbide in tablet form was introduced after melting the mixture using mechanical stirring.

Results. The method of preparation of the powder modifier based on silicon carbide in tablet form has been developed. A number of experimental melts of alloys 1201 and 2219 were carried out. The technological properties of aluminum alloys were analyzed before and after modifying: fluidity, tendency to hot cracking, tightness.

Modified alloys showed high resistance to hot cracking. The analysis of the state of the problem of the formation of crystallization cracks during welding of aluminum alloys has been carried out. An increase in the mechanical properties of modified aluminum alloys in the weld metal has been achieved.

Modified alloys fluidity increase by 6 % was achieved. A homogeneous dispersed structure of the transition zone of welded joints was obtained, which confirms the effect of modification.

Scientific novelty. The mechanism of the action of the dispersed modifier on the aluminum melt is established. A method has been developed for manufacturing a dispersed modifier of silicon carbide with a fraction of melts up to 2 mm in tablet form. This method makes it possible to manufacture tablets with wide intervals of sizes, which is ensured by a replaceable die and punch of the press machine.

Practical value. A technology has been developed to introduce a dispersion modifier into aluminum melts.

As a result of the modification, an increase in the fluidity and tightness of the mechanical properties of the welded aluminum alloys was achieved.

Key words: aluminium alloy, modifier, dispersive compositions, technological properties, cracks.

Канд. техн. наук Савонов Ю. М., канд. техн. наук Александров О. Г.,
канд. техн. наук Осипов М. Ю., канд. техн. наук Андрущенко М. І.

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ І ТЕРМІН СЛУЖБИ УСТАТКУВАННЯ, ЩО ЕКСПЛУАТУЄТЬСЯ В ЛУЖНИХ РОЗЧИНАХ (ОГЛЯД)

Мета роботи. Розробка технологічного процесу зварювання і контролю якості трубопроводів для підвищення надійності роботи і терміну їх служби в агресивних середовищах.

Методи дослідження. Результати отримані із застосуванням електрохімічних досліджень наплавленого металу і зварних швів нержавіючих сталей, металографічного аналізу мікроструктур зруйнованих ділянок реальних трубопроводів.

Отримані результати. Висвітлено питання корозійної поведінки зварних швів обладнання з нержавіючої сталі 12X18H10T в лужних розчинах. Розглянуто основні види корозійного пошкодження зварного обладнання в агресивних середовищах. Наведено зварювальні матеріали, що забезпечують високу корозійну стійкість наплавленого металу зварних швів.

Наукова новизна. Устаткування зі сталі 12X18H10T, яке експлуатується в лужних середовищах може піддаватися корозійному руйнуванню по зварним з'єднанням: виборчій корозії металу шва і корозійному розтріскуванню. Електрохімічні дослідження показали, що корозія зварних з'єднань сталі 12X18H10T в лужних розчинах проходить в пасивній ділянці, тому основним видом руйнувань є корозійне розтріскування, обумовлене наявністю залишкових напружень.

Практична цінність. На основі проведеного аналізу характеру руйнувань обрані зварювальні матеріали, рекомендовані режими виконання зварних з'єднань, а також методика подальшої термічної обробки зварних швів з метою зняття залишкових напруг і збільшення терміну служби технологічного обладнання.

Ключові слова: зварне з'єднання, сталь 12X18H10T, корозійне розтріскування, термічна обробка, наплавлений метал.

1 Загальні положення

В целюлозно – паперовій промисловості найбільш широко використовується сульфатний спосіб отримання целюлози. В основі сульфатного методу лежить застосування лужних розчинів для виділення целюлози з деревини або іншої рослинної сировини. Так, початковий технологічний розчин «білий луг» містить близько 40–75 г/л NaOH, 25 г/л N_2S , 10 г/л Na_2CO_3 , 2–4 г/л Na_2SO_4 . У процесі варіння розчин насичується продуктами переробки деревини, перетворюючись у, так званий, «чорний луг», значно меншої агресивності. Температура у варильному котлі змінюється від 70 °C до 170 °C, тиск підтримується 1,0–1,2 МПа, щоб уникнути закипання розчину.

Для виробництва сульфатної целюлози застосовують установки безперервної дії з добовою продуктивністю 400–500 т і 800–900 т, які виготовлені зі сталі 12X18H10T або двошарової сталі з неіржавним плакувальним шаром. Варильні котли, трубопроводи піддаються періодичній промивці соляною кислотою для видалення накипу. Загальний час промивки досягає 50–60 годин на рік. Експлуатація котлів показала, що лужне середовище і соляна кислота можуть викликати сильні пошкодження стінок і зварних з'єднань устаткування.

Руйнування котлів, що мали місце, трубопроводів, пропарювальних камер тощо поставили завдання розробки корозійностійких матеріалів і технології зварювання сталі 12X18H10T стосовно виготовлення і ремонту устаткування для виробництва сульфатної целюлози.

Проблема корозії металів в лугах відома з часів винаходу паровозів. Тоді спроби інтенсифікувати роботу котлів привели до «лужної крихкості» - різновиду корозійного розтріскування сталі. Найбільше корозійне розтріскування виявилось в содовій і глиноземній промисловості. На початку 60-х років мали місце аварійні руйнування на Каменськ-Уральському і Богословському алюмінієвих комбінатах.

У період 70–80-х років зусиллями зарубіжних, в основному японських і вітчизняних дослідників [1–5], були встановлені основні закономірності корозійної і електрохімічної поведінки металів, сплавів і сталей в лужних розчинах при високих температурах і концентраціях ((30–75) % NaOH, $t = 130–140$ °C). Було показано, що характер корозійних процесів великою мірою залежить від корозійного потенціалу середовища. В концентрованих розчинах NaOH при температурі кипіння практично всі метали і сплави, за винятком високохромистих (більше 30 % хрому), піддаються активному

розчиненню. В цих умовах тільки нікель завдяки термодинамічній стійкості має високу корозійну стійкість [2, 5].

Також було виявлено, що навіть при інтенсивній теплопередачі від стінки котла до розчину при нагріві сталі потенціал корозії зміщується в пасивну область [4] з утворенням на поверхні металу захисної оксидної плівки. Швидкість встановлення пасивного стану в сильному ступені залежить від хімічного складу сталі.

Корозія металів в лужних середовищах підпорядковується тим же закономірностям, що і в кислих [3–5]. При прогнозуванні корозійної поведінки основного металу 12Х18Н10Т і зварних з'єднань в лужних розчинах важливе значення має сталі потенціал корозії. Характер можливих корозійних руйнувань залежить, насамперед, від величини і характеру зміни в часі потенціалу корозії (рис. 1).

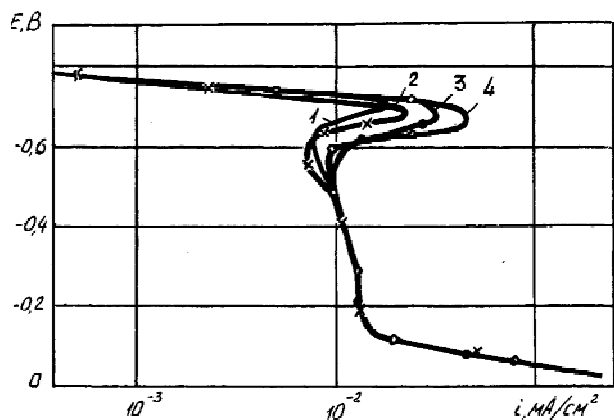


Рис. 1. Анодні потенціодинамічні криві зварних з'єднань сталі 08Х18Н10Т в 3 % NaOH при 9 °С:

1 – основний метал; 2 – зварні з'єднання, електрод ЦЛ-4; 3 – зварні з'єднання, електрод ОЗЛ-8; 4 – зварні з'єднання, електрод ЦЛ-4

Величина потенціалу корозії залежить, насамперед, від концентрації і температури лужного розчину (рис. 2).

Потенціал корозії розчинів їдкого натру з концентрацією менше 30 % при будь-яких температурах розташовується в інтервалі (-0,2, -0,4) В, який знаходиться в пасивній області на анодній поляризаційній кривій сталі 12Х18Н10Т, що знято в розчині, який по складу і концентрації їдкого натру відповідає білому щелоку (рис. 3).

Величина потенціалу корозії, що встановився, залежить від складу і структури зварних з'єднань і напруженого стану металу [3].

2 Умови роботи трубопроводів із сталі 12Х18Н10Т

При варінні целюлози сульфатним способом деревна тріска обробляється розчином білого лугу, що містить в якості активного варильного реагенту суміш з 3–4 частин їдкого натру і однієї частини сульфиду натрію ($\text{NaOH} + \text{Na}_2\text{S}$). В процесі варіння тріска насичується

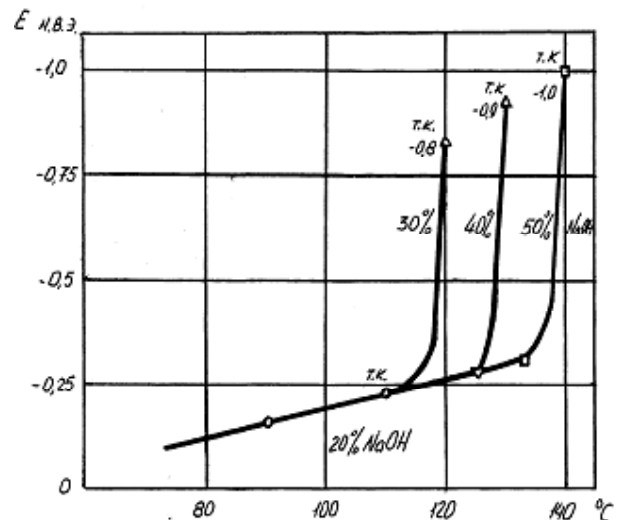


Рис. 2. Залежність потенціалу корозії сталі 12Х18Н10Т від температури і концентрації NaOH

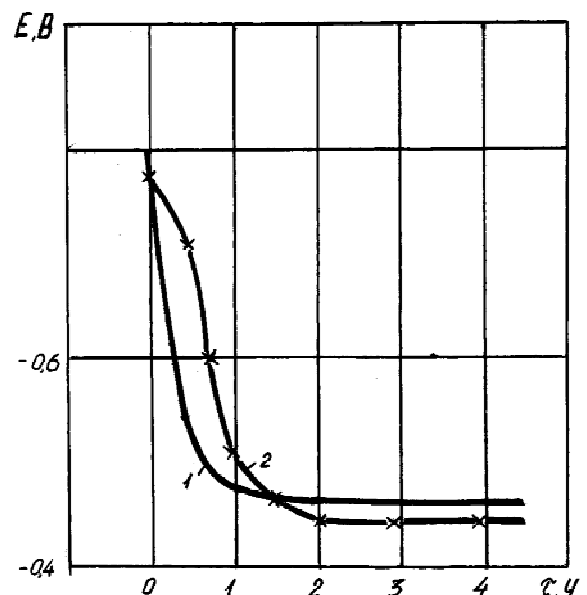


Рис. 3. Залежність потенціалу корозії в 30 % NaOH при 903 ° від часу: 1 – сталь 08Х18Н10Т; 2 – зварне з'єднання (електрод ОЗЛ-8)

ся варильним щелоком, внаслідок чого лігнін переходить в розчинний стан.

Целюлозна маса, що охолоджується чорним щелоком, який надходить до котла, до температури 100–120 °С, видувається з нижньої частини котла.

Живильний трубопровід працює в умовах корозійної дії варильного щелока з рН 13, що містить, окрім їдкого натру і сірчистого натрію, сульфат натрію, соду (NaOH , Na_2S , Na_2SO_4 , NaCO_3) і продукти гідролізу деревини.

Виготовлений для варіння білий луг є промисловим розчином такого складу, г/л : Na_2S – 25; Na_2SO_4 – 2–4; Na_2CO_3 – 10. Температура циркулюючого лугу досягає (115–120) °С. Тиск в трубопроводі за умовами вироб-

ництва періодично змінюється від 0,14 МПа до 1,2 МПа.

Періодично для видалення відкладень трубопроводів промивають 0,1%-ним розчином соляної кислоти, яка інгібується уротропіном.

Устаткування безперервного варіння целюлози продуктивністю від 300 до 840 т/добу використовуються на багатьох целюлозно-паперових комбінатах і лісопромислових комплексах.

3 Характер руйнування живильних трубопроводів

При експлуатації установок безперервного варіння целюлози живильні трубопроводи схильні до руйнувань, які, як правило, локалізуються в зоні зварних з'єднань труб. Інтенсивність руйнування може бути різною – від свищів і тріщин біля зварних швів до утворення наскрізних тріщин і розривів трубопроводів.

Живильні трубопроводи Котласського і Архангельського ЦПК виготовлені зі зварних труб діаметром 312×5 мм. Матеріал труб – хромонікелева аустенітна сталь марки 2333 за шведським стандартом, що відповідає сталі типу 12X18H10 за ГОСТ 5632-72. Зварні з'єднання виконані автоматичним зварюванням за один прохід із застосуванням хромонікелевого присадного дроту, що містить 0,06 % C, 17–19 % Cr, 9–11 % Ni, що відповідає зварювальному дроту марки Св-06Х19Н9 за ГОСТ 2246-70. В наплавленому металі зварних швів Котласського ЦПК додатково є молибден. Хімічний склад основного металу і зварних швів наведено в табл. 1.

Руйнування зварного з'єднання відбувається в результаті механічного розриву труби по наплавленому металу внаслідок того, що робоча напруга перевищила механічну міцність ослабленої корозією ділянки.

Основний метал труб мав рівноважну структуру аустеніту з окремими включеннями фериту, наплавлений – аустенітно-ферритну зі змістом фериту близько 10 %. Корозійному руйнуванню піддаються переважно

метал шва дельта-фериту.

Особливості механізму корозійних руйнувань зварних з'єднань сталі 12X18H10 в лужних середовищах обумовлені, по-перше: наявністю одночасно двох фаз: аустеніту і фериту, що мають градієнт вмісту хрому та нікелю, і, по-друге: різними обсягами, які займають ці фази в металі. Наявність молибдену в металі шва негативно позначається на його корозійній стійкості в 65 %-ній киплячій азотній кислоті і призводить до посилення виборчої корозії.

Стійкість наплавленого металу з 17 % хрому в умовах впливу лугу знаходиться в обернено пропорційній залежності від вмісту нікелю: чим вище вміст нікелю, тим менше швидкість корозії. Характерно, що наплавлений метал, близький за складом до фериту, має більш високу швидкість корозії, ніж той, що містить до 15 % нікелю. Швидкість корозії металу труб складала в цих умовах 0,275 г/(м² год).

Виборча корозія металу шва зварних трубопроводів із сталі 12X18H10 пов'язана з тим, що ферит, що містить в порівнянні з аустенітом менше нікелю, є анодом і внаслідок малої поверхні контакту інтенсивно розчиняється в міцних лужних розчинах. Присутність молибдену в шві інтенсифікує процес виборчої корозії. Причина переважної локалізації корозії у лінії сплаву полягає в концентрації напруги в місцях переходу від основного металу до більшої його товщини в районі шва.

Головною причиною руйнування поживних трубопроводів є корозійне розтріскування, яке виникає внаслідок спільної дії залишкових зварювальних напружень і варильного щелока. Аустенітні хромонікелеві сталі, як відомо, дуже схильні до корозійного розтріскування в розчинах хлоридів і лугів [1, 4]. Руйнування в цьому випадку настає без видимих слідів корозії. Швидкість розвитку корозійних тріщин залежно від агресивності середовища, величини залишкової і робочої напруги

Таблиця 1 – Хімічний склад основного металу і зварних швів трубопроводів зі сталі 2333 за шведським стандартом

Ділянка трубопроводу	Тип металу	Хімічний склад, %							
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
Котласського ЦПК	Основний наплавлений	0,05	0,49	0,93	17,1	10,2	сл.	0,013	0,029
		0,05	0,48	0,96	17,4	10,6	сл.	0,023	0,020
Архангельського ЦПК	Основний наплавлений	0,06	0,47	1,49	18,5	9,0	сл.	0,017	0,022
		0,06	0,46	1,3	18,0	10,4	сл.	0,020	0,027

Таблиця 2 – Корозійна стійкість наплавленого металу в киплячому 55 %-му розчині NaOH

Наплавлений метал		Хімічний склад, %		Швидкість корозії, г/(м ² год)	
№ виплавки	Тип	Cr	Ni	I цикл	II цикл
1.	X17	16,40	–	2,180	9,370
2.	X17H5	17,16	4,80	10,850	2,510
3.	X17H6	16,68	5,89	6,550	2,560
4.	X17H8	17,64	7,62	0,563	1,132
5.	X16H15	16,37	14,61	0,331	0,460
6.	X21H5	21,36	5,00	4,670	1,355
7.	X21H18	21,36	18,00	0,447	0,49

може змінюватися в широких межах – від декількох годин до декількох років. Руйнування характеризується несподіваністю. На зварних з'єднаннях трубопроводу виявляються численні корозійні тріщини, розташовані як у безпосередній близькості від лінії сплаву, так і на інших ділянках зони термічного впливу шва (рис. 4).

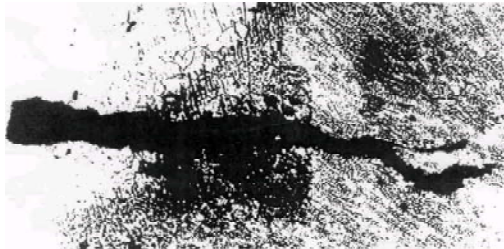


Рис. 4. Корозійне розтріскування зварних з'єднань трубопроводу

Корозійне розтріскування призводить до руйнування труби вздовж лінії сплавлення по шву, що з'єднує метал труби і латки, причому тріщина поширилася на значну відстань в основний метал.

Основний метал труби – хромонікелева сталь типу 12Х18Н10 має високу корозійну стійкість в промислових середовищах сульфатного виробництва целюлози.

Корозійне розтріскування обумовлюється величиною робочого і залишкових напружень у діючих трубопроводах.

Величина напружень, що виникають в стінці труб від робочого тиску, знаходиться на рівні 30–50 МПа. Розташування корозійних тріщин на зварних з'єднаннях труб, знаходиться у відповідності з характером розподілу залишкових напружень. Відзначається локалізація корозійних тріщин в місцях дефектів зварювання та концентраторів напружень (перехід від основного до наплавленого металу, непровари).

Основною причиною корозійного розтріскування зварних трубопроводів є залишкові напруги. Уникнути корозійного розтріскування можна шляхом застосування безшовних труб замість зварних та застосування більш коррозійностійкого матеріалу, а також термічної обробки монтажних стиків для зняття залишкових напруг після зварювання.

4 Технологія виготовлення та ремонту трубопроводів

При виборі труб для виготовлення поживних трубопроводів необхідно, щоб основний метал мав такі властивості:

- 1) висока корозійна стійкість проти загальної і виборчої корозії в промислових середовищах;
- 2) стійкість проти контактної корозії в місцях з'єднання з живильником високого тиску і варильним котлом;
- 3) висока корозійна стійкість до корозійного розтріскування; гарна зварюваність і здатність до деформації у холодному і гарячому стані.

Найкраще зазначеним вимогам відповідають труби з хромонікелевої нержавіючої сталі за ГОСТ 5632-72.

Промисловістю випускається широкий асортимент труб з хромонікелевих нержавіючих сталей.

Структура сталі залежить від співвідношення між основними елементами, що легують – хромом і нікелем.

Аустенітна сталь містить 12–26 % хрому, 8–25 % нікелю, 0,03–0,15 % вуглецю і до 2 % марганцю.

Аустенітно-феритна сталь містить до 30 % хрому, 4–6 % нікелю і не більше 0,10 % вуглецю.

Хром додає нержавіючій сталі високу корозійну стійкість, впливає на мікроструктуру сталі та зварюваність. Нікель забезпечує одержання аустенітної структури, підвищує корозійну стійкість сталі в лужних середовищах, додає сталі в'язкість, пластичність і деформованість в гарячому стані. Високий вміст нікелю ускладнює зварювання внаслідок утворення гарячих тріщин.

Марганець поліпшує оброблюваність сталі в гарячому стані і сприяє утворенню аустенітної структури, але знижує корозійну стійкість. Молібден знижує, а титан і ніобій підвищують корозійну стійкість сталі.

Найбільш широке поширення знаходять сталі 08Х18Н10Т і 12Х18Н10Т.

4.1 Особливості зварювання хромонікелевих нержавіючих сталей

При зварюванні хромонікелевих аустенітних нержавіючих сталей не можна допускати перегрів і багаторазовий нагрів зварних з'єднань. Зварювання необхідно виконувати при найменшій погонній енергії та з максимально можливою швидкістю.

Низька теплопровідність аустенітних сталей обумовлює велике короблення зварних конструкцій і сприяє створенню в стиках труб значних залишкових напруг, тому необхідно прагнути до одностороннього зварювання швами симетричного перерізу при наскрізному проплавленні кромки. Для зменшення залишкових деформацій і механічних напруг, а також для уникнення гарячих (кристалізаційних) тріщин електродугове зварювання аустенітних сталей необхідно здійснювати при малих токах електродами діаметром не більше 4 мм. Ретельно заварювати кратер при обриві дуги, застосовувати раціональне розділення кромки. Шви виконувати у вигляді валиків малого перетину.

Оскільки зварні трубопроводи працюють в умовах впливу агресивного середовища, важливо забезпечити сталість фазового та хімічного складу шва. Корозійна стійкість зварних з'єднань аустенітних сталей великою мірою залежить від стану їх поверхні. Необхідно забезпечувати шви з гладкою малолускатою поверхнею, наскрізним рівномірним проплавленням кореня шва і плавним переходом від основного до наплавленого металів. В іншому випадку всі нерівності можуть послужити осередком виборчої корозії або концентратором напружень при корозійному розтріскуванні. Не

можна допускати пошкодження поверхні сталі і зварних швів.

Категорично забороняється порушувати дугу на основному металі труби, а не на шві.

Необхідно забезпечити щільний контакт при кріпленні зварювального кабелю до труби, щоб уникнути підгоряння і підплавлення аустенітної сталі, що може призвести до виникнення осередків корозії. З цієї ж причини слід вживати заходи проти попадання бризок присадного металу на основний метал труби.

Підгонка і правка труб з аустенітної сталі в холодному стані не рекомендується, оскільки далі це може послужити причиною корозійного розтріскування наклепаних ділянок. Для зняття наклепа і залишкових напруг необхідно проводити термічну обробку зварних стиків – аустенізацію нагріванням до температури 1050–1100 °С.

Одним з найбільш дієвих методів боротьби з гарячими тріщинами є застосування електродів, що дають наплавлений метал з дельта-феритом в структурі шва. Однак при контакті з агресивними промисловими середовищами целюлозно-паперового виробництва шви з дельта-феритом піддаються вибіркової корозії. Тому вміст дельта-фериту в зварних швах поживних трубопроводів повинен бути виключеним або обмеженим. Це досягається раціональним вибором електродів для зварювання та наступною термічною обробкою зварних стиків.

При дуговому зварюванні дуже важливо дотримувати коротку дугу, при цьому зменшуються окислення хрому і азотизація зварюваної ванни, що сприятливо впливає на стійкість шва проти тріщин.

Дугове зварювання якісними електродами – найбільш маневрений і зручний засіб в умовах монтажу або ремонту трубопроводів. Зварювання неплав-

ким вольфрамовим електродом в середовищі аргону рекомендується для виконання кореневого шва в обробленні труб. При цьому найбільш легко забезпечити повне проплавлення кореня шва і хороше формування зворотного валика при зварюванні на вазі, без підкладних кілець.

Вибір електродів для зварювання труб з аустенітних хромонікелевих сталей має особливе значення у зв'язку з тим, що наплавлений метал зварних швів у технологічних середовищах піддається виборчій корозії.

Для зварювання сталей типу 12X18H10T розроблено велику кількість однотипних електродів [8, 10]. Основні відомості про електроди для зварювання аустенітних сталей, хімічний склад і механічні властивості наплавленого металу наведені в табл. 3–5.

Стосовно умов роботи поживних трубопроводів зі сталі 12X18H10T, найбільш раціонально застосовувати електроди типу ЕА-1Б (ЦЛ-11, ОЗЛ-7) (табл. 3–5). Метал, що наплавлений цими електродами, і зварні з'єднання мають високу корозійну стійкість як в лужних, так і в кислотних розчинах (5 %-ний HCl, 65 %-ний HNO₃) (табл. 6), а також в реальних експлуатаційних умовах (табл. 7).

Електроди типу ЕА-1М2 (ЦЛ-4, ЕА-400/10У) дають наплавлений метал з низькою загальною корозійною стійкістю в лужних розчинах і особливо низькою стійкістю проти виборчої корозії, що пов'язано з присутністю в наплавленому металі молібдену.

Для зварювання труб, що експлуатуються при підвищених швидкостях потоку, високих температурах та концентраціях лугу, можна застосовувати електроди типу ЕА-2Б (ЦЛ-9, ОЗЛ-8), які забезпечують у наплавленому металі підвищений вміст нікелю, або електроди типу ЕА-2Г6 (АНВ-17, ОЗЛ-9А), що дають чістоаустенітний наплавлений метал.

Таблиця 3 – Марки та типи електродів для зварювання корозійностійких сталей

Марка електроду	Тип електроду	Марка зварювального дроту	Склад наплавленого металу	
			за маркою сталі	за вмістом фериту, %
ОЗЛ-14	ЭА-1	Св-02Х19Н9	04Х20Н9	6–10
ОЗЛ-8	ЭА-1а	Св-04Х19Н9	08Х19Н9С	3,5–8,5
Л-39	ЭА-1а	Св-06Х19Н9Т	09Х19Н9СБ	2,5–7,0
ЦЛ-11	ЭА-1Б	Св-08Х19Н10Б	08Х19Н9СБ	2,5–7,0
Л-38М	ЭА-1Б	Св-08Х19Н10Б	09Х19Н10Б	3,0–5,0
ОЗЛ-7	ЭА-1Б	Св-02Х19Н9	07Х18Н10МЗФ	5,0–10
Л-40М	ЭА-1Б	Св-04Х19Н9	08Х19Н9М2	2,5–5,0
ЦТ-15	ЭА-1Ба	Св-08Х19Н10Б	07Х18Н10М2Б	2,5–4,5
ЗИО-3	ЭА-1Ба	Св-08Х19Н10Б	08Х19Н10М2Б	2,0–5,0
ЭА-400/10У ЦЛ-4	ЭА-1М2	Св-4Х19Н11М3	12Х21Н11Б	5,0–12,0
НЖ-13	ЭА-1М2	Св-06Х19Н9Т	20Х25Н16Г7	2,5–10
ЭА-606/11 ЦЛ-9	ЭА-1М2Б	Св-4Х19Н11М3	20Х25Н16Г7	4,0–8,0
ЗИО-8	1М2Б ЭА-2Б	Св-4Х19Н11М3		2,0–8,0
ОЗЛ-9А АНВ-17	ЭА-2	Св-07Х25Н13		>2,5
	ЭА-2Г6	Св-07Х25Н13		2,5–5,0
	ЭА-2Г6	Св-25Х25Н16Г7		Немає
		Св-25Х25Н16Г7		»

Таблиця 4 – Механічні властивості наплавленого металу

Марка електроду	σ_s , МПа	σ_b , МПа	δ , %	φ , %	KCU, Дж/см ²	φ , град
ОЗЛ-8	350	600	36	30	12	180
ЦЛ-11	360	600	24	60	7	–
ЗИО-3	–	600	24	–	7	180
ЕА-400/10У	350	550	25	–	9	160
НЖ-13	450	600	26	–	10	–

Таблиця 5 – Хімічний склад наплавленого металу

Марка електроду	Вміст хімічних елементів, %							
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Інші елементи
	не більше							
ОЗЛ-14	0,04	1,50	0,9	0,020	0,030	20,5	8,8	–
ОЗЛ-8	0,08	1,40	0,6	0,020	0,030	20,0	9,8	–
Л-39	0,08	1,95	1,1	0,012	0,012	18,5	8,5	–
ЦЛ-11	0,12	1,60	1,0	0,020	0,030	20,0	9,5	1,0 Nb
Л-38Л	0,09	1,30	1,4	0,012	0,020	18,5	8,5	1,0 Nb
ОЗЛ-7	0,08	1,50	0,85	0,020	0,030	20,0	9,0	0,95 Nb
Л-40М	0,08	1,30	1,2	0,012	0,020	18,5	8,5	0,90 Nb
ЦТ-15	0,09	1,90	0,35	0,014	0,026	19,0	9,4	0,80 Nb
ЗИО-3	0,09	1,80	0,55	0,035	0,035	18,5	10,0	0,90 Nb
ЕА-400/10У	0,07	2,40	0,48	0,025	0,025	18,0	10,5	2,5 Mo; 0,5 V
ЦЛ-4	0,08	2,0	0,50	0,020	0,030	18,5	9,2	2,3 Mo
НЖ-13	0,07	1,4	0,80	0,020	0,035	18,2	10,2	2,4 Mo; 0,8 Nb
ЕА-606/11	0,08	1,2	1,3	0,016	0,010	18,0	8,6	2,0 V
ЦЛ-9	0,12	1,6	0,65	0,035	0,035	21,0	11,2	0,8 Nb
ЗИО-8	0,07	1,9	0,55	0,035	0,035	24,0	12,6	–
АНВ-17	0,22	6,5	0,35	0,020	0,035	24,5	16,0	–

Таблиця 6 – Корозійна стійкість наплавленого металу

Марка електроду	Швидкість корозії в розчинах, г/(м ² год)			Марка електроду	Швидкість корозії в розчинах, г/(м ² год)		
	30 % NaOH	5 % HCl	65 % HNO ₃		30 % NaOH	5 % HCl	65 % HNO ₃
ОЗЛ-8	0,690	15,555	0,783	ЕА-606/11	1,07	52,394	9,470
ЦЛ-11	0,590	20,644	0,556	ЦЛ-9	0,127	31,627	0,405
ЦТ-15	0,451	22,040	0,434	АНВ-17	0,048	0,111	0,555
ЕА-400/10У	0,690	3,542	3,090	ОЗЛ-9А	0,017	8,525	1,250
ЦЛ-4	1,800	4,329	5,660	ЭА-395/5	0,020	0,123	4,40
НЖ-13	0,293	9,016	1,490				

Таблиця 7 – Корозійна стійкість зразків основного і наплавленого металу при натурних випробуваннях

Метал (марка електроду)	Швидкість корозії г/(м ² год)
Сталь 12Х18Н10Т	0,0253
наплавлений метал	
08Х20Н9 (ОЗЛ – 8)	0,0214
12Х20Н9Г2Б (ЦЛ – 11)	0,0109
09Х19Н10Г2Б (ЗИО – 3)	0,0175
07Х18Н10М2Б (НЖ – 13)	0,0118
10Х25Н13Г2 (ОЗЛ – 6)	0,0093

4.2 Технологія підготовки та зварювання

Різання труб з аустенітних сталей можна здійснювати електродуговим, повітрянодуговим або плазмодуговим способами з подальшою механічною обробкою обрізаного кінця на довжину 10–15 мм з метою повного видалення металу, який було піддано термічному впливу.

Зняття фасок на торцях труб товщиною до 10 мм можна виконувати абразивними колами за допомогою електрошліфувальних машинок.

Обробляти кромки труб великої товщини під зварювання необхідно на токарному верстаті.

Для очищення кромок і прилеглих до них поверхонь труб від іржі та інших забруднень застосовують також фіброві диски з абразивним порошком і сталеві щітки, які насаджені на вал пневмодрелі або електрошліфувальної машинки.

Для отримання зварних з'єднань високої якості особливу увагу слід приділяти правильній стиковці труб по внутрішньому діаметру.

Стики трубопроводів збираються в пристроях і прихватуються в декількох місцях по колу. Кількість прихваток залежить від діаметру. Для труб діаметрами 273 та 325 мм виконується три-чотири прихватки.

Прихваточні шви повинні розташовуватися на рівній відстані один від одного таким чином, щоб витримати однаковий зазор по всьому колу стики. Довжина прихваточного шва повинна становити 25–30 мм, а висота прихватки 5–6 мм при повному проварі кореня шва.

Збірка стиків труб під зварювання повинна виконуватись без натягу труб при розташуванні осей на одній прямій. Різностінність або зміщення кромок з'єднуваних елементів не повинні перевищувати 10 % від товщини труби.

При складанні стиків необхідно передбачити установку тимчасових опор або підвісок на відстані не більше 1 м від стиків, щоб виключити провисання труб і розвантажити стик при зварюванні та термообробці.

Не можна розташовувати зварні шви на гнутих ділянках труб. Відстань від початку вигину труби до зварного шва повинна бути не менше 100 мм.

Згини бажано термічно обробити з метою зняття залишкових напружень.

До труб не рекомендується приварювати стяжні упори, скоби й інші пристосування для складання, тому що це може призвести до виборчої корозії або корозійного розтріскування основного металу в процесі експлуатації трубопроводу.

До якості прихваток необхідно пред'являти такі ж високі вимоги, як і до основного шву. Особливо важливо, щоб прихватка виконувалася тими ж типами і марками електродів, що й основний шов, і з повним проваром нижньої кромки.

Перед складанням кромки та прилеглі до них поверхні на ширині 10–15 мм від шва потрібно ретельно очистити від бруду, жиру й окалини.

Зварювання труб з хромонікелевих аустенітних сталей типу 12Х18Н10Т здійснюють електродами типу ЕА-1Б марок ЦЛ-11, ОЗЛ-8, ЦТ-15, діаметром 2–4 мм. Зварювання цими електродами виконується на постійному струмі зворотної полярності і може виконуватись у всіх просторових положеннях.

Кореневий шар шва виконується ручним аргондуговим зварюванням вольфрамовим електродом, або ручним зварюванням якісним електродом на видаляемому мідному кільці.

Аргондугове зварювання вольфрамовим електродом здійснюється постійним струмом прямої полярності. Рекомендується використовувати аргон марок Б і В за ГОСТ 10157-73.

При зварюванні на підкладному мідному кільці накладення кореневого шва здійснюється електродами типу ЕА-1Б (ЦЛ-11 та ін) діаметром 3 мм.

Всі перетини стики заповнюються електродами діаметром 3 і 4 мм при наступних режимах: для електродів діаметром 3 мм – не більше 90–100 А; для електродів діаметром 4 мм – не більше 110–130 А.

Зварювання ведеться на гранично короткій дузі. Перед зміною електрода кратер заповнюється шляхом декількох закорочень електрода, а місце обриву дуги виводиться на шов.

Подальше запалювання дуги здійснюється на металі шва на відстані 10–15 мм від кратера. Зварні шви виконуються вузькими валиками без значних коливань електродом. Накладення кожного наступного валика повинно проводитися тільки після охолодження шва до 60–70 °С і ретельного очищення попереднього шару від шлакової кірки та бризок металу.

Для прискорення охолодження трубних стиків їх обдувку можна проводити зсередини стисненим повітрям. Початок і кінець валиків зварного шва повинні перекривати один одного на 15–20 мм.

4.3 Контроль якості зварних стиків трубопроводу

Якість зварних швів поживних трубопроводів перевіряється шляхом:

а) систематичного контролю якості підготовки кромок, складання під зварювання, правильності виконання технології зварювання;

б) зовнішнього огляду зварних швів всіх стиків для виявлення зовнішніх дефектів і відступів від нормальних розмірів шва;

в) застосуванням одного з неруйнівних методів контролю ультразвукової дефектоскопії, рентгено- або гамма-просвічування.

Перед оглядом стики очищують від шлаку та бризок металу. Якщо здійснюється термічна обробка стиків, то зовнішній огляд роблять до та після її проведення, тому що при нагріванні і подальшому охолодженні дефекти можуть розкритися або виникнути.

Не допускаються зовнішні дефекти у вигляді незаплавлених кратерів, пористості, тріщин, напливів, підрізів. Перехід від наплавленого до основного металу має бути плавним.

Контролю за допомогою ультразвукової дефектоскопії, рентгено- або гамма-просвічування підлягають стики в кількості 10 % від загального числа зварених кожним зварником, але не менше одного стику на кожного зварника.

Зварні шви вважаються бракованими, якщо в них будуть виявлені тріщини будь-яких розмірів, непровар більше 15 % від товщини стінки, шлакові включення і пори розміром більше 10 % від товщини стінки або скупчення шлакових включень і пір сумарною протяжністю понад 20 % довжини шва незалежно від їх розмірів.

Неприпустимі дефекти слід усувати шляхом вирубки з подальшою заваркою дефектного місця. Стики з тріщинами повинні бути повністю видалені. Якщо на місце вирізаного стику вварюється вставка, то її довжина повинна бути не менше 100 мм для трубопроводів з умовним проходом до 150 мм і не менше 200 мм для трубопроводів з умовним проходом понад 150 мм.

4.4 Термічна обробка зварних стиків трубопроводу

Термічна обробка зварних з'єднань аустенітних хромонікелевих сталей здійснюється нагріванням до температури аустенізації 1050–1100 °С, при витримці протягом 1 год і наступному охолодженні на спокійному повітрі. Правильно виконана термічна обробка на 80 % знижує залишкові напруження в зварних стиках і призводить до повної аустенізації металу зварних швів, які виконані електродами типу ЕА-1Б (ЦЛ-11, ОЗЛ-7 та ін.)

Важливе значення має дотримання режиму термічної обробки. Нагрівання в діапазоні температур 20–550 °С слід вести зі швидкістю 10–15 °С за хвилину з тим, щоб зменшити величину термічних напружень, викликаних перепадом температур по товщині стінки труби. В інтервалі температур від 550 до 1100 °С нагрівання потрібно проводити зі швидкістю 20–30 °С за хвилину.

Витримка при температурі 1050–1100 °С визначає структурний стан металу: недогрів не забезпечить отримання однорідної аустенітної структури, а перегрів викличе зростання зерна в металі шва і біляшовній зоні і погіршення корозійно-механічних властивостей зварного з'єднання.

Охолоджувати зварне з'єднання необхідно на спокійному повітрі. Можна використовувати для охолодження стисле повітря або воду. Уповільнене охолодження сприяє виділенню карбідів хрому.

При проведенні термічної обробки необхідно забезпечити вільне теплове переміщення труби в осьовому напрямку і виключити дію бічних навантажень при нагріванні та охолодженні зварних стиків.

В умовах монтажу і ремонту поживних трубопроводів термічну обробку стиків труб можна проводити індукційними нагрівачами, електричними муфельними печами опору, кільцевими багатополум'яними пальниками [9].

Як джерела живлення можна застосовувати зварювальні трансформатори ТДМ-501, СТШ-500, ТДФ-1001 та ін. Номінальна потужність джерела живлення має

на 20–30 % перевищувати споживану потужність електропечі. За потреби джерела живлення включають на паралельну роботу.

При установці печі на трубу необхідно стежити за тим, щоб зварний шов розташовувався точно посередині муфеля. Рівномірний нагрів поперечних стиків при вертикальному розташуванні вісей труб забезпечується при концентричному розташуванні муфельної печі.

Для зниження тепловтрат ділянки труб, що примикають до печі, повинні бути ізольовані азбестом на довжині 200–300 мм по кожну сторону від печі.

Нагрівання зварного стику рекомендується починати при робочому струмі, що становить приблизно 50 % від номінального значення, з поступовим плавним його збільшенням до номінального. Цим забезпечується задана швидкість нагріву і поліпшуються умови експлуатації нагрівальних елементів. Подальше регулювання струму і керування процесом нагрівання здійснюється відповідно до режиму термічної обробки і свідченнями контрольних приладів.

Поряд з електричними муфельними печами можна використовувати печі панельного типу, патронташно-го, з гнучкою основою.

Недолік електропечей – їх мала довговічність і односторонній підхід тепла з зовнішньої сторони труби.

Найбільш досконалим способом термічної обробки стиків є індукційний нагрів струмами підвищеної частоти, який забезпечує рівномірне прогрівання труби по перерізу з високою швидкістю при невеликій масі нагрівача. Індукційний спосіб термообробки зварних стиків може бути використаний при наявності на підприємстві машинних перетворювачів підвищеної частоти потужністю до 100 кВт з частотою тока 2500 Гц.

Як нагрівач застосовуються переносні гнучкі і жорсткі індуктори. Найбільш зручними і досконалими за конструкцією є жорсткі індуктори, які легко встановлюються на стик і забезпечують рівномірний і швидкий нагрів труби.

Для контролю температури при термічній обробці зварних аустенітних трубопроводів необхідно застосовувати хромель-алюмелеві або платина-платинородієві термопари.

Для вимірювання температури при термічній обробці термопара своїм робочим кінцем кріпиться прямо на зварному шві. Кращим варіантом кріплення є приварювання гарячого спаю термопари до поверхні труби. Можна кріпити термопари до поверхні труби за допомогою бобишек, дужок, гвинтів.

Місце розташування термопари і ступінь ізоляції її робочої ділянки визначаються способом нагрівання при термічній обробці. При електропечному і газоплазмовому нагріванні термопара на довжині 200–300 мм разом з її робочим кінцем має бути захищена азбестовою ізоляцією і металевим куточком.

Вільний кінець (холодний спай) термопари необхідно тримати при постійній температурі. Для цього холодний спай потрібно відвести за допомогою компен-

саційних дротів в зону постійних температур.

Якість проведеної термообробки може бути визначено вимірюванням твердості зовнішньої поверхні зварних швів за допомогою переносних твердомірів, неруйнівними методами контролю і випробуваннями зразків, вирізаних з виробничих або контрольних зварних стиків труб, на статичний і ударний загин по ГОСТ 6996-66. Обсяг цих випробувань не перевищує 1 % від загальної числа термооброблених зварних стиків.

На Архангельському ЦПК за технологією, яка розроблена на кафедрі ОТЗВ, були зварені живильні трубопроводи ЖЗІ 19х12 мм із сталі 12Х18Н10Т на всіх установках безперервного варіння целюлози сульфатним методом.

Зварювання виконували електродами марки ЦЛ-11 (12Х18Н10Г2Б). Після зварювання велика частина зварних стиків була піддана термічній обробці – аустенізації від 1050 ± 25 °С для зняття залишкових напружень за допомогою муфельних печей опору. Трубопроводи знаходяться в експлуатації до теперішнього часу без будь-яких слідів корозійних руйнувань і пошкоджень.

Розроблені технології зварювання та наплавлення неодноразово використовувалися при планових ремонтно-відновлювальних роботах на двох котлах продуктивністю 300 т на добу на Сиктивкарському лісопромисловому комплексі протягом 1983–1991 рр. Для зняття напружень застосовували стабілізуючий отпуск при температурі 880–900 °С після виконання зварювальних робіт [6]. Періодичні обстеження котлів показали високу корозійну стійкість наплавленого металу і зварних з'єднань.

Висновки

1. Обладнання зі сталі 12Х18Н10Т, що експлуатуються у лужному середовищі целюлозно-паперового виробництва може піддаватися корозійному руйнуванню по зварних з'єднаннях: виборчій корозії металу шва і корозійному розтріскуванню.

2. Причиною виходу з ладу живильного трубопроводу після 5 років експлуатації з'явилася наявність залишкових напружень і порушення технології зварювання.

3. Корозія зварних з'єднань сталі 12Х18Н10Т у «білому лузі» походить з пасивної області, про що свідчить як характер руйнування – корозійне розтріскування, так

і результати електрохімічних досліджень основного металу і металу зварних з'єднань.

4. Правильний вибір стандартних електродів і технології зварювання трубопроводів та відновлювального ремонту варильних котлів забезпечує високу корозійну стійкість металу шва і зварних з'єднань.

5. Корозійне розтріскування зварних з'єднань сталі 12Х18Н10Т в лужних розчинах може бути припинено шляхом термічної обробки – аустенізації від температур 1050 ± 50 °С, або стабілізуючого отпуску при 880–900 °С.

Список літератури

1. Стеклов О. И. Коррозионное растрескивание сварных соединений стали Х18Н10Т / Стеклов О. И., Бадаев А. С. – М. : Машиностроение, 1970. – 66 с.
2. Сакай Т. Коррозия сплава Fe-Cr-Ni в концентрированном растворе едкого натра при высокой температуре / Сакай Т., Симидзу Е., Сакияма К. // Нихон киндзоку таккайси, 1980. – Т. 44. – № 5. – С. 582–587.
3. Фокин М. Н. О некоторых особенностях электрохимического поведения нержавеющей сталей в растворах NaOH / Фокин М. Н., Журавлёв В. К., Мосолов А. В. // Защита металлов. – 1978. – Т. 14. – № 6. – С. 690–693.
4. Yasuda M. Corrosion Behavior of 18-8 stainless steels in hot concentrated caustic soda solutions under heat / Yasuda M., Tokunada S., Hine F. // Transfer conditions / Corrosion-NACE. – 1985. – Vol. 41. – P. 720–727.
5. Александров А. Г. Коррозионная стойкость сварных соединений хромоникелевых сталей в щелочных средах / Александров А. Г. // Сварочное производство. – 1990. – № 5. – С. 9–10.
6. Ремонт варочных котлов сульфатно-целлюлозного производства Сыктывкарского ЛПК / А. Г. Александров, Ю. Н. Савонов, А. Ф. Степакин и др. // Бумажная промышленность. – 1986. – № 12. – С. 6–12.
7. Духан Э. Т. Трубы из нержавеющей стали / Духан Э. Т. – К. : Техника, 1970. – 199 с.
8. Электроды для дуговой сварки и наплавки. Каталог. – К. : Наукова думка, 1967 – 440 с.
9. Хромченко Ф. А. Термическая обработка сварных соединений труб электростанций. – М. : Машиностроение, 1972 – 224 с.
10. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под. ред. Б. Е. Патон. – М. : Машиностроение, 1974 – 768 с.

Одержано 27.04.2018

Савонов Ю.Н., Александров А.Г., Осипов М.Ю., Андрущенко М.И. Коррозионная стойкость и срок службы оборудования, эксплуатируемого в агрессивных средах

Цель работы. Разработка технологического процесса сварки и контроля качества трубопроводов для повышения надежности работы и срока их службы в агрессивных средах.

Методы исследования. Результаты получены с применением электрохимических исследований наплавленного металла и сварных швов нержавеющей сталей, металлографического анализа микроструктур разрушенных участков реальных трубопроводов.

Полученные результаты. Исследовано коррозионное поведение сварных швов оборудования из нержавеющей стали 12Х18Н10Т в щелочных растворах. Рассмотрены основные виды коррозионного повреждения сварного оборудования в агрессивных средах. Приведены сварочные материалы, обеспечивающие высокую коррозионную стойкость наплавленного металла сварных швов.

Научная новизна. Оборудование из стали 12X18H10T, которое эксплуатируется в щелочных средах, может подвергаться коррозионному разрушению по сварным соединениям: избирательной коррозии металла шва и коррозионному растрескиванию. Электрохимические исследования показали, что коррозия сварных соединений стали 12X18H10T в щелочных растворах проходит в пассивной области, поэтому основным видом разрушений является коррозионное растрескивание, обусловленное наличием остаточных напряжений.

Практическая ценность. На основе проведенного анализа характера разрушений выбраны сварочные материалы, рекомендованы режимы выполнения сварных соединений, а также методика последующей термической обработки сварных швов с целью снятия остаточных напряжений и увеличения срока службы технологического оборудования.

Ключевые слова: сварное соединение, сталь 12X18H10T, коррозионное растрескивание, термическая обработка, наплавленный металл.

Savonov Yu., Aleksandrov A., Osipov M., Andruschenko M. Current stability and term business of the equipment operated in luxury solutions

Purpose. Development of the welding process and quality control of pipelines to increase the reliability of work and their service life in corrosive environments.

Research methods. The results were obtained using electrochemical studies of the weld metal and welds of stainless steels, metallographic analysis of the microstructures of the destroyed sections of real pipelines.

Results. Corrosion behavior of welds of equipment made of stainless steel 12X18H10T in alkaline solutions are studied. The main types of corrosion damage to welded equipment in corrosive environments are considered. The welding materials that provide high corrosion resistance of hard faced weld metal are given.

Scientific novelty. Equipment made of steel 12X18H10T, which is operated in alkaline environments, can be subjected to corrosion damage along welded joints: selective corrosion of the weld metal and corrosion cracking. Electrochemical studies have shown that corrosion of welded joints of steel 12X18H10T in alkaline solutions takes place in the passive area, therefore, the main type of damage is corrosion cracking due to the presence of residual stresses.

Practical value. Based on the analysis of the nature of the damage, welding materials were selected, performance modes for welded joints were recommended, as well as methods for subsequent heat treatment of welds in order to relieve residual stresses and increase the service life of process equipment.

Key words: welded joint, steel 12X18H10T, corrosion cracking, heat treatment, weld metal.

СПОСОБИ ПОДРІБНЕННЯ ЗЕРЕН І ПІДВИЩЕННЯ МІЦНІСНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Мета роботи. Вивчення способів подрібнення зерна і підвищення міцності конструкційних сталей 09Г2, 09Г2С в результаті модифікування нанодисперсними композиціями, термообробки та інтенсивної пластичної деформації. Збільшення основних механічних властивостей Si-Mn сталей: міцності, а саме межі текучості ($\sigma_{0,2}$).

Методи дослідження. Були проведені металографічні дослідження зерен сталей до і після модифікування, а також механічні випробування стандартних зразків. Застосовані методи досліджень: металографічний і спектральний аналіз, вимірювання мікротвердості, механічні випробування, статистична обробка отриманих результатів.

Отримані результати. Обґрунтовано вибір складу модифікатора на основі відповідності кристалічних решіток низьковуглецевих сталей з гранецентрованою решіткою TiCN. Фракція модифікатора відповідала розміру вихідного зерна аустеніту. Запропоновано зміцнююча термічна обробка заготовок: гарт з варіюванням швидкості охолодження. Після охолодження структура сталей 09Г2 і 09Г2С складалася з фериту і троостита із середнім розміром зерна 8...10 мкм. У початковому стані розмір зерна становив 30 мкм. Проведено відпуск зразків при 500 і 600 °С. В результаті досягнуто підвищення мікротвердості з 3000 МПа до 4000 МПа сталей.

Наукова новизна. Дано обґрунтування вибору типу і фракції нанодисперсного модифікатора. Способом плазмохімічного синтезу отримані нанопорошки карбонітрида титану Ti(CN) фракції 50 ... 100 нм.

Практическая ценность. Розроблено технологію введення модифікатора в сталевий розплав. Отримано якісні модифіковані виливки з однорідною структурою. Проведена інтенсивна пластична деформація і термозміцнююча обробка сталей. Ефект модифікування підтверджений подрібненням зерна Si-Mn-сталей в 3 рази з підвищенням міцності властивостей.

Ключові слова: нанодисперсна композиція, модифікування, плазмохімічний синтез, структурні складові сталі, механічні властивості, кристалографічні параметри.

Вступ

Значної ролі у забезпеченні надійної і довговічної роботи деталей машин і агрегатів відіграє конструкційна міцність матеріалів. Виготовлення нових зразків техніки в машинобудуванні і будівництві відкриває більш жорсткі вимоги до працездатності конструкції. Це обумовлює необхідність застосування матеріалів з високим комплексом фізико-механічних і технологічних властивостей. Для металевих матеріалів проблема зміцнення пов'язана з впровадженням нових, екологічних, а також удосконаленням наявних технологій виробництва металопрокату для промислового і громадянського будівництва [1, 2].

Одною з найважливіших вимог, пред'явлених до сталі для відповідальних метало-конструкцій, є рівень міцності, а саме висока межа текучості $\sigma_{0,2}$. Цей показник визначається структурними показниками: розміром зерна і структурних складових; наявністю зміцнюючих фаз, їх розподілом; видом міжфазних границь.

Для високоміцних конструкційних сталей проблема подрібнення зерна і підвищення міцності вирішується застосуванням високоєфективних технологій, розроб-

кою нових складів сталей і розробкою раціональної термомеханічної обробки. Тому робота, спрямована на вивчення процесів подрібнення зерна низьколегованих конструкційних сталей і підвищення міцності властивостей, є актуальною і представляє научний і практичний інтерес.

Огляд стану проблеми

Кремній-марганцеві (Si-Mn) сталі застосовуються для відповідальних зварних конструкцій, зокрема важко навантажених: опір багатопролітних залізничних мостів, резервуарів для нафтопродуктів, а також для нафтових і газопровідних труб [2]. Поряд зі статичним навантаженням вони відчувають і динамічні навантаження.

Основними легувальними елементами в низьколегованих сталях з вмістом до 0,2 % С є марганець (Mn) (до 1,8 %) і кремній (Si) (до 1,2 %). Сталі типу 09Г2 і 09Г2С належать до сталей підвищеної міцності і відповідають класу міцності С345 при товщині прокату від 10 до 20 мм [1, 3].

Більш високому рівню міцності С355 і С375 відповідають складнолеговані сталі з вмістом ванадію або ніо-

бію. Однак межа між марками сталей різних рівнів міцності розмита, що впливає з вітчизняних (ГОСТ 27772-88) і зарубіжних (DIN 17102, ASTM370, ISO19011) стандартів і автоматизованого банку даних «Winsteel».

Сталі цього класу застосовуються для газогінних труб в умовах низьких температур. Перевагою Si-Mn є підвищена ударна в'язкість [4, 6]. Відзначається також тенденція до зниження вуглецевого еквівалента для поліпшення зварюваності труб. Однак використання сталей зі структурою фериту-перліту утруднено через необхідність отримання, з одного боку, високої міцності (вище класу X70), а з іншого – низького вуглецевого еквівалента. Тому розробка нових високоефективних способів впливу на сталеві розплави у вигляді наномодифікування є одним із способів вирішення проблеми підвищення якості та міцності властивостей низьколегованих сталей. У вітчизняній і зарубіжній літературі є відомості про модифікування сталей або легкоплавкими солями, або дефіцитними рідкоземельними лігатурами [4, 5]. Роботи по модифікації Si-Mn сталей нанодисперсними добавками в промислових масштабах відсутні.

Феррито-перлітні сталі незначно зміцнюються термічною обробкою. Як і підвищення характеристик міцності термічно незміцнені сталі можуть досягатися за рахунок зменшення розміру зерен, зміцнення границь зерен і формування субмікрокристалічної або наноструктури.

Постановка задачі

Мета роботи – вивчення способів подрібнення зерна і підвищення міцності конструкційних сталей 09Г2, 09Г2С в результаті модифікування нанодисперсними композиціями, термозміцнюючої обробки та інтенсивної пластичної деформації.

Завдання роботи:

- вивчити структуру і властивості низьколегованих сталей в початковому стані;
- обґрунтувати вибір типу і складу нанодисперсного модифікатора;
- розробити процес введення модифікатора в розплав;
- отримати якісні виливки;
- провести пластичну деформацію заготовок і термозміцнюючу обробку;
- порівняти зеренну структуру і властивості модифікованих сталей з вихідними.

Матеріали і методика дослідження

Матеріалом дослідження служили конструкційні низьковуглецеві сталі 09Г2, 09Г2С. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в таблиці 1.

В модифікованих сталях виявлено підвищений вміст вуглецю, титану та азоту; це підтверджує ефект обробки нанопорошків. Порошок модифікатора – карбонітриду титану Ti (CN) – отримували методом плазмохімічного синтезу з використанням плазми високочастотного розряду [5–7]. Сировиною служили порошки титану розміром ~ 200 мкм промислового виробництва.

Процес модифікування сталевих розплавів проводили при виплавці сталей 09Г2 і 09Г2С в індукційній печі ємністю 100 кг. Модифікатор, що складається з нанопорошків Ti (CN) і сталевого порошку, пресували у вигляді таблеток діаметром 15 мм, які погрожували на дно розливної ковша при перемішуванні розплаву. Після короточасної витримки модифікований розплав розливали в металеві форми для виготовлення зразків. Модифіковані заготовки піддавали інтенсивній пластичній деформації і термозміцнюючій обробці по режиму: температура нагріву 1050 °С, витримка 5 хв.; охолоджувальні середовища: вода і розчин солі у воді. Потім проводили відпуск при температурах 500 °С; 600 °С, час витримки – 60 хв.

Проводили металографічні дослідження зерен структури сталей до і після модифікування, а також механічні випробування стандартних зразків на універсальній машині TIRAtest 2300.

Результати експерименту та їх обговорення

Відомі різні способи отримання нанопорошків [6–8]:

- газофазний синтез;
- плазмохімічний синтез;
- термічний розклад;
- механічна дія;
- високотемпературний синтез.

В роботі проведено аналіз технології отримання нанопорошків газофазним і плазмо-хімічним синтезом, які засновані на подібних фізичних процесах. Інші способи мають менше поширення в техніці.

У цій роботі для отримання тугоплавких композицій карбонітрида титану обраний плазмохімічний синтез. Тільки у такий спосіб можна отримувати нанопорош-

Таблиця 1 – Хімічний склад низьковуглецевих сталей до і після модифікування

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % мас.									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Ti	N
09Г2 вихідна	0,12	0,40	0,90	0,30	0,30	0,30	<0,040	<0,035	–	<0,004
09Г2 модифікована	0,14	0,44	0,95	0,25	0,25	0,15	0,028	0,030	0,035	0,008
09Г2С вихідна	0,12	0,42	1,02	0,30	0,30	0,30	<0,040	<0,035	–	<0,004
09Г2С модифікована	0,15	0,42	1,05	0,30	0,30	0,30	0,039	0,032	0,040	0,009

ки такої ж форми і кристалографічних параметрів, відповідних заданому з'єднанню.

Дисперсність наночастинок визначає властивості нанодисперсної системи. Спосіб плазмохімічного синтезу заснований на високих швидкостях об'ємної конденсації газополум'яного потоку, що призводить до утворення нанодисперсних частинок карбонітрида титану фракції 50...100 нм [6].

Експеримент проведено з використанням частинок Ti (CN) з питомою поверхнею $2,0 \cdot 10^5$ мІ/кг. При такій максимальній питомій поверхні частинки мають високу адсорбційну здатність, і зародження на їх поверхні кристалізуючої фази найімовірніше [8, 9].

Роль нанодисперсних добавок зводиться до створення в розплаві додаткових штучних центрів кристалізації [8, 9]. Вони повинні бути відповідні з критичними радіусами зародків. За нашими розрахунками, для подібнення зерна первинного аустеніту в відливках розмір частинок які вводили повинен складати 40–50 нм.

Вихідні і модифіковані виливки сталей 09Г2 і 09Г2С піддавали пластичній деформації. У початковому стані литі сталі 09Г2 і 09Г2С мали ферритно-перлітну структуру з середнім розміром первинного зерна аустеніту 30 мкм, після модифікування і деформації розмір зерна склав 10 мкм.

Після гартування та охолодження в воді структура змінилася незначно – ферритно-троостітна, із середнім розміром зерна ~ 8...10 мкм.

Після охолодження загартованих зразків в розчині 20 % NaCl у воді отримана структура пакетного мартенситу. У початковому стані досліджувані сталі мають недостатньо високі значення властивостей: мікротвердість Нм до 3000 МПа, межа плинності $\sigma_{0,2}$ до 850 МПа.

При загартуванні у воді зростає твердість, найбільш значне підвищення спостерігається при охолодженні зразків в розчині NaCl. Внаслідок значного зменшення мартенситних кристалів прискорене охолодження надає більший приріст твердості (рис. 1, 2).

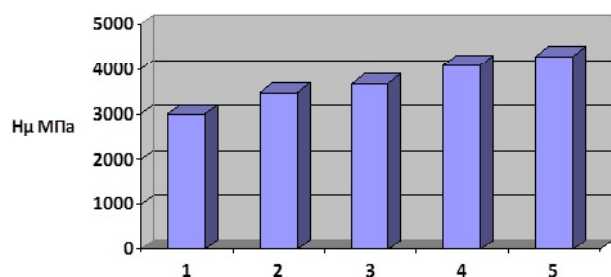


Рис. 1. Мікротвердість сталі 09Г2С після модифікування; пластичної деформації і охолодження з різними швидкостями: 1 – початковий стан, 2 – охолодження в воді; 3 – охолодження в розчині солі; 4 – модифіковані; 5 – пластична деформація

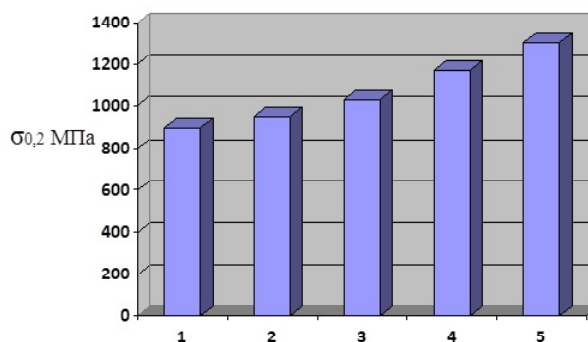


Рис. 2. Зміна межі текучості сталі 09Г2С після модифікування; пластичної деформації і охолодження з різними швидкостями: 1 – початковий стан, 2 – охолодження в воді; 3 – охолодження в розчині солі; 4 – наномодифікування; 5 – пластична деформація

Досліджували структуру зразків сталей після пластичної деформації та відпуску. У процесі пластичної деформації мартенситу низьковуглецевих сталей з мартенситу при кімнатній температурі може виділятися вуглець. Така структура є структурою деформаційного старіння мартенситу [19].

Відомо, що для більшості легованих сталей в інтервалі 450–600 °С починає виділятися вуглець з мартенситу і відбувається утворення спеціальних карбідів [5, 8]. Спеціальні карбіди сталі 09Г2С – це карбіди марганцю. Утворення спеціальних карбідів марганцю може відбуватися шляхом трансформації кристалічної ґратки цементита в кристалічну ґратку карбіду марганцю. Велика кількість дислокацій після пластичної деформації супроводжує це утворення. Значний приріст міцностних властивостей можна пояснити ефектом створення мікроструктурною і дисперсійним твердженням. Найбільш високий рівень мікротвердості спостерігається після відпуску сталі 09Г2С при температурі 500 °С (рис. 3).

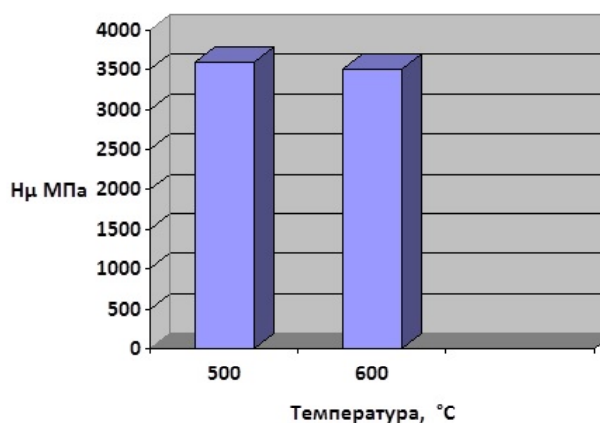


Рис. 3. Вплив температур відпуску (500 °С, 600 °С) на мікротвердість модифікованої сталі 09Г2С

Висновки

Вивчення зерен структури сталей 09Г2 і 09Г2С в початковому стані показало відмінність великого зерна

до 30 мкм, знижену мікротвердість до 3000 МПа і межу текучості до 850 МПа.

Проведено обґрунтування вибору типу і фракції нанодисперсного модифікатора. Способом плазмохімічного синтезу отримані нанопорошки карбонітрида титану Ti (CN) фракції 50...100 нм.

Розроблено технологію введення модифікатора в сталевий розплав. Отримано якісні модифіковані виливки з однорідною структурою. Проведена інтенсивна пластична деформація і термозміцнююча обробка сталей. Модифікована Si-Mn сталь мала розмір зерна в три рази дрібніше вихідної, підвищену мікротвердість (до 4000 МПа) і межу плинності (1250 МПа) порівняно з вихідною. Отже, для подрібнення зерна і підвищення міцності властивостей сталей запропоновані такі способи: наномодифікування, пластична деформація в поєднанні з термозміцнюючою обробкою.

Список літератури

1. Большаков В. И. Структурная теория упрочнения конструкционных сталей и других материалов / В. И. Большаков, Л. И. Тушинский. – Дн-ск : Свидлер, 2010. – 471 с.
2. Воробьева Г. А. Конструкционные стали и сплавы / Воробьева Г. А., Складнова Е. Е., Ерофеев В. К. – М. : НИЦ ИНФРА-М, 2016. – 440 с.
3. Ioelovich M. Cellulose as a nanostructured polymer: a short review / Ioelovich M. – Bioresources. – 2008, 3 (4), P. 1403–1418.
4. Formation of niobium oxide film with duplex layers by / [Kim H.K., Yoo J.E., Park J. et al.] // Bull. Korean Chem. Soc. – 2012. – Vol. 33. – № 8. – P. 2675–2678.
5. Formation of self-organized niobium porous oxide on niobium / [Sieber I., Hildebrand H., Friedrich A., Schmuki P.] // Electrochemistry Communications. – 2005. – Vol. 7, № 1. – P. 97–100.
6. Структура, властивості та використання конструкційних наноматеріалів / Н. Є. Калініна, Г. М. Никифорчин, О. В. Калінін та ін. // Львів : Простір-М, 2017. – 304 с.
7. Влияние нанопорошковых инокуляторов на структуру и свойства литого металла высокопрочных сталей / Г. М. Григоренко, В. А. Костин, В. В. Головкин и др. // Современная электрометаллургия. – 2015. – № 2. – С. 32–41.
8. Preparation of self-organized porous anodic niobium oxide microcones and their surface wettability / [Oikawa Y., Minami T., Mayama H., Tsujii K.] // Acta Materialia. – 2009. – Vol. 57. – P. 3941–3946.
9. Ou J.Z. temperature anodized Nb₂O₅ : a photoanode material with exceptionally large photoconversion efficiencies / Ou J.Z., Rani R.A., Ham M.H. Elevated // Acsnano. – 2012. – Vol. 6, № 5. – P. 4045–4053.

Одержано 10.10.2018

Калинин А.В. Способы измельчения зерна и повышения прочностных свойств конструкционных сталей

Цель работы. Изучение способов измельчения зерна и повышения прочности конструкционных сталей 09Г2, 09Г2С в результате модифицирования нанодисперсными композициями, термообработки и интенсивной пластической деформации. Увеличение основных механических свойств Si-Mn сталей: прочностных характеристик, а именно предела текучести ($\sigma_{0,2}$).

Методы исследования. Проводили металлографические исследования зерен сталей до и после модифицирования, а также механические испытания стандартных образцов. Применены методы исследований: металлографический и спектральный анализ, измерение микротвердости, механические испытания, статистическая обработка полученных результатов.

Полученные результаты. Обоснован выбор состава модификатора на основе соответствия кристаллических решеток низкоуглеродистых сталей с гранецентрированной решеткой TiCN. Фракция модификатора соответствовала размеру исходного зерна аустенита. Предложена упрочняющая термическая обработка заготовок: закалка с варьированием скорости охлаждения. После охлаждения структура сталей 09Г2 и 09Г2С состояла из феррита и троостита со средним размером зерна 8...10 мкм. В исходном состоянии размер зерна составлял 30 мкм. Проведен отпуск образцов при 500 и 600 °С. В результате достигнуто повышение микротвердости с 3000 МПа до 4000 МПа сталей.

Научная новизна. Проведено обоснование выбора типа и фракции нанодисперсного модификатора. Способом плазмохимического синтеза получены нанопорошки карбонитрида титана Ti (CN) фракции 50...100 нм.

Практическая ценность. Разработана технология введения модификатора в стальной расплав. Получены качественные модифицированные отливки с однородной структурой. Проведена интенсивная пластическая деформация и термоупрочняющая обработка сталей. Эффект модифицирования подтвержден измельчением зерна Si-Mn-сталей в 3 раза с повышением прочностных свойств.

Ключевые слова: нанодисперсная композиция, модифицирование, плазмохимический синтез, структурные составляющие стали, механические свойства, металлографические параметры.

Kalinin A. The methods of grain refinement and increasing of the mechanical properties of structural steels

Purpose. The study of methods for grinding grain and increasing the strength of structural steels 09Г2, 09Г2С as a result of modifying with nano-dispersed compositions, heat treatment and severe plastic deformation. The increase of the basic mechanical properties of Si-Mn steels: strength characteristics, namely the yield strength ($\sigma_{0,2}$).

Metodology. Metallographic studies of steel grains before and after modification, as well as mechanical tests of standard samples were conducted. Research methods were applied: metallographic and spectral analysis, microhardness measurement, mechanical tests, statistical processing of the obtained results.

Results. The choice of the composition of the modifier is substantiated on the basis of the correspondence of the crystal lattices of low-carbon steels with a face-centered TiCN lattice. The modifier fraction corresponded to the size of the original austenite grain. Hardening heat treatment of blanks was proposed : quenching with varying cooling rates. After cooling, the structure of 09Г2 and 09Г2С steels consisted of ferrite and troostite with an average grain size of 8...10 microns. In the initial state, the grain size was 30 μm . Samples were dispensed at 500 and 600 °C. As a result, an increase in microhardness was achieved from 3000 MPa to 4000 MPa.

Scientific novelty. The substantiation of the choice of the type and fraction of the nano-dispersed modifier is carried out. Nanopowders of titanium carbonitride Ti(CN) of fraction 50...100 nm were obtained by the method of plasma-chemical synthesis.

Practical value. A technology has been developed to introduce a modifier into a steel melt. High-quality modified castings with a uniform structure were obtained. Intensive plastic deformation and heat treatment of steels was processed. The effect of modification is confirmed by grinding the grain of Si-Mn-steels 3 times with increasing strength properties.

Key words: nanodispersed composition, modification, plasma-chemical synthesis, structural components of steel, mechanical properties, crystallographic parameters.

III МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 539.3

Богуславська А. М., канд. фіз.-мат. наук Клименко М. І., д-р техн. наук Гребенюк С. М.

Запорізький національний університет, м. Запоріжжя

ВИЗНАЧЕННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ ПОРОЖНИСТОГО ЦИЛІНДРА З КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТЕРІАЛУ З ТРАНСТРОПНИМ ВОЛОКНОМ

Мета роботи. Отримати аналітичні співвідношення для визначення напружено-деформованого стану порожнистого циліндру із композиційного матеріалу з транстропним волокном при лінійному розподілу температури у радіальному напрямку.

Методи дослідження. Для розв'язання крайової задачі термопружності використовуються аналітичні методи розв'язання крайових задач. Враховуючи низку гіпотез, задачу зведено до вісесиметричної задачі плоскої деформації для ортотропного матеріалу, до розв'язання якої застосовано аналітичні методи розв'язання крайових задач для звичайних диференціальних рівнянь. При врахуванні неоднорідної структури композиційного матеріалу використано метод представницького об'ємного елементу для гомогенізації термопружних властивостей композиту. При цьому неоднорідний волокнистий композиційний матеріал представляється однорідним транстропним матеріалом, механічні властивості якого є функцією механічних характеристик ізотропної матриці та транстропного волокна і об'ємного вмісту кожного з них у композиті.

Отримані результати. Розв'язано крайову задачу термопружності й визначено напружено-деформований стан порожнистого циліндру при сумісній дії внутрішнього тиску та температури, що лінійно розподілена по радіусу циліндра. Матеріал циліндру – композит з транстропним волокном та ізотропною матрицею. Армування волокном відбувалося у трьох напрямках: радіальному, тангенціальному та осьовому.

Наукова новизна. Вперше отримані аналітичні співвідношення для напружень та переміщень порожнистого циліндру із композиційного матеріалу з транстропним волокном та ізотропною матрицею при сумісній дії внутрішнього тиску і лінійно розподіленої по радіусу циліндра температури. Представлено методику врахування у цих аналітичних співвідношеннях схеми розташування волокон у конструкції порожнистого циліндру.

Практична цінність. За допомогою отриманих аналітичних співвідношень проаналізовано напружено-деформований стан порожнистого циліндру із композиційного матеріалу з вуглецевими волокнами залежно від схеми армування волокнами та об'ємного вмісту волокна в композиті. Наведені аналітичні співвідношення можуть бути використані для визначення напружено-деформованого стану конструкцій у вигляді порожнистих циліндрів, а саме при проектуванні різних трубопроводів, які при експлуатації знаходяться в умовах температурного впливу та внутрішнього тиску. Описаний підхід дозволяє раціонально вибрати такі параметри, як розміри конструкції, схеми армування волокнами, матеріали матриці та волокна, об'ємний вміст матриці та волокна у композиційному матеріалі.

Ключові слова: задача термопружності, композиційний матеріал, матриця, волокно, ефективні термопружні характеристики, порожнистий циліндр, гомогенізація.

Вступ

Потреби сучасного машинобудування та будівництва вимагають розширення класу конструкційних матеріалів, що використовуються у цих галузях, та вдосконалення їх властивостей. Це супроводжується інтенсивним впровадженням композитів як таких матеріалів, одним з прикладів чого є використання труб, виготовлених з композитів, у теплових мережах, силових машинах тощо. Використання таких конструкційних елементів

потребує необхідності врахування зміни їх фізико-механічних властивостей під дією температурних полів, тому для розрахунку їх напружено-деформованого стану необхідно враховувати дію термонапружень. Для цього при розрахунках використовують коефіцієнти лінійного температурного розширення, які визначають здебільшого за допомогою наближених методів [1–3]. Особливості гомогенізації композитів при розв'язанні задач термопружності розглянуті у дослідженнях [4–6]. Так, у

[4] розглянуто застосування методу асимптотичного усереднення. Методи визначення локальних полів напружень у задачах термопружності для багатошарових композитів розглянуто у [7]. Математичні моделі для визначення коефіцієнтів лінійного теплового розширення та теплопровідності для металовуглецевих композитів запропоновані у [8]. Основні математичні методи розв'язання задач термопружності композитів регулярної структури розглянуто у [9]. Ефективні термопружні сталі для композитів стохастичної структури визначаються у [10]. У [11] розв'язуються задачі термопружності для оболонкових конструкцій з композиційних матеріалів. У публікаціях [12, 13] висвітлюються методи розв'язання квазістатичних, динамічних та зв'язаних задач термопружності.

Температурна задача для порожнистого циліндра з композиційного матеріалу

Розглянемо порожнистий циліндр з волокнистого композиту. Розв'яжемо температурну вісесиметричну задачу за умов плоскої деформації. Вважатимемо, що зовнішня поверхня циліндра защемлена, а сам циліндр знаходиться під внутрішнім тиском. Загальний аналітичний розв'язок плоскої задачі теорії пружності для однорідного ортотропного матеріалу наведено в роботі [14].

Отримаємо розв'язок температурної задачі для однорідного ортотропного матеріалу за умови, що температура $T(r)$ лінійно залежить від радіальної координати:

$$T(r) = \frac{T_2 - T_1}{r_2 - r_1} \cdot (r - r_1) + T_1,$$

де r_1, r_2 – внутрішній та зовнішній радіус циліндра, T_1, T_2 – значення температури на внутрішній та зовнішній поверхнях циліндра відповідно.

Рівняння рівноваги у цьому випадку зводяться до одного звичайного диференціального рівняння, що містить радіальне та тангенціальне напруження σ_r та σ_θ :

$$\frac{d\sigma_r}{dr} + \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{r} = 0. \quad (1)$$

Для вісесиметричної задачі з ортотропного матеріалу з урахуванням впливу температури $T(r)$ ці компоненти напруження згідно з законом Гука запишемо у вигляді:

$$\sigma_r = \frac{E_r \varepsilon_r + E_\theta \nu_{r\theta} \varepsilon_\theta}{1 - \nu_{r\theta} \nu_{\theta r}} - \frac{T(r) \cdot (E_r \alpha_r + E_\theta \nu_{r\theta} \alpha_\theta)}{1 - \nu_{r\theta} \nu_{\theta r}}, \quad (2)$$

$$\sigma_\theta = \frac{E_r \nu_{\theta r} \varepsilon_r + E_\theta \varepsilon_\theta}{1 - \nu_{r\theta} \nu_{\theta r}} - \frac{T(r) \cdot (E_r \nu_{\theta r} \alpha_r + E_\theta \alpha_\theta)}{1 - \nu_{r\theta} \nu_{\theta r}}, \quad (3)$$

де α_r, α_θ – температурні коефіцієнти лінійного розширення, E_r, E_θ – модулі пружності першого роду відповідно у радіальному та тангенціальному напрямках. Відпо-

відно, $\varepsilon_r, \varepsilon_\theta$ – лінійні деформації ортотропного матеріалу у цих напрямках; $\nu_{r\theta}, \nu_{\theta r}$ – коефіцієнти Пуассона.

Рівняння рівноваги (1) з урахуванням співвідношень Коші:

$$\varepsilon_{rr} = \frac{\partial u_r}{\partial r}, \quad \varepsilon_{\theta\theta} = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial u_\theta}{\partial \theta} + \frac{u_r}{r},$$

а також формул (2), (3) набуває вигляду:

$$\begin{aligned} E_r \frac{d^2 u_r}{dr^2} + \frac{E_r}{r} \frac{du_r}{dr} - \frac{E_\theta}{r^2} u_r = \\ = \frac{dT}{dr} (E_r \alpha_r + E_\theta \nu_{r\theta} \alpha_\theta) + \\ + \frac{T(r) (E_r \alpha_r (1 - \nu_{\theta r}) - E_\theta \alpha_\theta (1 - \nu_{r\theta}))}{r}. \end{aligned} \quad (4)$$

Оскільки розподіл температури лінійно залежить від радіуса циліндра, то розв'язок цього лінійного неоднорідного диференціального рівняння запишеться у вигляді:

$$u_r = Ar \sqrt{\frac{E_\theta}{E_r}} + B / r \sqrt{\frac{E_\theta}{E_r}} + \psi r^2 + \chi r, \quad (5)$$

де

$$\psi = \frac{(E_r \alpha_r (2 - \nu_{\theta r}) - E_\theta \alpha_\theta (1 - 2\nu_{r\theta}))}{4E_r - E_\theta} \cdot \frac{T_2 - T_1}{r_2 - r_1},$$

$$\chi = \frac{(E_r \alpha_r (1 - \nu_{\theta r}) - E_\theta \alpha_\theta (1 - \nu_{r\theta}))}{E_r - E_\theta} \cdot \left(T_1 - \frac{(T_2 - T_1)r_1}{r_2 - r_1} \right).$$

Визначимо сталі A та B , використовуючи граничні умови:

$$\sigma_r(r_1) = -q, \quad (6)$$

$$u_r(r_2) = 0, \quad (7)$$

де q – внутрішній тиск.

З рівності (6) маємо:

$$\begin{aligned} B = \frac{q(1 - \nu_{r\theta} \nu_{\theta r})r_1 \sqrt{\frac{E_\theta}{E_r} + 1}}{(\sqrt{E_r E_\theta} - E_\theta \nu_{r\theta})} + \frac{Ar_1^2 \sqrt{\frac{E_\theta}{E_r}} \left(\sqrt{\frac{E_\theta}{E_r}} + \nu_{\theta r} \right)}{\sqrt{\frac{E_\theta}{E_r} - \nu_{\theta r}}} + \\ + \frac{r_1 \sqrt{\frac{E_\theta}{E_r} + 1} (\chi(1 + \nu_{\theta r}) - (kr_1 + b)(\alpha_r + \nu_{\theta r} \alpha_\theta))}{\sqrt{\frac{E_\theta}{E_r} - \nu_{\theta r}}} + \\ + \frac{\psi r_1 \sqrt{\frac{E_\theta}{E_r} + 2} (2 + \nu_{\theta r})}{\sqrt{\frac{E_\theta}{E_r} - \nu_{\theta r}}}. \end{aligned}$$

Підставивши отриманий вираз у рівняння (7), знаходимо:

$$A = \frac{-qr_1 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 1} (1 - v_{\theta} v_{\theta r})}{r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} (\sqrt{E_r E_0} - E_0 v_{\theta r}) + r_1 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} (\sqrt{E_r E_0} + E_0 v_{\theta r})} - \frac{r_1 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 1} (\chi(1 + v_{\theta r}) - (kr_1 + b)(\alpha_r + v_{\theta r} \alpha_{\theta})) + \psi r_1 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 2} (2 + v_{\theta r})}{r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} \left(\sqrt{\frac{E_0}{E_r}} - v_{\theta r} \right) + r_1 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} \left(\sqrt{\frac{E_0}{E_r}} + v_{\theta r} \right)} - \frac{\left(\psi r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 2} + \chi r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 1} \right) \left(\sqrt{\frac{E_0}{E_r}} - v_{\theta r} \right)}{r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} \left(\sqrt{\frac{E_0}{E_r}} - v_{\theta r} \right) + r_1 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} \left(\sqrt{\frac{E_0}{E_r}} + v_{\theta r} \right)}.$$

Оскільки з (7) також випливає, що

$$B = -Ar_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} - \psi r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 2} - \chi r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 1},$$

то в результаті маємо:

$$u_r = A \left(r \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} - r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} / r \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} \right) + \left(r^2 - r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 2} / r \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} \right) + \chi \left(r - r_2 \sqrt{\frac{E_0}{E_r} + 1} / r \sqrt{\frac{E_0}{E_r}} \right). \quad (8)$$

При розв'язанні задач механіки композитів у більшості випадків неоднорідний композиційний матеріал моделюється однорідним трансверсально-ізотропним матеріалом з площиною ізоотропії, перпендикулярною напрямку волокна, тому визначимо термодпружні сталі для такого матеріалу.

Повздовжній модуль E_1 , поперечний модуль E_2 та коефіцієнти Пуассона ν_{12} , ν_{23} визначаються співвідношеннями [16]:

$$\nu_{12} = \frac{(\alpha - 2\beta v_{12}^{\circ}) \nu_{12}^* + 2E_2^{\circ} f (v_{12}^{\circ} - v_{12}^*)}{\alpha - 2\beta v_{12}^{\circ} + 2f \nu_{21}^* E_2^{\circ} (v_{12}^{\circ} - v_{12}^*)}, \quad (9)$$

$$E_1 = \frac{(\alpha - 2\nu_{12}^{\circ} \beta) E_1^* (1 - f) + (\alpha - 2\nu_{12}^* \beta) E_1^{\circ} f}{\alpha - 2\beta v_{12}^{\circ} + 2f \nu_{21}^* E_2^{\circ} (v_{12}^{\circ} - v_{12}^*)}, \quad (10)$$

$$E_2 = \frac{2\alpha E_2^*}{(\alpha(1 + v_{23}^*) + 4(\gamma - 2E_2^* (1 - v_{21}^* \nu_{12}^*)) f \chi_1 + \chi_2) + \delta + \eta_1 \eta_2}, \quad (11)$$

$$\nu_{23} = \frac{(\alpha(1 + v_{23}^*) + 4(\gamma - 2E_2^* (1 - v_{21}^* \nu_{12}^*)) f \chi_1 + \chi_2) - (\delta + \eta_1 \eta_2)}{(\alpha(1 + v_{23}^*) + 4(\gamma - 2E_2^* (1 - v_{21}^* \nu_{12}^*)) f \chi_1 + \chi_2) + (\delta + \eta_1 \eta_2)}, \quad (12)$$

де

$$\alpha = E_2^* (1 - f) (1 - v_{23}^{\circ}) + E_2^{\circ} (f (1 - v_{23}^*) + (1 + v_{23}^*)),$$

$$\beta = v_{21}^{\circ} E_2^* (1 - f) + v_{21}^* f E_2^{\circ}, \quad \gamma = E_2^* (1 - v_{23}^{\circ}) + E_2^{\circ} (1 + v_{23}^*),$$

$$\delta = f (1 + v_{23}^*) (\gamma - 2E_2^{\circ}) + \gamma (1 - v_{23}^*),$$

$$\eta_1 = 2E_1^{\circ} E_1^* (f - 1) \cdot f (v_{21}^* \gamma - 2v_{21}^{\circ} E_2^*),$$

$$\eta_2 = 1 / (E_2^* (\alpha (E_1^{\circ} f + E_1^* (1 - f)) - 2\beta (v_{12}^* E_1^{\circ} f + v_{12}^{\circ} E_1^* (1 - f))))),$$

$$\chi_1 = \frac{(d_{11} - d_{21})}{d_{11} d_{22} - d_{21} d_{12}}, \quad \chi_2 = \frac{(d_{22} - d_{12})}{d_{11} d_{22} - d_{21} d_{12}},$$

$$d_{11} = E_2^{\circ} ((4f - 3 - 1/f^2) (1 + v_{23}^*) - 4f (1 - v_{21}^* \nu_{12}^*)) - E_2^* ((4f - 1/f^2 - 3) (1 + v_{23}^{\circ}) + 4(1/f^2 - f) (1 - v_{21}^{\circ} \nu_{12}^{\circ})),$$

$$d_{12} = E_2^{\circ} ((1/f - f) (1 + v_{23}^*) - 4(1 - v_{21}^* \nu_{12}^*)) - E_2^* ((1/f - f) (1 + v_{23}^{\circ}) + 4(1 - 1/f) (1 - v_{21}^{\circ} \nu_{12}^{\circ})),$$

$$d_{21} = E_2^{\circ} (4f (1 - v_{21}^* \nu_{12}^*) + (2f + 1/f^2 - 3) (1 + v_{23}^*)) - E_2^* ((2f + 1/f^2 - 3) (1 + v_{23}^{\circ}) + 4(f - 1/f^2) (1 - v_{21}^{\circ} \nu_{12}^{\circ})),$$

$$d_{22} = E_2^{\circ} ((2 - f - 1/f) (1 + v_{23}^*) - 4(1 - v_{21}^* \nu_{12}^*)) - E_2^* ((2 - f - 1/f) (1 + v_{23}^{\circ}) + 4(1/f - 1) (1 - v_{21}^{\circ} \nu_{12}^{\circ})).$$

Тут символом $^{\circ}$ позначено термодпружні сталі, які відносяться до матеріалу волокна, а символом * – до матеріалу матриці.

Температурні коефіцієнти лінійного розширення композиту розрахуємо за формулами [17]:

$$\alpha_{11} = \frac{\gamma f d^*}{(d^{\circ} + f(d^* - d^{\circ}))(d_1 - d_2)} + \frac{2f E_2^{\circ} v^* (\alpha_{22}^{\circ} - \alpha^*)}{d_1 - d_2} + \alpha^*,$$

$$\alpha_{22} = - \frac{\gamma f}{(d_1 - d_2) (d^{\circ} + f(d^* - d^{\circ}))} \times$$

$$\times \left(2v_{21}^{\circ} (1 - f) + \frac{v^* (2f E_2^{\circ} + d_1 - d_2)}{E^*} \right) + \frac{2f E_2^{\circ}}{d_1 - d_2} (\alpha^* - \alpha_{22}^{\circ}) + \alpha^*, \quad (13)$$

де

$$\gamma = \frac{2v_{21}^{\circ} d_1 (\alpha_{22}^{\circ} - \alpha^*)}{(1 - v_{23}^*)} + (d_1 - d_2) \alpha_{11}^{\circ} + 2v_{21}^* f E_2^{\circ} (\alpha^* - \alpha_{22}^{\circ}) - \alpha^* (d_1 - d_2),$$

$$d_1 = E^*(f-1)(1-\nu_{23}^\circ), \quad d_2 = E_2^\circ(f(1-\nu^*) + (1+\nu^*)),$$

$$d^\circ = \left(E^*(f-1)(1-\nu_{23}^\circ - 2\nu_{12}^\circ\nu_{21}^\circ) - \right.$$

$$\left. - E_2^\circ(f(1-\nu^* - 2\nu_{12}^\circ\nu^*) + (1+\nu^*)) \right) / E_1^\circ$$

$$d^* = \left(E^*(f-1)(1-\nu_{23}^\circ - 2\nu_{12}^\circ\nu_{21}^\circ) - \right.$$

$$\left. - E_2^\circ(f(1-\nu^* - 2(\nu^*)^2) + (1+\nu^*)) \right) / E^*.$$

Враховуючи, що на практиці можливі різні схеми армування волокнами, розглянемо цю задачу для таких вісесиметричних випадків:

- армування в тангенціальному напрямі, тоді у формулі (8) необхідно прийняти $E_r = E_2$, $E_\theta = E_1$,

$\nu_{r\theta} = \nu_{21}$, $\nu_{\theta r} = \nu_{12}$, $\alpha_r = \alpha_2$, $\alpha_\theta = \alpha_1$;

- армування в осьовому напрямі, тоді у формулі (8) необхідно прийняти $E_r = E_2$, $E_\theta = E_3$, $\nu_{r\theta} = \nu_{23}$,

$\nu_{\theta r} = \nu_{32}$, $\alpha_r = \alpha_2$, $\alpha_\theta = \alpha_3$;

- армування в радіальному напрямі, тоді у формулі (8) необхідно прийняти $E_r = E_1$, $E_\theta = E_2$, $\nu_{r\theta} = \nu_{12}$, $\nu_{\theta r} = \nu_{21}$.

Отримаємо розв'язок задачі для композитних матеріалів на основі вуглецевих волокон [15]. Механічні характеристики волокна: модуль пружності $E_1^* = 225,63$ ГПа, $E_2^* = 7,55$ ГПа, коефіцієнти Пуассона $\nu_{12}^\circ = 0,3$, $\nu_{21}^\circ = \frac{\nu_{12}^\circ \cdot E_2^\circ}{E_1^\circ}$, $\nu_{23}^\circ = 0,2$, температурні кое-

фіцієнти лінійного розширення $\alpha_{11}^* = 0,5 \cdot 10^{-6} (^\circ\text{C})^{-1}$, $\alpha_{22}^* = \alpha_{33}^* = 19 \cdot 10^{-6} (^\circ\text{C})^{-1}$. Механічні характеристики матриці: модуль пружності $E_1^* = E_2^* = 3$ ГПа, коефіцієнти Пуассона $\nu_{12}^* = \nu_{21}^* = \nu_{23}^* = 0,35$, температурні коефіцієнти лінійного розширення $\alpha_{11}^* = \alpha_{22}^* = \alpha_{33}^* = 45 \cdot 10^{-6} (^\circ\text{C})^{-1}$.

Внутрішній радіус циліндра прийемо рівним $r_1 = 0,1$ м, зовнішній – $r_2 = 0,15$ м, внутрішній тиск $q = 0,2$ МПа, температура $T_1 = 100$ °С та $T_2 = 20$ °С. Знайшовши пружні сталі композиту за формулами (9)–(13) та скориставшись формулою (8), отримаємо залежності для різних типів армування.

На рис. 1 зображено графіки залежностей $u_r(r)$ для різних значень об'ємного вмісту f волокна у композиті при армуванні композиту волокном у тангенціальному напрямі. Аналогічні графіки для осьового та радіального армування наведені відповідно на рис. 2. та рис. 3.

З аналізу розв'язків трьох вісесиметричних задач для різних схем армування волокнами – у вісєвому, радіальному та тангенціальному напрямі – можна зазначити, що максимальне деформування циліндру відбувається при радіальному армуванні, а мінімальне – при

тангенційному. Збільшення об'ємного вмісту волокна, більш жорсткого порівняно з матрицею, при всіх трьох схемах армування зменшує величину деформацій у порожнистому циліндрі.

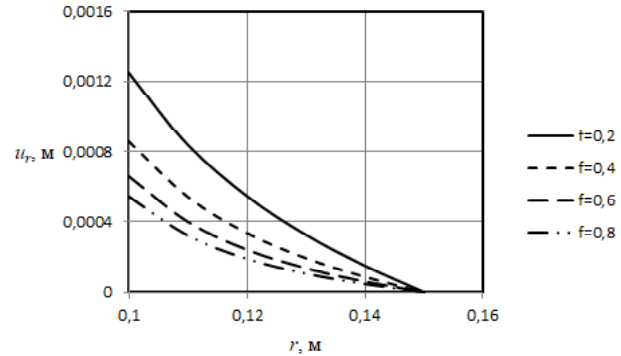


Рис. 1. Розподіл радіальних переміщень u_r залежно від об'ємного вмісту волокна f при тангенціальному армуванні

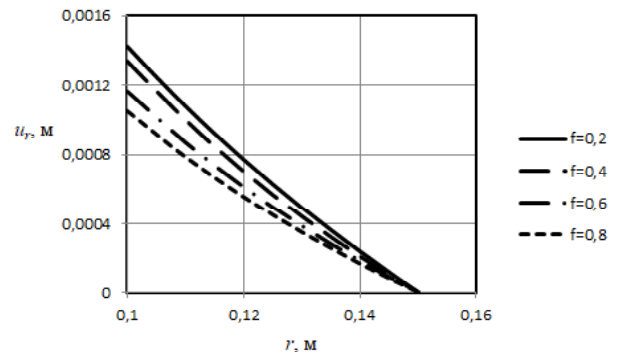


Рис. 2. Розподіл радіальних переміщень u_r у залежності від об'ємного вмісту волокна f при армуванні вздовж осі

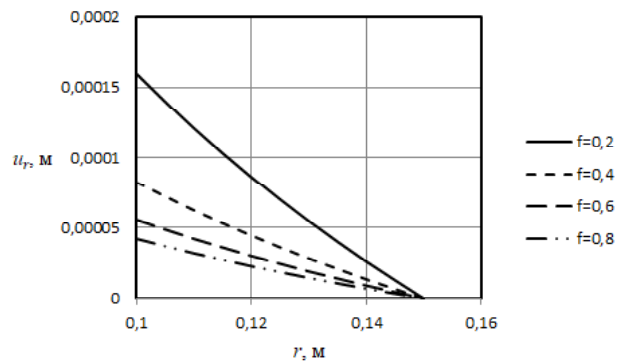


Рис. 3. Розподіл радіальних переміщень u_r у залежності від об'ємного вмісту волокна f при радіальному армуванні

Використовуючи закон Гука (2), (3) з урахуванням формули (8) та співвідношень Коші, отримаємо залежність радіального та тангенційного напружень при різних схемах армування залежно від об'ємного вмісту волокна в композиті, що зображені на рис. 4–9 відповідно.

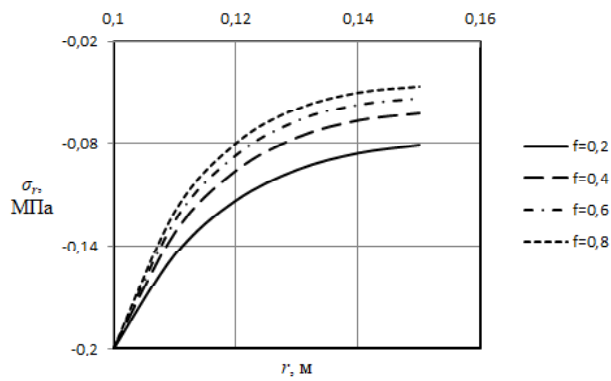


Рис. 4. Розподіл σ_r при тангенціальному армуванні

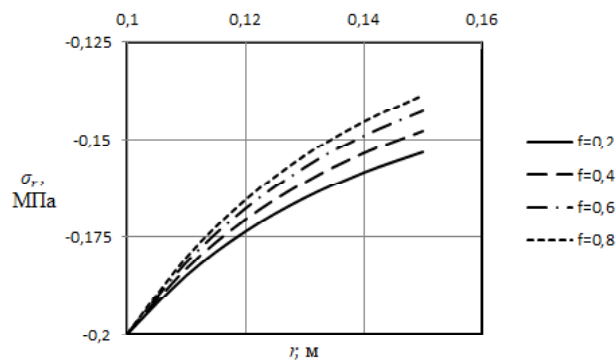


Рис. 5. Розподіл σ_r при армуванні вздовж осі

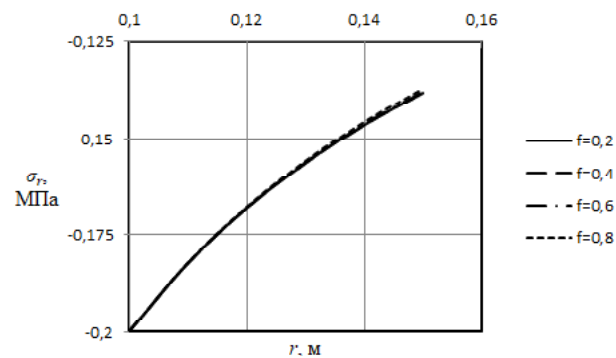


Рис. 6. Розподіл σ_r при радіальному армуванні

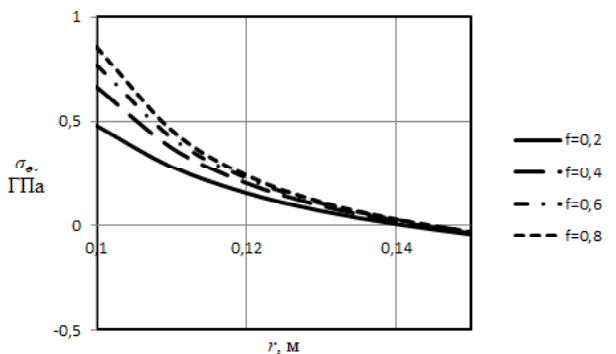


Рис. 7. Розподіл σ_θ при тангенціальному армуванні

Можна зазначити, що при радіальному армуванні радіальні напруження практично не залежать від вмісту волокна у композиті, а при тангенційному та вісєвому армуванні при збільшенні об'ємного вмісту волокна стискаючі радіальні напруження зменшуються.

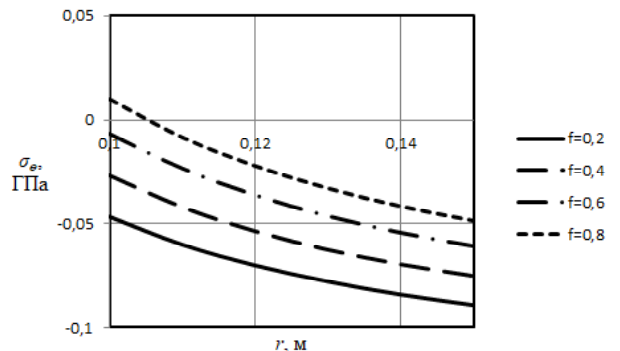


Рис. 8. Розподіл σ_θ при армуванні вздовж осі

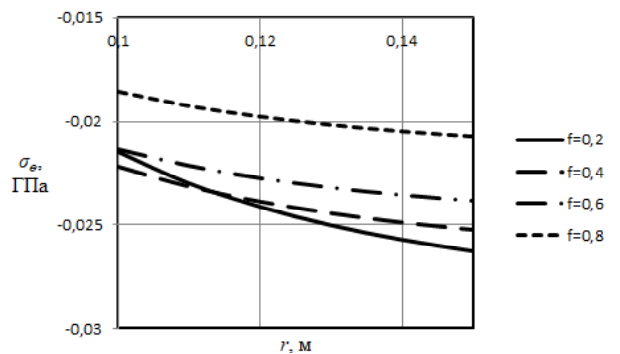


Рис. 9. Розподіл σ_θ при радіальному армуванні

Висновки

Отже, отримано аналітичний розв'язок задачі про напружено-деформований стан порожнистого циліндра з волокнистого композиту при дії температурного та силового навантаження. Результати можуть бути використані при розрахунку труб у теплових мережах, а також різноманітних конструкційних елементів силових установок у вигляді порожнистих циліндрів, що знаходяться під дією температурних полів.

Список літератури

1. Кристенсен Р. Введение в механику композитов / Кристенсен Р. – М. : Мир, 1982. – 336 с.
2. Зарубин В. С. Оценка методом самосогласования температурного коэффициента линейного расширения с дисперсными включениями / Зарубин В. С., Кувиркин Г. И., Савельева И. Ю. // Наука и образование. – 2015. – № 2. – С. 197–215.
3. Тарнопольский Ю. М. Пространственно-армированные композиционные материалы / Тарнопольский Ю. М., Жигун И. Г., Поляков В. А. – М. : Машиностроение, 1987. – 223 с.
4. Димитриенко Ю. И. Численное моделирование теплового расширения композиционных материалов на осно-

- ве метода асимптотического осреднения / Димитриенко Ю. И., Губарева Е. А., Сборщиков С. В. // Инженерный журнал : наука и инновации. Выпуск 12. 2015. URL: <http://engjournal.ru/catalog/msm/pmcm/1452.html>. (Дата звернення: 15.11.2017)
5. Димитриенко Ю. И. Конечно-элементный метод для вычисления эффективных характеристик пространственно-армированных композитов / Димитриенко Ю. И., Кашкаров А. И. // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Естественные науки. – 2002. – № 2. – С. 95–108.
 6. Победря Б. Е. Механика композиционных материалов / Победря Б. Е. – М. : Изд-во МГУ, 1984. – 336 с.
 7. Лурье С. А. Градиентная модель термоупругости для слоистой композитной структуры / Лурье С. А., Дудченко А. А., Нгуен Д. К. // Электронный журнал «Труды МАИ». Выпуск 75. URL: www.mai.ru/science/trudy. (Дата звернення: 14.11.2017)
 8. О прогнозировании коэффициентов теплопроводности и линейного теплового расширения многокомпонентных композитов / Скачков В. А., Баглюк Г. А., Веденникова О. С., Иванов В. И. // Проблемы трибологии. – 2012. – № 2. – С. 108–111.
 9. Бардзокас Д. И. Математическое моделирование физических процессов в композиционных материалах периодической структуры / Бардзокас Д. И., Зобнин А. И. – М. : Едиториал УРСС, 2003. – 376 с.
 10. Статистическая механика и эффективные свойства материалов / Хорошун Л. П., Маслов Б. П., Шикун Е. И., Назаренко Л. В. // Т. 3. Механика композитов. – К. : Наукова думка, 1993. – 390 с.
 11. Белозеров Л. Г. Композитные оболочки при силовых и температурных воздействиях / Белозеров Л. Г., Киреев В. А. – М. : Физматлит, 2003. – 388 с.
 12. Карнаузов В. Г. Связанные задачи термоупругости / Карнаузов В. Г. – К. : Наукова думка, 1982. – 260 с.
 13. Коваленко А. Д. Термоупругость / Коваленко А. Д. – К. : Вища школа, 1975. – 215 с.
 14. Киричевский В. В. Метод конечных элементов в механике эластомеров / Киричевский В. В. – К. : Наук. думка, 2002. – 655 с.
 15. Крегерс А. Ф. Математическое моделирование термического расширения пространственно армированных композитов / Крегерс А. Ф. // Механика композит. материалов. – 1988. – № 3. – С. 433–441.
 16. Гребенюк С. М. Напряжено-деформированный стан просторовых конструкций на основі гомогенізації волокнистих композитів : автореф. дис. д-ра техн. наук : спец. 01.02.04 «Механіка деформівного твердого тіла» / С. М. Гребенюк. – Запоріжжя, 2016. – 35 с.
 17. Клименко М. И. Термомеханические характеристики волокнистого композиционного материала с изотропной матрицей и трансверсально-изотропным волокном // Клименко М. И., Гребенюк С. Н., Богуславская А. М. // Вісник Запорізького національного університету. Фізико-математичні науки. – 2017. – № 1. – С. 179–189.

Одержано 14.05.2018

Богуславская А. М., Клименко М. И., Гребенюк С. Н. Определение напряженно-деформированного состояния полого цилиндра из композиционного материала с трансропным волокном

Цель работы. Получить аналитические соотношения для определения напряженно-деформированного состояния полого цилиндра из композиционного материала с трансропным волокном при линейном распределении температуры в радиальном направлении.

Методы исследования. Для решения краевой задачи термоупругости используются аналитические методы решения краевых задач. С учетом ряда гипотез задача сведена к осесимметричной задаче плоской деформации для ортотропного материала, для решения которой использовались аналитические методы решения краевых задач для обыкновенных дифференциальных уравнений. При учете неоднородной структуры композиционного материала применялся метод представительного объемного элемента для гомогенизации термоупругих свойств композита. При этом неоднородный волокнистый композиционный материал представляется однородным трансропным материалом, механические свойства которого являются функцией механических характеристик изотропной матрицы и трансропного волокна и объемного содержания каждого из них в композите.

Полученные результаты. Получено решение краевой задачи термоупругости и определено напряженно-деформированное состояние полого цилиндра при совместном действии внутреннего давления и температуры, что линейно распределена по радиусу цилиндра. Материал цилиндра – композит с трансропным волокном и изотропной матрицей. Армирование волокном проводилось в трех направлениях: радиальном, тангенциальном и осевом.

Научная новизна. Впервые получены аналитические соотношения для напряжений и перемещений полого цилиндра из композиционного материала с трансропным волокном и изотропной матрицей при совместном действии внутреннего давления и линейно распределенной по радиусу цилиндра температуры. Представлено методика учета в этих аналитических соотношениях схемы расположения волокон в конструкции полого цилиндра.

Практическая ценность. С помощью полученных аналитических соотношений проанализировано напряженно-деформированное состояние полого цилиндра из композиционного материала с углеродными волокнами в зависимости от схемы армирования волокнами и объемного содержания волокна в композите. Приведенные аналитические соотношения могут быть использованы для определения напряженно-деформированного состояния конструкций в виде полых цилиндров, а именно при проектировании разных трубопроводов, находящихся при эксплуатации в условиях температурного влияния и внутреннего давления.

Описанный подход позволяет рационально подбирать такие параметры, как размеры конструкции, схемы армирования волокнами, материалы матрицы и волокна, объемное содержание матрицы и волокна в композиционном материале.

Ключевые слова: задача термоупругости, композиционный материал, матрица, волокно, эффективные термоупругие характеристики, полый цилиндр, гомогенизация.

Boguslavsk A., Klymenko M., Grebeniuk S. Determination of the stress-strained state of the hollow cylinder made of the composite material with the transtropic fiber

Purpose. To obtain analytical correlations for determination of the stress-strained state of the hollow cylinder made of the composite material with the transtropic fiber when linear temperature distributing in radial direction.

Methods of investigation. Analytical methods of the boundary-value problems are used for the solution of the boundary-value problem of thermoelasticity. Taking into account a number of hypotheses the problem is brought to the axisymmetric problem of the flat deformation for orthotropic material. For solution of this problem analytical methods of the boundary-value problems for usual differential equations are used. While considering heterogeneous structure of the composite material a method of representative volume element for homogenization of thermoelastic composite's characteristics is used. In so doing heterogeneous fibrous composite material is represented by homogeneous transtropic material having mechanical characteristics that are the function of the mechanical feature of isotropic matrix and transtropic fiber and of the volume content of each of them in the composite.

Results. The boundary-value problem of thermoelasticity is solved, and the stress-strained state of the hollow cylinder under combined influence of the internal pressure and temperature linearly dispersed through the cylinder radius, is determined. The material of the cylinder is the composite of the transtropic fiber and isotropic matrix. Fiber arming was made in three directions: radial, tangential, and axial.

Scientific novelty. For the first time, analytical correlations for tensions and shifts of the hollow cylinder of the composite material with transtropic fiber and isotropic matrix under combined influence of the internal pressure and temperature linearly dispersed through the cylinder radius. The methodic of consideration of the fiber placing scheme in the construction of the hollow cylinder is represented.

Practical value. Using obtained analytical correlations the stress-strained state of the hollow cylinder made of the composite material with the carbonic fibers is analyzed in dependency on the scheme of the arming with fibers and volume content of the fiber in the composite. The given analytical correlations can be used on determination of the stress-strained state of the constructions in the form of hollow cylinders, notably while projecting pipelines which during their exploitation are under conditions of temperature influence and internal pressure. The described approach allows efficiently choose such operation factors as sizes of a construction, schemes of the arming with fibers, materials of a matrix and fiber, volume content of a matrix and fiber in a composite material.

Key words: problem of thermoelasticity, composite material, matrix, fiber, temperature coefficients of linear expansion, hollow cylinder, homogenization.

ОСОБЛИВОСТІ МЕХАНІКИ ПОДРІБНЕННЯ ГРУНТОВОГО ШАРУ ПРИ ОБРОБЦІ ЙОГО ЗУБЧАСТИМ РОБОЧИМ ОРГАНОМ

Мета роботи. Чорноземи України є однією з найбільших коштовностей держави та її стратегічним ресурсом. Якість та родючість ґрунтів значною мірою залежать від способу обробки та від конструктивних особливостей оброблювального інструменту. З метою інтенсифікації процесу, підвищення якості, зниження енергозатрат при обробці ґрунту запропоновано конструкцію зубчастого робочого органу (ЗРО). Поставлено задачу випробовувати працездатність нового ЗРО, дослідити механіку подрібнення ґрунту при обробці його зубчастим робочим органом та розробити моделі взаємодії ґрунту з поверхнями зубців робочого органу.

Методи дослідження. Розроблено математичні моделі механіки подрібнення ґрунту при його обробці зубчастим робочим органом. Процес подрібнення складається з двох послідовних фаз. У першій фазі шар ґрунту руйнується при проходженні лобної поверхні інструмента, яка виконана по логарифмічній спіралі. Руйнування ґрунтового пласта в першій фазу залежить від швидкості руху машини та від характерного кута логарифмічної спіралі, по якій виконана лобова поверхня ЗРО. Далі шар подрібнюється на хвилястій поверхні синусного циліндра. Після подрібнення на лобовій поверхні ЗРО ґрунт потрапляє на хвилясту поверхню вже значно розпушеним. При цьому пласт отримує деформації перегину на синусній поверхні, що додатково і більш якісно руйнує цілісність і подрібнює пласт ґрунту за рахунок почергових деформацій розтягування (розриву) та стиску, викликаних впадинами та виступами синусної поверхні ЗРО. Комбінація спіральної та синусної поверхні зубчастого робочого органу забезпечує високу якість та енергоефективність обробки ґрунту.

Наукова новизна. Враховуючи сучасні аграрні реалії та перспективи України, обробка ґрунту новим зубчастим інструментом із комбінованими робочими поверхнями у вигляді логарифмічної спіралі та синусного циліндра є вчасним, актуальним та новим напрямом в сільськогосподарській науці.

Практична цінність. Руйнування ґрунтового пласта при обробці його наявними робочими органами в основному відбувається внаслідок деформацій розриву із зсувом. При обробці пропонованим зубчастим робочим органом за рахунок копіювання складного профілю робочої поверхні ЗРО додатково в ґрунті виникають напруження стиску, розтягу та згину. Неоднорідне поле деформацій сприяє високій якості подрібнення пласта під час обробки ґрунту з мінімальними енергозатратами.

Ключові слова: обробка ґрунту, зубчастий робочий орган (ЗРО), логарифмічна спіраль, лобова поверхня, хвиляста поверхня, синусний циліндр.

Якість обробки ґрунту та енерговитрати при цьому значною мірою залежать від типу робочого органу. З метою інтенсифікації процесу, підвищення якості, зниження енергозатрат при обробці ґрунту запропоновано конструкцію зубчастого робочого органу (ЗРО), яка детально розглянута в роботі [1]. У запропонованому ЗРО лобова поверхня виконана за логарифмічною спіраллю, наступна поверхня – хвилястою. На кожній із зазначених поверхонь процес подрібнення ґрунту при його різанні ЗРО різні.

Розглянемо першу фазу процесу – рух пласта ґрунту по лобовій поверхні ЗРО, яка виконана за логарифмічною спіраллю

$$r_i = r_0 \cdot e^{\alpha \cdot t \cdot g \varphi},$$

де α – поточний кут логарифмічної спіралі, рад;

φ – кут внутрішнього тертя ґрунту, рад.

Спіральна поверхня інструменту побудована з урахуванням фізико-механічних властивостей ґрунту і глибини його обробки.

Руйнування пласта робочим органом, відбувається при умові

$$N \geq [N_0],$$

де $[N_0]$ – гранична сила нормального тиску ґрунту на робочу поверхню інструменту, Н.

У місцях концентрації граничної нормальної реакції ґрунту утворюються тріщини, що відповідають деформації розриву.

Для визначення нормальної складової реакції ґрунту скористаємося схемою (рис. 1).

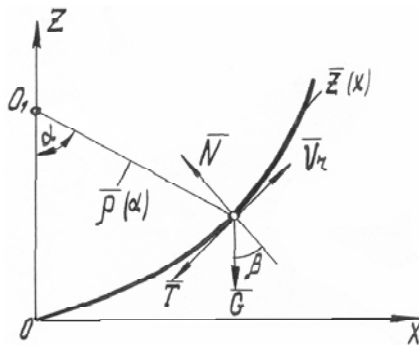


Рис. 1. Схема руху ґрунту по лобовій поверхні робочого органу

Рух елементів пласта ґрунту вгору по лобовій поверхні ЗРО можна моделювати як рух матеріальних точок по шорсткій поверхні [2]. Для визначення швидкості відносного руху ґрунту складемо рівняння рівноваги в природній системі координат, застосовуючи принцип Д'аламбера

$$\left. \begin{aligned} m \frac{dv_r}{dt} &= -T - G \sin(\alpha - \beta) \\ N &= G \cos(\alpha - \beta) + m \frac{v_r^2}{\rho(\alpha)} \end{aligned} \right\}, \quad (2)$$

де m – маса ґрунту, яка знаходиться на лобовій поверхні та визначається через

$m = \gamma \cdot V$, кг;
 V – об'єм ґрунту, м^3 ;
 γ – щільність ґрунту, $\text{кг}/\text{м}^3$;
 $T = fN$ – сила тертя ґрунту по інструменту, кН;
 f – коефіцієнт тертя ґрунту по сталі;
 $\rho(\alpha)$ – радіус кривизни робочої поверхні ЗРО, м;
 v_r – швидкість ковзання ґрунту по робочій поверхні, м/с.

Визначимо відносну швидкість руху пласта з рівняння (1)

$$m \frac{dv_r}{dt} = \left[mg \cos(\alpha - \beta) + \frac{mv_r^2}{\rho(\alpha)} \right] f - mg \sin(\alpha - \beta). \quad (2)$$

Замінивши $dt = \frac{\rho(\alpha)d\alpha}{v_r}$ та позначивши $v_r^2 = y$, отримаємо рівняння

$$\frac{dy}{d\alpha} + 2yf = 2g\rho(\alpha)[f \cos(\alpha - \beta) + \sin(\alpha - \beta)] \quad (3)$$

Інтегруємо рівняння з початковими умовами $\alpha = 0$ та $v_r = v$, де v – швидкість руху робочого органу, м/с.

Позначивши праву частину рівняння (3) через $\Phi(\alpha)$, отримаємо залежність

$$\frac{dy}{d\alpha} + 2yf = \Phi(\alpha), \quad (4)$$

Яка є лінійним неоднорідним рівнянням, що розраховується методом довільної сталої

$$y' + 2fy = 0; \quad y = ce^{2f\alpha},$$

де $c = c(\alpha)$ – довільна стала.

Подальші перетворення

$$y' = c'e^{-2f\alpha} - 2fc'e^{-2f\alpha}.$$

Дозволяють отримати зручне рівняння

$$\frac{dc}{d\alpha} \cdot e^{-2f\alpha} = 2g\rho(\alpha)[f \cos(\alpha - \beta) + \sin(\alpha - \beta)].$$

Звідки

$$c = 2g \int \rho(\alpha) e^{-2f\alpha} [f \cos(\alpha - \beta) + \sin(\alpha - \beta)] d\alpha, \quad (5)$$

де $\rho(\alpha) = a \cdot e^{k\alpha}$ – логарифмічна спіраль.

Після підстановки в рівняння (5) маємо

$$c = 2ga \left\{ f \frac{e^{k+2f}}{(k+2f)^2 + 1} \left[\cos(\alpha - \beta)(k+2f-1) + \sin(\alpha - \beta) \left(\frac{k}{f} + 3 \right) \right] \right\} + c_1,$$

де $k = \text{tg} \varphi$ – коефіцієнт внутрішнього тертя ґрунту.

Враховуючи початкові умови $c(0) = v_m^2$, де v_m – швидкість машини, запишемо

$$v_m^2 = c_1 + 2ga \left\{ \frac{fe^{k+2f}}{(k+2f)^2 + 1} \left[\cos \beta (k+2f-1) - \sin \beta \left(\frac{k}{f} + 3 \right) \right] \right\};$$

$$c_1 = v_m^2 + 2ga \left\{ \frac{fe^{k+2f}}{(k+2f)^2 + 1} \left[\left(\frac{k}{f} + 3 \right) \sin \beta - \cos \beta (k+2f-1) \right] \right\}.$$

Далі

$$c(\alpha) = v_m^2 + 2ga \frac{fe^{k+2f}}{(k+2f)^2 + 1} \times \left[\left(\frac{k}{f} + 3 \right) \sin \beta + \sin(\alpha - \beta) - (k+2f-1) \cos \beta - \cos(\alpha - \beta) \right].$$

Після перетворення маємо

$$y = v_r^2 = \left\{ \begin{aligned} & v_m^2 + 4ga \frac{fe^{k+2f}}{(k+2f)^2 + 1} \sin \frac{\alpha}{2} \times \\ & \times \left[\left(\frac{k}{f} + 3 \right) \cos \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) + \right. \\ & \left. + (k+2f-1) \sin \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) \right] \end{aligned} \right\} e^{-2f\alpha}.$$

Ввівши позначення

$$4ga \frac{fe^{k+2f}}{(k+2f)^2 + 1} = A; \quad \frac{k}{f} + 3 = B;$$

$$(k+2f-1) = D,$$

остаточно отримаємо

$$v_r = e^{-f\alpha} \sqrt{V_m^2 + A \sin \frac{\alpha}{2} \left[B \cos \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) + D \sin \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) \right]}. \quad (6)$$

Рівняння (6) дозволяє провести аналіз залежності швидкостей ковзання ґрунту по лобовій поверхні ЗРО в різних її точках від швидкості руху машини (v_m) і кута (α), який визначає траєкторію руху пласта ґрунту за логарифмічною спіраллю.

Підставимо значення v_r в рівняння (1), з якого визначимо $N(\alpha)$. При цьому враховуємо, що G – є вага пласта, який знаходиться на робочому органі, і залежить від встановленої глибини обробки

$$N(\alpha) = mg \cos(\alpha - \beta) + \frac{me^{-f\alpha} \left(V_m^2 + A \sin \frac{\alpha}{2} \left[B \cos \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) + D \sin \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) \right] \right)}{ae^{k\alpha}};$$

$$N(\alpha) = m \left\{ \frac{g \cos(\alpha - \beta) \cdot ae^{k\alpha} + e^{-f\alpha} \left(V_m^2 + A \sin \frac{\alpha}{2} \times \left[B \cos \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) + D \sin \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) \right] \right)}{ae^{k\alpha}} \right\}. \quad (7)$$

Умову руйнування пласта, що пересувається по логарифмічній спіралі лобової поверхні ЗРО, можна виразити наступною залежністю

$$m \left\{ \frac{g \cos(\alpha - \beta) + e^{-f\alpha} \left(V_m^2 + A \sin \frac{\alpha}{2} \times \left[B \cos \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) + D \sin \left(\beta - \frac{\alpha}{2} \right) \right] \right)}{ae^{k\alpha}} \right\} \geq [N_g]. \quad (8)$$

Тобто руйнування ґрунтового пласта в першій фазі процесу повністю залежить від кута β , який характеризує логарифмічну спіраль лобової поверхні інструменту.

Розглянемо другу фазу процесу – рух пласта ґрунту по хвилястій поверхні ЗРО.

Після подрібнення ґрунту на лобовій поверхні ЗРО ґрунт потрапляє на хвилясту поверхню вже значно розпушеним. Тому рух зруйнованих елементів по даній поверхні можна вважати аналогічним руху частинок сипучої маси по поверхні синусного циліндра [3].

Для розгляду деформацій та руйнування ґрунту в другій фазі процесу скористаємось схемою (рис. 2).

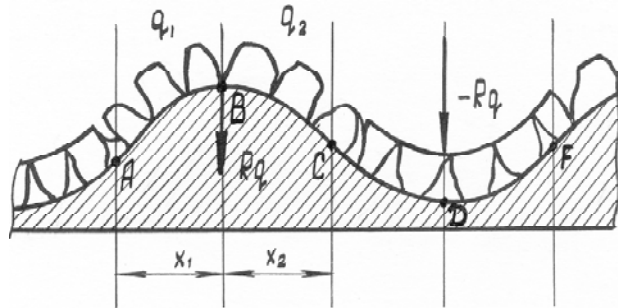


Рис. 2. Схема руху пласта ґрунту по хвилястій поверхні ЗРО

В точках A, C, F в результаті згину виникають напруження, що прагнуть зруйнувати пласт. Ці точки є місцями перегину пласта на синусній поверхні. Тут пласт ґрунту руйнується деформаціями згину. Перебуваючи на ділянці AC, пласт руйнується деформацією розриву. При цьому на ділянці AC діє нерівномірно розподілене навантаження q , інтенсивність якого змінюється вздовж ділянки AC в залежності від її довжини X . Інакше кажучи, q є функцією від X . Визначимо поперечну силу Q і момент M пласта ґрунту на ділянці AC.

Поперечна сила Q і згинальний момент M є також функціями від X .

Розглядаючи поперечну силу як суму елементарних сил $q(x)$, що прикладені до пласта на ділянках AB і BC, знаходимо

$$Q(x) = - \int_{x_1}^{x_2} q(x) dx. \quad (9)$$

Відповідно, $Q(x)$ дорівнює рівнодійній розподіленого навантаження.

На ділянці ВС сила в ґрунтовому пласті змінює свій знак на протилежний. Згинальні моменти на ділянках АВ і ВС рівні по величині, але протилежно спрямовані. Згинаючий момент можна обчислити як

$$M(\alpha) = \pm Rqx, \quad (10)$$

де R – радіус кривизни хвилястої поверхні, м.

На ділянці випуклої хвилі АС руйнування ґрунтового пласта відбувається деформацією розриву та зсуву за рахунок закономірних навантажень, що діють в цій зоні. На ділянці CF картина розподілення закономірних навантажень повторюється, тільки з тим винятком, що руйнування ґрунтового пласта тут відбувається деформацією стиснення.

Протягом хвилястої поверхні ЗРО пласт ґрунту під дією знакомінних навантажень руйнується деформаціями розриву і стиснення, а також під дією згинального моменту.

Висновки

Руйнування ґрунтового пласта при обробці його наявними робочими органами в основному відбувається внаслідок деформацій розриву із зсувом.

При обробці пропонованим зубчастим робочим органом за рахунок копіювання складного профілю робочої поверхні ЗРО додатково в ґрунті виникають напруження стиску, розтягу та згину. Неоднорідне поле деформацій сприяє високій якості подрібнення пласта під час обробки ґрунту з мінімальними енергозатратами.

Список літератури

1. Кушнарєв А. С. Некоторые закономерности деформации почвы / Кушнарєв А. С., Бауков А. В // Почвообрабатывающие машины и динамика агрегатов : Труды / ЧИМЭСХ. – Челябинск, 1970. – Вып. 33. – С. 44–49.
2. Василенко П. М. Теория движения частиц по шероховатым поверхностям с.х. машин / Василенко П. М. – К. : Изд-во УСХА, 1960. – С. 283–289.
3. Шалман Д. А. Снегоочистители / Шалман Д. А. – Л. : Машиностроение, 1973. – 235 с.

Одержано 15.09.2018

Шанина З.М., Мартовицкий Л.М., Глушко В.И. Особенности механики измельчения почвенного слоя при обработке его зубчатым рабочим органом

Цель работы. Черноземы Украины являются одной из главных ценностей государства и его стратегическим ресурсом. Качество и плодородие почв в значительной степени зависят от способа обработки и от конструктивных особенностей обрабатывающего инструмента. С целью интенсификации процесса, повышения качества, снижения энергозатрат при обработке почв предложено конструкцию зубчатого рабочего органа (ЗРО). Поставленная задача испытать работоспособность нового ЗРО, исследовать механику разрыхления почвы при обработке ее рабочим органом и разработать модель взаимодействия почвы с поверхностями зубцов рабочего органа.

Методы исследования. Разработаны математические модели механики разрыхления почвы при ее обработке рабочим органом. Процесс разрыхления состоит из двух последовательных фаз. В первой фазе слой почвы разрушается при прохождении лобной поверхности инструмента, которая выполнена по логарифмической спирали. Разрушение почвенного пласта в первой фазе зависит от скорости движения машины и от характерного угла логарифмической спирали, по которой исполнена лобовая поверхность ЗРО. Дальше слой разрыхляется на волнистой поверхности синусного цилиндра. После разрыхления почвы на лобовой поверхности ЗРО почва попадает на волнистую поверхность уже значительно разрыхленной. При этом пласт получает деформации перегиба на синусной поверхности, что дополнительно и более качественно разрушает целостность и разрыхляет пласт почвы за счет поочередных деформаций растяжения (разрыва) и сжатия, вызванных впадинами и выступами синусной поверхности ЗРО. Комбинация спиральной и синусной поверхностей зубчатого рабочего органа обеспечивает высокое качество и энергоэффективность обработки почвы.

Научная новизна. Учитывая современные аграрные реалии и перспективы Украины, обработка почвы новым зубчатым инструментом с комбинированными рабочими поверхностями в виде логарифмической спирали и синусного цилиндра является своевременным, актуальным и новым направлением в сельскохозяйственной науке.

Практическая ценность. Разрушение почвенного пласта при обработке его существующими рабочими органами в основном осуществляется вследствие деформаций разрыва со сдвигом.

При обработке предлагаемым зубчатым рабочим органом за счет копирования сложного профиля рабочих поверхностей ЗРО дополнительно в почве возникают напряжения сжатия растяжения и изгиба. Неоднородное поле деформаций способствует высокому качеству разрыхления пласта во время обработки почвы с минимальными энергозатратами.

Ключевые слова: обработка почвы, зубчатый рабочий орган (ЗРО), логарифмическая спираль, лобовая поверхность, волнистая поверхность, синусный цилиндр.

Shanina Z., Martovitsky L., Glushko V. Peculiarities of the mechanics of milling of the soil layer when processing it with a geotheric working body

Purpose. Chernozems of Ukraine are one of the main values of the state and its strategic resource. The quality and fertility of soils largely depends on the processing method and on the design features of the processing tool. In order to intensify the process, improve the quality, reduce energy costs in the treatment of soils, the design of a gear working organ (GWO) is proposed. The task is to test the work capacity of the new GWO, to investigate the mechanics of loosening the soil when processing it with a working organ and to develop a model for the interaction of the soil with the surfaces of the teeth of the working organ.

Methods of research. Mathematical models of the mechanics of loosening of the soil have been developed during its processing by the working organ. The process of loosening consists of two successive phases. In the first phase, the soil layer collapses as the frontal surface of the instrument passes through a logarithmic spiral. Destruction of the soil layer in the first phase depends on the speed of the machine and on the characteristic angle of the logarithmic spiral along which the head of the GWO is executed. Further, the layer loosens on the undulating surface of the sinus cylinder. After loosening the soil on the frontal surface of the GWO, the soil falls on a wavy surface already considerably loosened. In this case, the layer gets deformations of the inflection on the sinus surface, which additionally and more qualitatively destroys the integrity and loosens the soil layer due to the alternate strains of expansion and compression, caused by depressions and protrusions of the sinus surface of the GWO. The combination of spiral and sinus surfaces of the gear working element ensures high quality and energy efficiency of tillage.

Scientific novelty. Taking into account modern agrarian realities and prospects of Ukraine, tillage with a new serrated tool with combined working surfaces in the form of a logarithmic spiral and sinus cylinder is a timely, relevant and new direction in agricultural science.

Practical value. The destruction of the soil layer when it is processed by existing working bodies is mainly due to destruction deformation with shear.

When processing the proposed gear operating body by copying a complex profile of the working surfaces of the GWO, additional tensile and flexural compression stresses are created in the soil. A non-uniform deformation field promotes a high quality of loosening of the formation during soil cultivation with minimal energy input.

Key words: soil cultivation; gear working organ (GWO), logarithmic spiral, frontal surface, wavy surface, sinusoidal cylinder.

УДК 621.923

Канд. техн. наук Музичка Д. Г.

Дніпровський державний технічний університет, м. Кам'янське

АНАЛІЗ РОЗРАХУНКОВИХ СХЕМ ТА МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ НАПРУЖЕНОГО СТАНУ СИСТЕМИ «ЗЕРНО-ЗВ'ЯЗКА»

Ціль роботи. Проаналізувати розрахункові схеми та методи дослідження напруженого стану системи «зерно-зв'язка» з точки зору їх використання при створенні математичних та статистичних моделей процесів шліфування.

Методи дослідження. При виконанні досліджень використано аналітичний метод (аналіз літературних джерел), який дозволяє виявити переваги і недоліки та порівняти кожну з розрахункових схем та методів дослідження напруженого стану, виявивши найбільш прийнятний з них.

Отримані результати. Розглянуто класифікацію реальних абразивних зерен та геометричні моделі, що їх описують, з точки зору їх використання у розрахункових схемах при створенні математичних і статистичних моделей процесів шліфування. У роботі обґрунтовано доцільність моделювання різального зерна у вигляді призми і чотиригранної піраміди при дослідженні напруженого стану системи «зерно-зв'язка».

Аналіз методів дослідження напруженого стану системи «зерно-зв'язка» показав, що доцільно використати аналітичні методи досліджень, які дають можливість отримати рішення задачі у вигляді функційної залежності, що може бути використана для аналізу впливу різних факторів на стійкість зерна у зв'язці шліфувального круга.

Наукова новизна. Встановлено, що в алмазних шліфувальних кругах зернистістю 125/100 і 200/160 міститься найбільша кількість зерен пластинчастої форми, тому при дослідженні напруженого стану системи «зерно-зв'язка» або зношування різального алмазного зерна його доцільно апроксимувати прямокутним паралелепіпедом (призмою) і чотиригранною пірамідою.

Практична цінність. Використання результатів проведеного аналізу надасть можливість науковцям використати потрібну розрахункову схему або застосувати найбільш доцільний метод дослідження напруженого стану при моделюванні процесу шліфування.

Ключові слова: шліфувальний круг, абразивне зерно, геометрична модель, апроксимація, розрахункова схема, напружений стан системи, аналітичний метод, моделювання.

Вступ

З розвитком комп'ютерної техніки та програмного забезпечення у механообробній промисловості зростає інтерес до дослідження процесів обробки методами моделювання, головною перевагою яких є отримання значно більшої інформації про процес різання при допустимій похибці прогнозування показників порівняно з експериментальними дослідженнями.

Алмазні зерна, що беруть участь у процесі різання алмазним інструментом, піддаються дії зусиль опору з боку оброблюваного матеріалу, які багато в чому обумовлюють особливості зносу, як самих зерен, так й інструмента. Сили, що діють на зерна, призводять до їх викришування та руйнування, а також до їх викидання, що за певних умов негативно позначається на працездатності інструмента. Тому для підвищення його працездатності необхідно вивчити умови, що визначають стійкість зерен в зв'язці в процесі роботи.

Стійкість алмазного зерна у зв'язці обумовлена тією його частиною, яка закладена у зв'язці і сприймає діючі сили різання, утримуючи зерно на робочій поверхні інструменту. При створенні математичних і статистич-

них моделей процесу шліфування зазвичай розглядають не реальні абразивні зерна, а спрощені їх моделі.

Форма реальних зерен різноманітна, у зерновому складі алмазно-абразивних шліфпорошків є усі види форм кристалів (рис. 1). Існують різні різновиди класифікації зерен за формою, описані в роботах [1, 2 та ін.]. Найбільш поширена класифікація, використовувана авторами [3, 4], згідно з якою розрізняють такі види класифікованих за формою кристалів:

а) ізометричні, які подібні до кулі [5–10 та ін.] (співвідношення лінійних розмірів $l/b \approx 1,2$ і $h/b \approx 0,8$);

б) проміжні - подібні еліпсоїду обертання [3, 8, 11–14 та ін.], параболоїду обертання [15–17], біпараболоїду обертання [18] ($1,2 < l/b < 2$ і $h/b > 0,8$);

в) пластинчасті - подібні прямокутному паралелепіпеду [19–25 та ін.], кубу [20], чотиригранній усіченій піраміді [26, 27] ($h/b \approx 0,5$);

г) голчасті - подібні циліндру [28], гострому або усіченому конусу [8, 29–31 та ін.] ($l/b \approx 2$).

Проте такий підхід вносить похибку в розрахунки, міра якої залежить від допущень, що приймаються, і спрощень. Крім того, кожна з прийнятих форм має свої недоліки. У

роботі [32] А. К. Байкалов, аналізуючи різні види моделей абразивних зерен, зазначає, що недоліком еліптичної форми є необхідність канонізації величини співвідношення осей еліпса і питання про його орієнтацію у зв'язці круга, а недоліком моделі у вигляді кулі – поступання еліпсоїду обертання по точності апроксимації. Крім того, в роботі [33] зазначено малий виліт вершини із зв'язки інструмента, властивий зерну у вигляді кулі.

При моделюванні зерна у вигляді паралелепіпеда спостерігається відсутність від'ємних передніх кутів, які є у реального зерна.

Автори роботи [16] встановили, що у разі моделювання різальної кромки абразивного зерна у вигляді конуса із закругленою вершиною відсутня об'єктивна

методика визначення її радіусу. Також вони рекомендують брати до уваги розміри площадок зносу, що впливають на формування якості шліфованої поверхні.

Автор [34] вважає, що якщо криву, яка описує різальну вершину зерна, апроксимувати ламаною, то геометрія вершини зерна враховуватиметься точніше, і таку модель можна вважати проміжною між реальною поверхнею зерна і моделями.

За даними роботи [3] складена табл. 1 визначення середнього числа зерен алмазу заданої форми, аналіз якої показує, що в 1 караті алмазів зернистістю 125/100 і 200/160 міститься найбільша кількість пластинчастих зерен, а голчастих – найменша. Число ізометричних і проміжних зерен займає середнє положення.

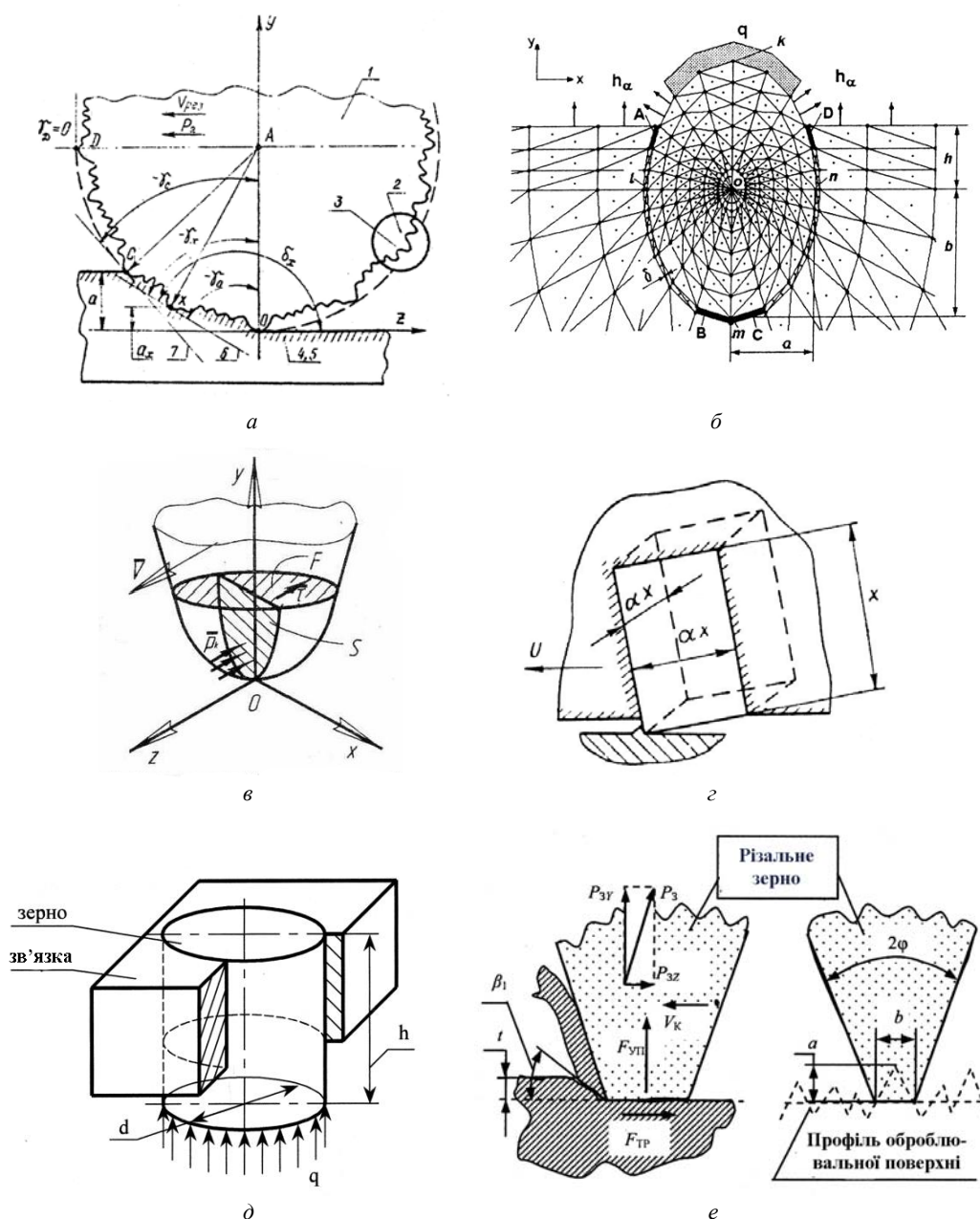


Рис. 1. Моделювання зерна НТМ у вигляді сфери (кулі) (а), еліпса (б), параболоїда обертання (в), паралелепіпеда (г), циліндра (д), усіченого конуса (е)

Таблиця 1 – Визначення середнього числа зерен алмазу заданої форми

Зернистість	Форма зерен	Модель	Середнє число зерен алмазу заданої форми							
			в 1 мм ² алмазовмісного шару круга, шт.				в 1 кар алмазу, тис. шт.			
			АСО	АСР	АСВ	АСК	АСО	АСР	АСВ	АСК
125/100	ізометрична	куля	323,8	301,4	262,1	229,8	72,90	68,28	59,64	51,95
	пластинчаста	паралелепіпед	2952,9	2739,9	2177,3	2026,0	170,57	154,22	115,14	114,83
	проміжна	еліпсоїд обертання	244,1	232,8	230,3	185,8	54,57	53,09	52,10	41,97
	голчаста	циліндр	294,7	272,8	251,3	200,5	66,29	61,27	56,03	44,89
200/160	ізометрична	куля	-	85,6	-	63,0	-	19,58	-	14,22
	пластинчаста	паралелепіпед	-	703,3	-	661,8	-	36,22	-	37,50
	проміжна	еліпсоїд обертання	-	61,1	-	44,0	-	13,79	-	9,73
	голчаста	циліндр	-	79,4	-	58,3	-	17,85	-	12,94

На підставі даних табл. 1 встановлено, що найбільш близькою формою апроксимації абразивного зерна є прямокутний паралелепіпед. При цьому не лише спрощується розв'язання задачі, але і певною мірою враховується шорстка поверхня зерна з її виступами і западинами, які підвищують стійкість зерна в зв'язці [19, 24, 25]. Крім того, у роботі [24] автор відмічає, що «алмазоутримання здійснюється у зв'язці механічно за рахунок заповнення мікро- та макронерівностей на поверхні зерна компонентами зв'язки. Чіткі контури меж розділу зерна і зв'язки дозволяють зробити висновок, що навіть за цих умов адгезійний зв'язок між ними відсутній. Тому міцність алмазоутримання визначається механічними властивостями зв'язки, формою зерна і глибиною його закладення».

Також у роботі [1] зазначено, що зерна, які описуються паралелепіпедом, є переважними, оскільки така форма виключає їх поворот в зв'язці.

При цьому схема апроксимації зерна паралелепіпедом, як було вказано вище, має недолік: відсутність від'ємних передніх кутів, які є у реального зерна. Характерний вид зерна в металополімерній зв'язці на різальній поверхні шліфувального інструменту (рис. 2) дає можливість стверджувати, що вершину алмазного зерна доцільно описувати чотиригранною пірамідою [24].

У багатьох роботах [9, 12, 19, 20, 22, 30, 31] приведені результати досліджень умов роботи абразивного зерна при шліфуванні, проте запропоновані схеми або не враховують утворення і зростання площадок зносу по задній поверхні, або приймають їх постійними, що теж вносить певні похибки в розрахунки.

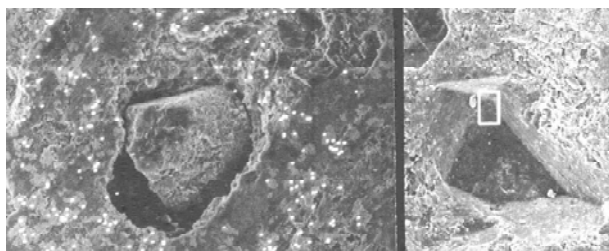


Рис. 2. Характерний вид зерна у зв'язці круга

На підставі вищевикладеного представимо різальне зерно алмазного інструмента у вигляді призми і чотиригранної піраміди, вершина якої з часом роботи зношується і перетворюється на усічену піраміду. При цьому отримуємо найбільш близьку апроксимацію вершини зерна і основи, що враховує шорстку поверхню зерна з виступами і западинами, які підвищують його стійкість, і умови роботи зерна з появою площадок зносу [35].

Алмазні зерна, що беруть участь у процесі різання алмазним інструментом, піддаються дії зусиль опору з боку оброблюваного матеріалу, які багато в чому обумовлюють особливості зносу, як самих зерен, так й інструмента. Сили, що діють на зерна, призводять до викришування і руйнування їх, а також до викиду, що негативно позначається на працездатності інструмента. Тому для підвищення його працездатності необхідно вивчити умови, які визначають стійкість зерен у зв'язці в процесі роботи.

Стійкість алмазного зерна у зв'язці обумовлена тією його частиною, яка закладена в зв'язці і сприймає діючі сили різання, утримуючи зерно на робочій поверхні інструменту. Відомо, що опір зв'язки активним силам і напруженням на бічних гранях і біля основи зерна залежить від глибини його закладення, фізико-механічних властивостей зв'язки, форми і розміру зерен, а також шорсткості їх поверхні.

Дослідженням напруженого стану системи «зерно-зв'язка» від дії силового фактору присвячена велика кількість робіт [6, 7, 10, 12, 19, 20, 22–25, 36 та ін.].

Серед існуючих методів дослідження напруженого стану системи «зерно-зв'язка» виділяються три основні групи: аналітичні, чисельні та експериментальні.

Аналітичні методи дають можливість отримати рішення задачі у вигляді виразу для напружень як функції складових сил різання, геометричних розмірів зерен, зернистості та концентрації алмазів у крузі, фізико-механічних властивостей зв'язок, величини критичного закладення зерна у зв'язці круга та ін. Сам процес різання майже завжди спрощують при схематизації для

того, щоб ці методи могли дати бажані результати. Розв'язання, звичайно, не являються фізично «точними», проте дають багатий матеріал для аналізу впливу різних факторів на стійкість зерна у зв'язці шліфувального круга, оскільки вони представлені у вигляді функціональних залежностей.

Диференційні рівняння рівноваги, а також рівняння нерозривності лежать в основі **теорії пружності**. Автори роботи [36] вважають, що цей підхід застосовний за умови, що шліфувальний круг в порівнянні з малими розмірами зерен можна розглядати як напівпростір, у певній (матеріальній) точці якого діє вказана сила (вважаючи, що розмір зерна прагне до нуля). Аналіз результатів показав, що спосіб отримання розрахункових даних з умови стягування розміру в точку дозволяє встановити реальне значення напружень вже для зернистостей понад 50 мкм.

Метод ліній ковзання (на основі теорії ліній ковзання) [7, 12] використовуваний для випадку плоскої деформації; проте, як показано у низці робіт, його розрахункові залежності дозволяють отримувати досить точні інженерні розв'язання контактних задач і для об'ємного напружено-деформованого стану. Так, використовуючи теорію ліній ковзання і методику обчислення питомих сил при вдавлюванні пуансона сферичної форми, автори роботи [7] встановили, що розроблена ними методика розрахунку закріплення алмазного зерна в металевій зв'язці, навантаженого зосередженою силою, яка проходить через центр зерна, має похибку, що не перевищує 6 %.

Одним з найбільш поширених аналітичних методів визначення міцності утримання зерна у зв'язці круга є **наближений інженерний метод** [19, 20, 8, 22–24]. Він заснований на використанні відомих положень з теорії опору матеріалів. Головною перевагою цього методу є істотне спрощення розв'язання задачі в порівнянні з методом кінцевих елементів.

Необхідність розв'язання задачі наново при зміні значень параметрів процесу властива **чисельним методам**, що вимагають виконання великої кількості обчислювальних операцій і мають обмежені можливості для аналізу описуваного процесу [8, 14, 25, 37, 38]. Останнє часто відіграє другорядну роль в інженерних розрахунках, де важливо отримати конкретний результат. Застосування обчислювальної техніки дозволяє виконувати велике число однотипних обчислювальних операцій, робить чисельні методи розв'язання дуже ефективними.

Велику роль в дослідженні процесу абразивної і алмазної обробки відіграють **експериментальні методи** [13 та ін.]. Це пов'язано з тим, що практичні задачі дуже складні, для них часто складно не лише отримати розв'язання іншими методами, але і досить точно описати процес математично. Проте експериментальне визначення напруженого стану безпосередньо самого алмазного інструмента ускладнено дуже малими за розмірами елементами робочого шару. Тому у ряді випадків

доцільно застосовувати експериментальні непрямі методи, наприклад, **метод фотопружності** (поляризаційно-оптичний метод) [6].

Рядом авторів отримані розрахункові залежності, які дозволяють визначити напружений стан зерна і зв'язки, що оточує його, у місці контакту від впливу силового фактора.

Дослідження одночасного впливу температурно-силових факторів на стійкість зерна в зв'язці круга не такі численні [39, 40, 41, 24, 42–44]. Проте, як показали подальші дослідження, впливом цього чинника нехтувати не можна: величина температурних напружень співрозмірна або на порядок вище силових напружень залежно від умов обробки і зносу шліфувального інструмента.

Список літератури

1. Балыков А. В. Моделирование работы единичного алмазного зерна / А. В. Балыков, Г. А. Машков, А. А. Корзаков // Вестник МГТУ «Станкин». – 2009. – №1. – С. 30–34.
2. Кошин А. А. Исследование гранулометрического состава и микрогеометрических показателей абразивных зёрен шлифовальных кругов, применяемых в обдирочном шлифовании / А. А. Кошин, А. В. Сопельцев // Вестник ЮУрГУ. – 2010. – Вып. 15. – № 10. – С. 37–41.
3. Зайцев А. Г. Число зерен различной формы в объемной и весовой единице алмазоносного слоя круга / А. Г. Зайцев // Алмазы и сверхтвердые материалы. – 1982. – № 8. – С. 1–3.
4. Ящерицын П. И. Влияние формы зерна на работоспособность алмазного инструмента / П. И. Ящерицын, А. Г. Зайцев // Доклады АН БССР. – 1982. – 26. – № 2. – С. 134–137.
5. Кныш С. В. Выбор формы зерна при моделировании процессов шлифования / С. В. Кныш, В. А. Склепус // Резание и инструмент. – 1988. – № 39. – С. 95–98.
6. Чистяков Е. М. Влияние металлизации на напряженно-деформированное состояние алмазоносного слоя инструмента / Е. М. Чистяков, В. Р. Коробко, К. И. Мазур // Сверхтвердые материалы. – 1989. – № 4. – С. 30–34.
7. Матюха П. Г. Расчет прочности закрепления алмазного зерна в металлической связке / П. Г. Матюха, В. И. Мартынов // Резание и инструмент. – 1992. – № 45. – С. 14–21.
8. Напряжения в связке вокруг алмазных зерен шлифовального инструмента / [П. И. Ящерицын, А. Г. Зайцев, Ю. А. Цеханов, С. Б. Полотняк] // Вестник АН БССР. Сер. физ.-техн. н. – 1989. – № 4. – С. 44–50.
9. Беззубенко Н. К. Прочность удержания зерен в металлической связке алмазного круга / Н. К. Беззубенко, А. Е. Евдокимов, И. С. Сальковский // Резание и инструмент. – 1988. – № 39. – С. 37–43.
10. Коротков А. Н. Влияние прочности зерен на напряжения в связке шлифовального круга / А. Н. Коротков // Повышение надежности технологических процессов изготовления изделий машиностроения. – 1979. – С. 184–188.
11. Абразивная и алмазная обработка материалов. Справочник / Под ред. А. Н. Резникова. – М. : Машиностроение, 1977. – 392 с.
12. Зайцев А. Г. Расчет сил резания алмазными абразивными зернами / А. Г. Зайцев, Ю. А. Цеханов, Б. М. Либбер-

- ман // Новые сверхтвердые материалы и прогрессивные технологии их применения : Тезисы докладов Всесоюзной конференции, Канев, сентябрь 1985. – Киев, 1985. – С. 104–105.
13. Козлов А. М. Формирование микрорельефа при обработке абразивным инструментом / А. М. Козлов, В. В. Ефремов // Известия вузов. Машиностроение. – 2004. – №1. – С. 59–64.
14. Яхутлов М. М. Исследование теплового режима в системе зерно-матрица алмазного инструмента / М. М. Яхутлов // Вестник машиностроения. – 2001. – № 8. – С. 48–52.
15. Кузнецов А. А. Определение силы резания, действующей на единичную режущую кромку изношенного абразивного зерна / А. А. Кузнецов, В. В. Федотов // Труды IV Всероссийской конф.-семинара «Научно-техническое творчество: проблемы и перспективы» (Сызрань, 22 мая 2009 г.) – Самара : Из-во СамГТУ, 2009. – Режим доступа: http://www.sstu.syzran.ru/MECHFAK/downloads/ntt/kuznecov_fedotov.pdf
16. Широков А. В. К вопросу о прогнозировании и обеспечении параметров шероховатости шлифованной поверхности / А. В. Широков, А. П. Осипов // Известия вузов. Машиностроение. – 2007. – №6. – С. 76–88.
17. Осипов А. П. Исследование влияния касательных напряжений сдвига на процесс износа абразивного инструмента / А. П. Осипов, В. В. Федотов // Вестник СамГТУ. – Сер. Технические науки. – 2005. – № 32. – С. 110–118.
18. Байков А. В. Определения шероховатости поверхности при обработке эластичным шлифовальным инструментом / А. В. Байков, А. Н. Михайлов, К. А. Билицук // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Международный сб. научных трудов. – Донецк : ДонНТУ, 2011. – Вып. 42. – С. 33–37.
19. Захаренко И. П. Основы алмазной обработки твердосплавного инструмента / И. П. Захаренко. – К. : Наук. думка, 1981. – 300 с.
20. Мишнаевский Л. Л. Износ шлифовальных кругов / Л. Л. Мишнаевский. – К. : Наукова думка, 1982. – 192 с.
21. Мишнаевский Л. Л. О механизме износа зерен шлифовальных кругов / Л. Л. Мишнаевский, О. Б. Федосеев // Синтетические алмазы. – Киев, 1979. – № 1. – С. 34–38.
22. Ахундов Э. А. Исследование процесса заточки инструментов из маловольфрамовых быстрорежущих сталей кругами из кубического нитрида бора : автореф. дисс. ... на соискание ученой степени канд. техн. наук : спец. 05.03.01 «Проц. мех. обр., станки и инстр-ты» / Э. А. Ахундов. – К., 1978. – 18 с.
23. Захаренко И. П. Об устойчивости зерен в связке шлифовального круга / И. П. Захаренко, Э. А. Ахундов // Синтетические алмазы. – 1978. – № 9. – С. 24–28.
24. Солод В. Ю. Повышение эффективности обработки безвольфрамовых твердых сплавов методом глубинного алмазного электрохимического шлифования : дисс. ... канд. техн. наук : 05.03.01 / Солод В. Ю. – К., 1989. – 217 с.
25. Оганесян Т. А. Повышение работоспособности алмазного инструмента / Т. А. Оганесян // Промышленность Армении. – 1982. – № 3. – С. 50–52.
26. Епифанов В. И. Температура и составляющие силы резания при шлифовании алмаза / В. И. Епифанов // Сверхтвердые материалы. – 1980. – № 2. – С. 54–58.
27. Щеголев А. Г. Расчет сил при резании единичным алмазным зерном / А. Г. Щеголев, А. А. Виноградова // Сверхтвердые материалы. – 1981. – № 1. – С. 51–56.
28. Матюха П. Г. Определение силы поджима образца к кругу, ограниченной температурой порога графитизации алмазных зерен / П. Г. Матюха, В. Б. Стрелков // Наукові праці Донецького національного технічного університету. Серія: Машинобудування і машинознавство. – 2004. – С. 41–46.
29. Грабченко А. И. Аналитическое исследование разрушения алмазных зерен при шлифовании СТМ / А. И. Грабченко, В. В. Русанов, В. А. Федорович // Резание и инструмент. – 1983. – № 30. – С. 3–7.
30. Новиков Г. В. Прогрессивные технологии алмазно-абразивной обработки природных алмазов в бриллианты / Новиков Г. В. // Вісник Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут». Збірник наукових праць. Тематичний випуск: Технології в машинобудуванні. – Харків : НТУ «ХПІ». – 2011. – №40. – С. 72–80.
31. Раб А. Ф. Износ и рациональная эксплуатация алмазно-абразивного инструмента / Раб А. Ф., Сошников С. А. // Резание и инструмент. – 1983. – № 29. – С. 53–60.
32. Байкалов А. К. Введение в теорию шлифования материалов / А. К. Байкалов. – К. : Наукова думка, 1978. – 207 с.
33. Шумячер В. М. Влияние формы поверхности шлифовального круга и ориентации абразивного зерна в связке на начало процесса стружкообразования / В. М. Шумячер, А. В. Кадильников // Технология машиностроения. – 2007. – № 5. – С. 29–33.
34. Морозов В. А. Алгоритм модели процесса микрорезания / В. А. Морозов, Г. Я. Гун, В. А. Ладик // Известия ВУЗов. Машиностроение. – 1988. – № 9. – С. 148–153.
35. Солод В. Ю. Напряжения на границе зерно-связка / В. Ю. Солод, Д. Г. Музыка // Системные технологии: Региональный межвузовский сборник научных трудов. Юбил. вып., посвящ. 80-лет. ДГТУ. – Днепропетровск : Системні технології, 2000. – С. 336–340.
36. Напряжения в зоне контакта алмазного зерна с металлом / Н. К. Беззубенко, А. Е. Евдокимов, И. С. Сальтеевский, Ю. И. Бакшеев // Резание и инструмент. – 1992. – № 45. – С. 101–109.
37. Лавриненко В. И. Напряжения, возникающие в зоне контакта зерно-связка с учетом наклона зерен / В. И. Лавриненко, В. Н. Кулаковский // Сверхтвердые материалы. – 2002. – № 4. – С. 71–75.
38. Напряженное состояние в зоне взаимодействия зерна со связкой круга / [В. И. Лавриненко, В. Н. Кулаковский, Н. В. Ламашевская, А. А. Сытник] // Сверхтвердые материалы. – 1995. – № 4. – С. 46–49.
39. Рыбицкий В. А. Алмазное шлифование твердых сплавов / В. А. Рыбицкий. – К. : Наук. думка, 1980. – 224 с.
40. Солод В. Ю. Исследование устойчивости зерна в связке круга с учетом его износа по задней поверхности / В. Ю. Солод, Д. Г. Музыка // Тези доповідей Всеукраїнської наукової конференції «Математичні проблеми технічної механіки». 23–25 квітня 2001 р., м. Дніпродзержинськ. – 72 с.
41. Солод В. Ю. Исследование устойчивости зерна в связке круга с учетом его износа по задней поверхности / В. Ю. Солод, Д. Г. Музыка // Системные технологии. Днепропетровск, 2001. – Выпуск 2 (13). – С. 168–174.
42. Мухортов В. С. Термическое напряжение в абразив-

- ном инструменте / В. С. Мухортов // Известия ВолгГТУ. – 2006. – №2. – С. 38–40.
43. Торлин В. Н. Исследование устойчивости алмазных зерен в связках при силовых и температурных воздействиях / В. Н. Торлин, П. П. Гонтаровский // Резание и инструмент. – 1986. – № 35. – С. 87–90.
44. Морозов В. А. Аналитическое исследование удержания геометрически ориентированных алмазных зерен связкой / В. А. Морозов, Б. Е. Спивак // Резание и инструмент. – 1979. – № 20. – С. 121–128.

Одержано 10.10.2018

Музычка Д.Г. Анализ расчетных схем и методов исследования напряженного состояния системы «зерно-связка»

Цель работы. Проанализировать расчетные схемы и методы исследования напряженного состояния системы «зерно-связка» с точки зрения их использования при создании математических и статистических моделей процессов шлифования.

Методы исследования. При выполнении исследований использован аналитический метод (анализ литературных источников), который позволяет выявить преимущества и недостатки и сравнить каждую из расчетных схем и методов исследования напряженного состояния, определив наиболее приемлемый из них.

Полученные результаты. Рассмотрена классификация реальных абразивных зерен и геометрические модели, которыми их описывают, с точки зрения их использования в расчетных схемах при создании математических и статистических моделей процессов шлифования. В работе обоснована целесообразность моделирования режущего зерна в виде призмы и четырехгранной пирамиды при исследовании напряженного состояния системы «зерно-связка».

Анализ методов исследования напряженного состояния системы «зерно-связка» показал, что целесообразно использовать аналитические методы исследований, которые дают возможность получить решение задачи в виде функциональной зависимости, которая может быть использована для анализа влияния различных факторов на стойкость зерна в связке шлифовального круга.

Научная новизна. Установлено, что в алмазных шлифовальных кругах зернистостью 125/100 и 200/160 содержится наибольшее количество зерен пластинчатой формы, потому при исследовании напряженного состояния системы «зерно-связка» или изнашивания режущего алмазного зерна его целесообразно аппроксимировать прямоугольным параллелепипедом (призмой) и четырехгранной пирамидой.

Практическая ценность. Использование результатов проведенного анализа предоставит возможности ученым использовать нужную расчетную схему или применить наиболее целесообразный метод исследования напряженного состояния при моделировании процесса шлифования.

Ключевые слова: шлифовальный круг, абразивное зерно, геометрическая модель, аппроксимация, расчетная схема, напряженное состояние системы, аналитический метод, моделирование.

Muzychka D. Analysis of the design diagram and research methods of tension state of «grain-bond» system

Purpose. To analyse the design schemes and research methods of tension state of the «grain-binding» system from the point of view of their application in developing mathematical and statistical models of grinding processes.

Methods of research. When holding the research we used analytical method (the method of literature review), which permits to reveal the advantages and drawbacks but also compare each of the design diagram and research methods of tension state, defining the most suitable among them.

Results. The paper discusses a classification of real abrasive grains and geometrical models describing them, from the point of view of their application in design diagrams when developing mathematical and statistical models of grinding processes. The paper foregrounds the reasonability of modelling grinding grain shaped as prism and quadrangular pyramid when researching tension state of «grain-bond» system.

The analysis of research methods for tension state of grain-bond system showed that it is necessary to use analytical research methods, which will make it possible to work out the solution of the task shaped as functional dependency, which can be used to analyse how different factors impact on the grain's steadiness in grinding bundle.

Scientific novelty. The paper establishes that almond grinding wheels with grain size 125/100 and 200/160 contain the biggest number of grains of platelet shape, that is why when researching tension state of grain-bond system or wearing out or cutting diamond grain it is reasonable to approximate it by a right-angled parallelepiped (prism) and quadrangular pyramid.

Practical value. The application of the results of undertaken research will make it possible for the scientists to implement the proper design diagram or apply the most reasonable research method in order to study tension state when modelling grinding process.

Key words: grinding wheels, abrasive grain, geometric model, approximation, design diagram, tension state of system, analytical method, modelling.

УДК 539.312

Канд. фіз.-мат. наук А. В. Пожуєв, канд. техн. наук О. М. Міхайлуца

Запорізька державна інженерна академія, м. Запоріжжя

НЕСТАЦІОНАРНА РЕАКЦІЯ ТРИШАРОВОЇ ЦИЛІНДРИЧНОЇ ОБОЛОНКИ, ЯКА ЗАНУРЕНА У РІДИНУ

Мета роботи. Побудувати математичну модель тришарової циліндричної оболонки із заповнювачем, яка занурена в ідеальну рідину. Вивчити картину нестационарної деформації конструкції під дією навантаження, яке прикладається у початковий момент часу до внутрішньої оболонки, а потім рухається зі сталою швидкістю у осьовому напрямку.

Методи дослідження. Розв'язок отримано шляхом сумісного застосування до кожного рівняння інтегральних перетворень Фур'є за просторовою координатою та Лапласа за часом. Для обернення інтегральних перетворень використовується алгоритм, який базується на застосуванні методу Файлона для знаходження інтегралів від функцій, які сильно осцилюють. Побудова оригіналів шуканих величин відбувалася за допомогою зміщених многочленів Лежандра.

Отримані результати. Розроблено чисельно-аналітичний алгоритм сумісного обернення двох інтегральних перетворень. Проведено велику кількість чисельних експериментів для знаходження кроку та верхньої границі інтегрування у методі Файлона. Побудовано графічні залежності, які ілюструють розподіл компонент напружено-деформованого стану у різні моменти часу.

Наукова новизна. Запропонований підхід розширює математичні методи розв'язку початково-крайових задач механіки, у яких застосовуються інтегральні перетворення. Досліджено час встановлення процесу та перехід до стаціонарної задачі.

Практична цінність. Отримані результати можуть бути використані у якості еталонних для побудови моделей тонкостінних елементів конструкцій під дією ударних хвиль у рідині, зокрема, підводних трубопроводів.

Ключові слова: циліндрична оболонка, пружний заповнювач, динамічне навантаження, осесиметрична задача.

Динамічні задачі визначення реакції нескінченної тонкостінної оболонки з заповнювачем на дію навантаження, яке рухається в осьовому напрямку, розглядалися багатьма авторами порівняно давно. Розв'язок таких задач у точній постановці, коли для заповнювача використовуються динамічні рівняння теорії пружності, а оболонка описується рівняннями типу Тимошенко знайдено у роботах [1–2]. Нестационарна реакція подібних конструкцій та перехідні процеси, які виникають безпосередньо після моменту навантаження, розглядалися у роботах [3–4].

У запропонованій роботі досліджується нестационарна реакція нескінченної тришарової циліндричної оболонки, яка занурена до ідеальної рідини, на дію осесиметричного навантаження, яке прикладено у початковий момент часу та рухається потім з постійною швидкістю. Розв'язок знайдено аналітичним методом у просторі зображень за допомогою інтегральних перетворень Фур'є та Лапласа. Обернення інтегральних перетворень здійснено чисельно за допомогою методу Файлона і зміщених поліномів Лагранжа.

Розв'язок задачі зводиться до сумісного інтегрування диференціальних рівнянь руху кожної оболонки, заповнювача та рідини при нульових початкових умовах та виконанні граничних умов на усіх поверхнях контакту.

Беручи до уваги симетричну будову кожної оболонки, рівняння руху шарів можна записати у наступному вигляді:

$$\frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{\nu}{a_k} \frac{\partial W}{\partial x} - \rho \frac{1-\nu}{2G} \frac{\partial^2 U}{\partial t^2} = -\frac{1-\nu}{2Gh} q_{xk},$$

$$\frac{\nu}{a_k} \frac{\partial U}{\partial x} + \frac{h^2}{12} \frac{\partial^4 W}{\partial x^4} + \frac{W}{a_k^2} + \rho \frac{1-\nu}{2G} \frac{\partial^2 W}{\partial t^2} = -\frac{1-\nu}{2Gh} (q_{rk} - F_k), \quad (1)$$

де $k = 1$ відноситься до внутрішнього шару, а $k = 2$ – до зовнішнього;

q_{xk}, q_{rk} – нормальні і дотичні реакції з боку заповнювача на границі розділу з оболонкою, які знаходяться із граничних умов і характеризують вид взаємодії;

$F_1 = F(x, t)$ – інтенсивність зовнішнього навантаження;

$F_2 = F^+(x, t)$ – надлишковий тиск на зовнішню поверхню оболонки з боку рідини;

ρ, ν, G – щільність, коефіцієнт Пуассона і модуль зсуву матеріалу оболонки.

Рух заповнювача підпорядковується динамічним рівнянням теорії пружності, які у векторній формі мають вигляд:

$$(\lambda_c + 2\mu_c) \text{grad div } \bar{U} - \mu_c \text{rot rot } \bar{U} = \rho_c \frac{\partial^2 \bar{U}}{\partial t^2},$$

$$\lambda_c = \frac{2\nu_c G_c}{1-2\nu_c}, \quad \mu_c = G_c.$$

Осесиметричний рух рідини, яка ідеально стискається, задається таким хвильовим рівнянням:

$$\frac{\partial^2 \varphi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial \varphi}{\partial r} + \frac{\partial^2 \varphi}{\partial x^2} = \frac{1}{c_1^2} \frac{\partial^2 \varphi}{\partial t^2}, \quad (3)$$

де c_1 – швидкість звуку у рідині.

За умови малої товщини оболонок приймаємо, що заповнювач та рідина контактують вздовж серединних поверхонь оболонок. У цьому випадку граничні умови для ковзкого контакту між оболонками і заповнювачем будуть мати вигляд:

$$\begin{aligned} \text{при } r = a_1 \quad U_r &= W, \quad \sigma_{rx} = 0, \quad \sigma_{rr} = -q_{r1} \\ \text{при } r = a_2 \quad \sigma_{rr} &= q_{r2}. \end{aligned} \quad (4)$$

На зовнішній поверхні оболонки мають місце наступні умови:

$$\begin{aligned} \text{при } r = a_2 \quad \frac{\partial W}{\partial t} &= \frac{\partial \varphi}{\partial r}, \\ F^+(x, t) &= -\rho_1 \frac{\partial \varphi}{\partial t}, \end{aligned} \quad (5)$$

де ρ_1 – масова щільність рідини.

Перейдемо до безрозмірних величин за допомогою наступних формул:

$$\{U^*, W^*, x^*, r^*\} = \frac{\{U, W, x, r\}}{a_2}, \quad \{U_x^*, U_r^*\} = \frac{\{U_x, U_r\}}{a_2},$$

$$\rho^* = \frac{\rho}{\rho_c}, \quad \rho_1^* = \frac{\rho_1}{\rho_c}, \quad \gamma = \frac{G}{G_c}, \quad c_s^2 = \frac{G_c}{\rho_c}, \quad c^* = \frac{c}{c_s},$$

$$\beta_1 = \frac{h}{a_2}, \quad \varepsilon_k = \frac{a_k}{a_2}, \quad \tau = \frac{c_s t}{a_2}$$

та застосуємо до рівнянь руху оболонки (1) інтегральні перетворення Лапласа за часом і Фур'є за осовою координатою. В результаті вказаних дій рівняння набудуть вигляду:

$$\frac{Q_{xk}}{G_c} = \frac{2\gamma\beta_1}{1-\nu} \left[\xi^2 \left(1 + \rho^* \frac{1-\nu}{2\gamma} p^2 \right) U^* - i\xi \frac{\nu}{\varepsilon_k} W^* \right],$$

$$\frac{Q_{rk}}{G_c} = \frac{F_k}{G_c} - \frac{2\gamma\beta_1}{1-\nu} \left[i\xi \frac{\nu}{\varepsilon_k} U^* + \left(\frac{\beta_1^2 \xi^4}{12} + \frac{1}{\varepsilon_k^2} + \rho^* \frac{1-\nu}{2\gamma} p^2 \right) W^* \right]. \quad (6)$$

Враховуючи те, що при ковзкому контакті дотична реакція заповнювача дорівнює нулю, знаходимо залежність нормальної складової реакції від радіального переміщення:

$$\frac{Q_{rk}}{G_c} = \frac{F_k}{G_c} - \frac{2\gamma\beta_1}{1-\nu} \left[\frac{\beta_1^2 \xi^4}{12} + \rho^* \frac{1-\nu}{2\gamma} p^2 + \frac{1}{\varepsilon_k^2} \left(1 + \frac{\nu^2}{1 + \rho^* \frac{1-\nu}{2\gamma} p^2} \right) \right] W^*. \quad (7)$$

Застосуємо ці самі перетворення до рівняння руху рідини (2):

$$\frac{d^2 \varphi}{dr^{*2}} + \frac{1}{r^*} \frac{d\varphi}{dr^*} - \left(\xi^2 + \frac{c_s^2}{c_1^2} p^2 \right) \varphi = 0. \quad (8)$$

Умови контакту оболонки з рідиною набудуть вигляду:

$$\text{при } r = a_2 \quad \frac{\partial \varphi}{\partial r^*} = c_s p a_2 W^*$$

$$F^+(x, p) = -\rho_1 \frac{c_s}{a_2} p \varphi. \quad (9)$$

Будемо розглядати хвилю тиску меншу, ніж швидкість звуку у рідині. У цьому випадку розв'язок хвильового рівняння (8) з урахуванням згасання збуджень на нескінченості набудуть такого вигляду:

$$\varphi(r^*, \xi) = A(\xi) K_0(\lambda r^*), \quad \lambda = \sqrt{\xi^2 + \frac{c_s^2}{c_1^2} p^2}, \quad (10)$$

де $K_0(z)$ – модифікована функція Бесселя.

Підставимо розв'язок (10) у граничні умови (9) та знайдемо зв'язок між надлишковим тиском та нормальним переміщенням зовнішньої оболонки

$$F^+(\xi) = \frac{\rho_1 c_s^2 p^2}{\lambda} \frac{K_0(\lambda)}{K_1(\lambda)} W(\xi). \quad (11)$$

Для інтегрування руху заповнювача вводимо у просторі зображень дві потенціальні функції за наступними формулами

$$U_x = \frac{\partial \Phi}{\partial x} + \frac{\partial^2 \Psi}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial \Psi}{\partial r}, \quad U_r = \frac{\partial \Phi}{\partial r} - \frac{\partial^2 \Psi}{\partial x \partial r}. \quad (12)$$

Застосовуючи до потенціальних функцій перетворення Фур'є, підставимо ці вирази для переміщень до перетворених рівнянь (2). Отримаємо видозмінені хвильові рівняння для визначення функцій Φ, Ψ

$$\frac{d^2 \Phi}{dr^{*2}} + \frac{1}{r^*} \frac{d\Phi}{dr^*} - \left(\xi^2 + \frac{c_s^2}{c_p^2} p^2 \right) \Phi = 0,$$

$$\frac{d^2 \Psi}{dr^{*2}} + \frac{1}{r^*} \frac{d\Psi}{dr^*} - (\xi^2 + p^2) \Psi = 0, \quad (13)$$

де c_p, c_s – швидкості розповсюдження хвиль розтягу-стиску та зсуву у заповнювачі.

Загальні розв'язки рівнянь (13) запишуться так

$$\Phi(\xi, r^*) = C_1(\xi) K_0(\lambda_p r^*) + C_2(\xi) I_0(\lambda_p r^*),$$

$$\Psi(\xi, r^*) = C_3(\xi) K_0(\lambda_s r^*) + C_4(\xi) I_0(\lambda_s r^*), \quad (14)$$

де $\lambda_p = \sqrt{\xi^2 + \theta p^2}$, $\lambda_s = \sqrt{\xi^2 + p^2}$, $\theta = \frac{c_s^2}{c_p^2} = \frac{1-2\nu_c}{2(1-\nu_c)}$.

Підставимо знайдені розв'язки (14) у вирази (12) та знаходимо компоненти переміщення. Далі визначаємо за допомогою закону Гука компоненти напружень та задовольняючи граничні умови (4), отримуємо систему алгебраїчних рівнянь для визначення невідомих коефіцієнтів $C_1 \div C_4$.

$$C_1^* = C_1 K_1(\lambda_p) \frac{G_c}{F_1}, \quad C_2^* = C_2 I_1(\lambda_p) \frac{G_c}{F_1}, \quad (15)$$

$$C_3^* = i C_3 K_1(\lambda_s) \frac{G_c}{F_1}, \quad C_4^* = i C_4 I_1(\lambda_s) \frac{G_c}{F_1}.$$

Після цієї заміни коефіцієнти системи рівнянь набудуть вигляду

$$\begin{aligned} a_{11} &= 2\xi\lambda_p, & a_{12} &= -2\xi\lambda_p, & a_{13} &= -n_1, & a_{14} &= n_1, \\ a_{21} &= 2\xi\lambda_p s_1, & a_{22} &= -2\xi\lambda_p s_4, & a_{23} &= -n_1 s_7, & a_{24} &= n_1 s_{10}, \\ a_{31} &= n_1 s_3 + \lambda_p t_2, & a_{32} &= n_1 s_6 - \lambda_p t_2, \\ a_{33} &= -\xi(2\lambda_s^2 s_9 + \lambda_s t_2), & a_{34} &= -\xi(2\lambda_s^2 s_{12} - \lambda_s t_2), \\ a_{41} &= n_1 s_2 + \lambda_p t_1 s_1, & a_{42} &= n_1 s_5 - \lambda_p t_1 s_4, \\ a_{43} &= -\xi(2\lambda_s^2 s_8 + \lambda_s t_1 s_7), & a_{44} &= -\xi(2\lambda_s^2 s_{11} - \lambda_s t_1 s_{10}), \\ n_1 &= (\xi^2 + \lambda_s^2) \lambda_s, & n_2 &= \frac{1-\nu}{2\gamma}, \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} n_3 &= \frac{\beta_1}{n_2} \left[\frac{\beta_1^2 \xi^4}{12} + \rho^* n_2 p^2 + \frac{1}{\varepsilon_1^2} \left(1 + \frac{\nu^2}{1 + \rho^* n_2 p^2} \right) \right], \\ n_4 &= -\frac{p^2}{\lambda \rho_1^*} \frac{K_0(\lambda)}{K_1(\lambda)} + \frac{\beta_1}{n_2} \left[\frac{\beta_1^2 \xi^4}{12} + \rho^* n_2 p^2 + 1 + \frac{\nu^2}{1 + \rho^* n_2 p^2} \right], \\ s_1 &= \frac{K_1(\lambda_p \varepsilon_1)}{K_1(\lambda_p)}, \quad s_2 = \frac{K_0(\lambda_p \varepsilon_1)}{K_1(\lambda_p)}, \quad s_3 = \frac{K_0(\lambda_p)}{K_1(\lambda_p)}, \quad (16) \end{aligned}$$

де $s_4 - s_6$ отримуємо з $s_1 - s_3$ заміною функцій K_n функціями I_n , $s_7 - s_9$ з $s_1 - s_3$, а $s_{10} - s_{12}$ з $s_4 - s_6$ шляхом заміни λ_p на λ_s . Права частина системи нульова, окрім останнього елементу, який дорівнює -1.

Після знаходження невідомих коефіцієнтів методом Гауса з вибором провідного елементу, отримуємо формули для знаходження трансформант переміщення та напруження у заповнювачі. Наприклад, для радіальних переміщень і напружень у довільній точці отримуємо:

$$U_r^* = \left(-C_1^* \lambda_p s_{14} + C_2^* \lambda_p s_{16} + \xi C_3^* \lambda_s s_{18} - \xi C_4^* \lambda_s s_{20} \right) \frac{F_1}{G_c},$$

$$\begin{aligned} \sigma_{rr} &= \left[\left(n_1 s_{13} + \frac{\lambda_p}{r^*} s_{14} \right) C_1^* + \left(n_1 s_{15} - \frac{\lambda_p}{r^*} s_{16} \right) C_2^* - \right. \\ &\quad \left. - 2\xi \left(\lambda_s^2 s_{17} + \frac{\lambda_s}{r^*} s_{18} \right) C_3^* - 2\xi \left(\lambda_s^2 s_{19} + \frac{\lambda_s}{r^*} s_{20} \right) C_4^* \right] F_1, \\ s_{13} &= \frac{K_0(\lambda_p r^*)}{K_1(\lambda_p)}, \quad s_{14} = \frac{K_1(\lambda_p r^*)}{K_1(\lambda_p)}. \quad (17) \end{aligned}$$

($s_{15} - s_{16}$ отримуємо з $s_{13} - s_{14}$ заміною функцій K_n функціями I_n , $s_{17} - s_{18}$ з $s_{13} - s_{14}$, а $s_{19} - s_{20}$ з $s_{14} - s_{15}$ шляхом заміни λ_p на λ_s).

Шукані переміщення і напруження знаходяться шляхом застосування до виразів (17) зворотних перетворень Фур'є та Лапласу. Кінцевий розв'язок залежить від вигляду навантаження, яке прикладене до конструкції. Як приклад розглянемо випадок, коли в початковий момент часу до оболонки прикладається зосереджене лінійне навантаження, яке потім рухається в додатному напрямку осі x зі сталою швидкістю c . У цьому випадку маємо:

$$F(x, t) = F_0 \delta(x - ct) H(t), \quad (18)$$

де $\delta(x - ct)$ – дельта-функція Дірака,

$H(t)$ – функція Хевісайда.

Якщо тут перейти до безрозмірних змінних і застосувати перетворення Фур'є і Лапласа, отримаємо:

$$F(\xi, p) = \frac{F_0}{a_2 \sqrt{2\pi}} \frac{1}{p - i\xi c^*} \quad (19)$$

Підставляючи (19) у (17) та застосовуючи формули обернення перетворення Фур'є будемо мати у просторі зображень за Лапласом наступні формули для переміщень і напружень

$$U_r^* = \frac{F_0}{\pi} \int_0^{+\infty} \frac{T_1}{p^2 + \xi^2 c^{*2}} (p \cos(\xi x^*) + \xi c^* \sin(\xi x^*)) d\xi,$$

$$\frac{\sigma_{rr}}{G_c} = \frac{F_0}{\pi} \int_0^{+\infty} \frac{T_2}{p^2 + \xi^2 c^{*2}} (p \cos(\xi x^*) + \xi c^* \sin(\xi x^*)) d\xi. \quad (20)$$

При оберненні перетворення Лапласа застосовується чисельний метод з використанням зміщених многочленів Лежандра [5]. Згідно з цим методом, оригінали функцій обчислюються за наступними формулами:

$$\begin{aligned} f(t) &= \sum_{k=0}^{\infty} (2k+1) a_k P_k^*(e^{-t}), \\ a_k &= \sum_{i=0}^{\infty} a_i^{(k)} F(i+1), \quad a_i^{(k)} = (-1)^{k+i} \binom{k}{i} \frac{(k+i)!}{k!i!}. \quad (21) \end{aligned}$$

Інтеграли у формулах (20) знаходилися чисельно за

методом Файлона [6].

Чисельні розрахунки було проведено для випадку оболонки зі стальними обшивками, яка знаходиться у воді. Приймалися наступні значення безрозмірних параметрів

$$\nu = \nu_c = 0,3; \rho^* = 1,5; \gamma = 125; \beta_1 = 0,05.$$

На рис. 1 показано зміну у часі нормальних контактних напружень у точці під навантаженням для різних значень безрозмірної швидкості (для кривої 1 – $c^* = 0,1$, 2 – $c^* = 0,3$, 3 – $c^* = 0,5$).

На рис. 2 для трьох моментів часу наведено зміну контактного напруження за довжиною конструкції (для кривої 1 – $\tau = 1$, 2 – $\tau = 3$, 3 – $\tau = 5$).

Отримані результати підтверджують ефективність алгоритму для аналізу перехідних процесів, які виникають у елементах складової конструкції та дозволяють обчислити ступінь перенавантаження та час встановлення і переходу до стаціонарного режиму руху.

Список літератури

1. Горшков А. Г. Пластины и оболочки на инерционном основании при действии подвижных нагрузок / А. Г. Горшков, В. И. Пожуев. – М. : Изд-во МАИ, 1992. – 136 с.
2. Пожуев В. И. Распространение свободных волн в составной пластине с упругими связями между слоями / В. И. Пожуев, Е. Н. Михайлуца // Прикладная механика. – 1995. – Т. 31. – № 2. – С. 48–55.
3. Пожуев А. В. Нестационарная невисесимметричная деформация цилиндрической оболочки у пружному просторі під дією рухомих поверхневих навантажень / А. В. Пожуєв, А. В. Фасоляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. – № 2. – С. 108–114.
4. Пожуєв В. І. Нестационарна деформація циліндричної оболонки у пружному півпросторі з вільною поверхнею / В. І. Пожуєв, А. В. Пожуєв, А. В. Фасоляк // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – №1. – С. 119–126.
5. Крылов В. И. Методы приближенного преобразования Фурье и обращения преобразования Лапласа / Крылов В. И., Скобля Н. С. – М. : Наука, 1974. – 223 с.
6. Крылов В. И. Справочная книга по численному интегрированию / Крылов В.И., Шульгина Л. Т. – М. : Наука, 1966. – 370 с.

Одержано 06.11.2018

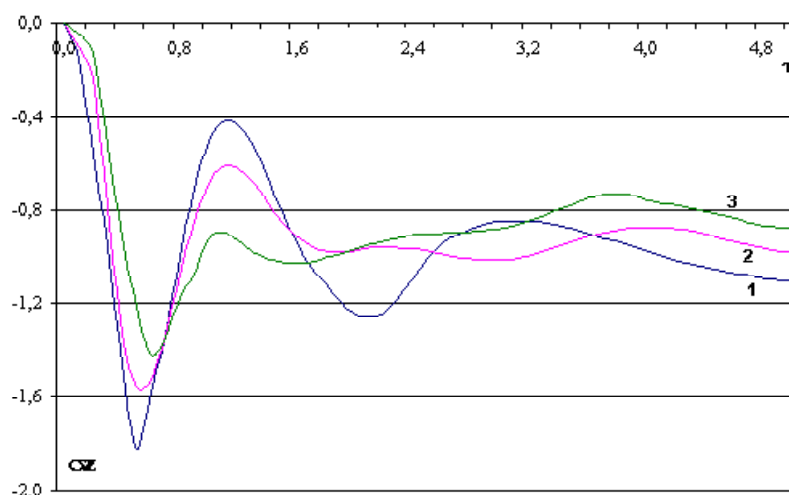


Рис. 1.

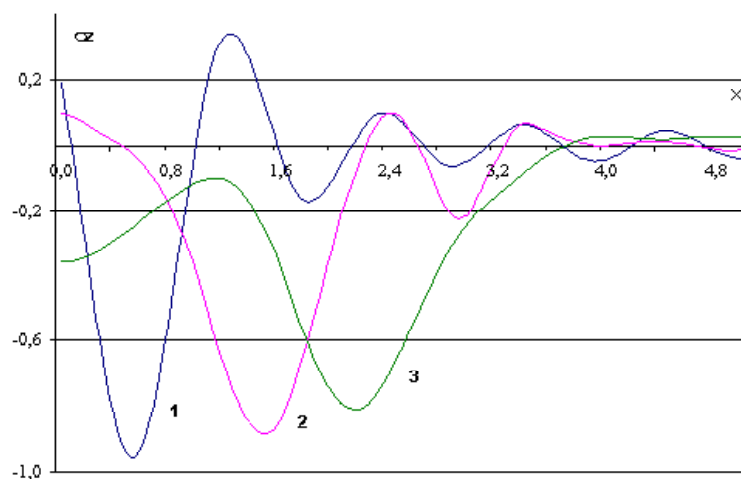


Рис. 2.

Пожуев А.В., Михайлуца Е.Н. Нестационарная реакция трехслойной цилиндрической оболочки, погруженной в жидкость

Цель работы. Построить математическую модель трехслойной цилиндрической оболочки с заполнителем, которая погружена в идеальную жидкость. Изучить картину нестационарной деформации конструкции под действием нагрузки, которая приложена в начальный момент времени к внутренней оболочке, а затем движется с постоянной скоростью в осевом направлении.

Методы исследования. Решение получено путем совместного применения к каждому уравнению интегральных преобразований Фурье по пространственной координате и Лапласа по времени. Для обращения интегральных преобразований используется алгоритм, который базируется на применении метода Файлона нахождения интегралов сильно осциллирующих функций. Построение оригиналов искомых величин происходило с помощью смещенных многочленов Лежандра.

Полученные результаты. Разработан численно-аналитический алгоритм совместного обращения двух интегральных преобразований. Проведено большое количество численных экспериментов для нахождения шага и верхней границы интегрирования в методе Файлона. Построены графические зависимости, которые иллюстрируют распределение компонент напряженно-деформированного состояния в разные моменты времени.

Научная новизна. Предложенный подход расширяет математические методы решения начально-краевых задач механики, в которых применяются интегральные преобразования. Исследовано время установления процесса и перехода к стационарной задаче.

Практическая ценность. Полученные результаты могут быть использованы в качестве эталонных для построения моделей тонкостенных элементов конструкций под действием ударных волн в жидкости, в частности, подводных трубопроводов.

Ключевые слова: цилиндрическая оболочка, упругий заполнитель, динамическая нагрузка, осесимметрическая задача.

Pozhuyev A., Mikhailutsa O. Non-stationary reaction of three-layer shell immersed in a liquid

Purpose. To build a mathematical model of a three-layer cylindrical shell with a filler immersed in an ideal liquid. To study the picture of non-stationary deformation of the construction under the action of a load that is applied at the initial time to the inner shell, and then moves with a constant speed in the axial direction.

Methods of research. The solution is obtained by joint use to each equation of the Fourier integral transforms in the space coordinate and Laplace transforms in time. For the inversion of integral transformations, an algorithm is used, which is based on the application of the Fileon method of finding the integrals of oscillating functions. The construction of the originals of the quantities sought was carried out using the shifted Legendre polynomials.

Results. A numerical-analytical algorithm for the joint inversion of two integral transforms has been developed. A large number of numerical experiments were conducted to find the step and the upper limit of integration in the Fileon method. Graphic dependences were obtained that illustrate the distribution of the components of the stress-strain state at different points in time.

Scientific novelty. The proposed approach extends the mathematical methods for solving initial-boundary-value problems of mechanics, in which integral transformations are used. The time of the process establishment and transition to the stationary problem is investigated.

Practical value. The results obtained can be used as reference for building models of thin-walled structural elements under the action of shock waves in a liquid, in particular, underwater pipelines.

Key words: cylindrical shell, elastic filler, dynamic load, axisymmetric problem.

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ДИНАМІЧНОЇ ЯКОСТІ БАГАТОЦІЛЬОВИХ ВЕРСТАТІВ В ПЕРІОД ЕКСПЛУАТАЦІЇ

Вступ

На сучасному етапі розвитку машинобудування широке застосування багатокоординатних високошвидкісних багатоцільових верстатів (БВ), призводить до необхідності забезпечення високих показників динамічної якості (якості і точності обробки) технологічного обладнання, яке використовується у всьому робочому діапазоні частот обертання шпинделя. Останнє є наслідком необхідності обробки великої номенклатури наявних конструкційних матеріалів: від композитів і алюмінію, до жароміцних сплавів, які належать класу важкооброблюваних. Саме при обробці жароміцних сплавів виникають значні проблеми із забезпеченням заданих показників шорсткості обробки поверхонь, точності обробки, стійкості різального інструменту і працездатності верстата в цілому, викликані значними вібраціями конструкції верстата, які виникають під час різання.

Аналіз літературних джерел [1–6] показав, що наявні дослідження динамічної якості як БВ, так і їх складових елементів, в першу чергу, спрямовані на визначення частот обертання шпинделя, які необхідно оминати для запобігання виникнення явища резонансу – збігу частоти власних коливань (ЧВК) конструкції верстата і частоти збудження від врізання зуба різального інструменту в заготовку. При цьому доцільність оминання визначених ЧВК залежно від амплітуди коливань (АК) переднього кінця шпиндельного вузла (ШВ) на визначеній частоті, а також вплив на ЧВК зміни різального інструменту і інструментальної оправки в процесі обробки не аналізується.

Використання сучасних методів дослідження динамічної якості багатоцільових верстатів вимагає розробки нових методик аналізу і подальшого використання результатів досліджень, на основі яких розробляти заходи технологічного і експлуатаційного характеру, що враховуватимуть умови роботи, а також особливості виробництва, що є безумовно актуальною науково-технічною проблемою. Одним із таких заходів, наприклад, є процедура призначення режимів різання.

Постановка задачі

На базі проведених досліджень динамічної якості складових елементів високошвидкісного багатоцільового верстата необхідно розробити методику визначення інтервалів частот власних коливань технологічного обладнання, які слід оминати при призначенні режимів різання, а також розробити методику призначення режимів різання, яка включатиме в себе низку заходів, спрямованих на забезпечення динамічної якості верстата під час експлуатації.

Інтервали частот коливань, що формуватимуться залежно від величини ЧВК складових елементів верстата і які необхідно оминати при призначенні режимів різання для запобігання явища резонансу, спрощено називатимемо інтервали частот збудження коливань (ІЧЗК).

Під призначенням режимів різання мається на увазі підбір, або розрахунок швидкості різання, чи величини частоти обертання шпинделя. Частота, з якою зуб різального інструменту врізається в заготовку, називатимемо частотою збудження коливань (ЧЗК).

Методика визначення інтервалів частот збудження коливань

Розробка методики здійснюється на базі аналізу результатів дослідження динамічної якості складових елементів високошвидкісного багатоцільового верстата Ricomax 825 VERSA виконаних в роботах [7–10].

На першому етапі аналізуються величини ЧВК і їх форми, а також амплітуди коливань (АК) складових елементів БВ. Відбираються ЧВК, що входять в робочий діапазон частот обертання шпинделя, який для обраного обладнання становить 14000 об/хв, що відповідатиме частоті збудження коливань від врізання леза фрези в заготовку на рівні 933 Гц для чотиризубої фрези (формула 1). З виділених ЧВК відбирають частоти з АК, більшими за певну гранично допустиму межу, яка приймається на рівні 0,5 мкм.

$$f_k = \frac{S^* z}{60}, \quad (1)$$

де S – частота обертання шпинделя, об/хв; z – число зубів ріжучого інструменту, шт.

Визначено [10], що в робочий діапазон частот обертання шпинделя попадає п'ять ЧВК шпиндельного вузла: $f_{ув1} = 325$ Гц, $f_{ув2} = 634,41$ Гц, $f_{ув3} = 634,45$ Гц, $f_{ув4} = 1113,5$ Гц, $f_{ув5} = 1135$ Гц. Оскільки коливання на другій і третій, а також четвертій і п'ятій ЧВК ШВ за рахунок симетричності шпиндельного вузла є парними і відбуваються у двох взаємно-

перпендикулярних площинах, а також практично співпадають за величиною частоти коливань, то їх допускається об'єднати в одну ЧВК ($f_{шв2,3} = 634$ Гц, $f_{шв4,5} = 1113$ Гц). Виходячи із форм власних коливань шпиндельного вузла на частоті $f_{шв4,5} = 1113$ Гц збудження коливань відбувається безпосередньо у парі ріжучий інструмент – оправка. Враховуючи широкий спектр застосовуваних оправок і ріжучого інструменту, що суттєво відрізняються як геометричними параметрами (вильотом, діаметром), так і фізико-механічними властивостями матеріалів із яких вони виготовлені, зміна ЧВК на $f_{шв4,5}$ внаслідок зміни ріжучого інструменту між технологічними переходами може бути суттєвою, тому існує необхідність розрахунку величини ЧВК ШВ в залежності від інструментальної оправки і ріжучого інструменту, що використовуються на даному технологічному переході.

За результатами динамічного аналізу несучої системи БВ [8] визначено, що в діапазоні частот обертання шпинделя, що розглядається, знаходиться 85 ЧВК. Величина амплітуди коливань між окремими частотами може відрізнятися в два і більше рази. Якщо АК на рівні 3 мкм вважаються великими, то менші за 0,5 мкм не впливатимуть на якість і точність обробки, тому при призначенні режимів різання необхідно оминати резонансні частоти з урахуванням деякого граничного діапазону (в межах $\pm 10\%$ від величини резонансної частоти) відсутня.

Враховуючи результати гармонічного розрахунку тільки на трьох ЧВК спостерігаються амплітуди коливань, що перевищують 0,5 мкм і приймаються до подальшого аналізу: $f_{nc1} = 37,36$ Гц, $f_{nc2} = 44,74$ Гц і $f_{nc6} = 139,9$ Гц.

Тим не менш отримані в роботі [8] графіки залежності АК від положення ШВ за осями X, Y і Z ілюструють значну залежність АК переднього кінця шпиндельного вузла від форми власних коливань несучої системи БВ. Тому процедура відбору ЧВК несучої системи БВ, що їх необхідно оминати, має доповнюватись аналізом зміни АКЗ при переміщенні рухомих вузлів в межах робочої зони верстата. Суттєва зміна АК при переміщенні ШВ вздовж робочої зони верстата спостерігається на частотах $f_{nc3} = 77,6$ Гц, а також $f_{nc5} = 125,8$ Гц.

Так частоти f_{nc3} і f_{nc5} також необхідно оминати, однак з деякими виключеннями. Для частоти f_{nc5} максимальними АКЗ є в крайньому нижньому положенні ШВ за віссю Z, отже застосовуючи спеціальні «подушки», є можливість перенести зону обробки якомога далі від планшайби, тим самим знизивши АК при роботі з частотами обертання шпинделя близький до f_{nc5} .

Натомість для частоти f_{nc1} ситуація протилежна. Найменшими коливання будуть при найнижчому положенні ШВ за віссю Z. В цьому випадку найбільш прийнятним буде використання інструментальних оправок і фрез з мінімальним вильотом, а також пристосувань з якомога меншою висотою.

За результатами дослідження динамічної якості поворотного стола верстата Ricomax 825 VERSA [7] визначено, що серед 19 ЧВК, що входять в робочий діапазон частот обертання шпинделя, найбільший вплив на показники точності і якості обробки матимуть шість ЧВК: $f_{nc1} = 170,6$ Гц, $f_{nc2} = 180,3$ Гц, $f_{nc3} = 218$ Гц, $f_{nc5} = 395,2$ Гц, $f_{nc6} = 437$ Гц, $f_{nc7} = 439,5$ Гц.

Було встановлено, що поворот моста в діапазоні від 0 до 90° (обертання за віссю A) впливає на величину ЧВК поворотного стола несуттєво, а максимальна різниця в значеннях ЧВК між двома положеннями моста не перевищує 10%.

Враховуючи близькість за значеннями шостої і сьомої ЧВК поворотного стола умовно об'єднуємо їх в одну $f_{nc6,7} = 437$ Гц.

За результатом попереднього аналізу сформовано масив з тринадцяти ЧВК складових елементів БВ (табл. 1), які необхідно оминати при призначенні режимів різання.

Таблиця 1 – Перелік ЧВК складових елементів БВ які необхідно оминати при призначенні режимів різання

f_{nc1} , Гц	f_{nc2} , Гц	f_{nc3} , Гц	f_{nc5} , Гц	f_{nc6} , Гц	f_{nc1} , Гц	f_{nc2} , Гц
37,36	44,74	77,6	125,8	139,9	170,6	180,3
f_{nc3} , Гц	$f_{шв1}$, Гц	f_{nc5} , Гц	$f_{nc6,7}$, Гц	$f_{шв2,3}$, Гц	$f_{шв4,5}$, Гц	
218	325	395,2	437	634	1113	

Для визначення верхньої межі одного з інтервалів частот коливань, які необхідно оминати при призначенні режимів різання, величина ЧВК збільшується, а для визначення нижньої межі – зменшується на 5–10% від номінального значення ЧВК (чим більша ЧВК тим менший діапазон інтервалу частоти коливань).

Оскільки межі оминання окремих ЧВК або суміжні, або частково перетинаються, то зручно об'єднати їх в один діапазон. Наприклад межі оминання частот f_{nc1} і f_{nc2} межують, тому для зручності перший діапазон оминання приймемо $f_1 = 33–48$ Гц. Також перетинаються межі частот f_{nc5} і $f_{nc6,7}$, а також f_{nc1} і f_{nc2} , тому діапазони оминання зручно прийняти як $f_3 = 115–150$ Гц, $f_4 = 160–230$ Гц, $f_6 = 375–450$ Гц. Отримані частотні інтервали занесено в табл. 2.

Етапи визначення інтервалів частот збудження коливань представлені у вигляді блок-схеми на рис. 1.

Таблиця 2 – Перелік інтервалів частот коливань, які рекомендовані для оминання при призначенні режимів різання

f_1 , Гц	f_2 , Гц	f_3 , Гц	f_4 , Гц	f_5 , Гц	f_6 , Гц	f_7 , Гц	f_8 , Гц
33–48	70–84	115–150	160–230	310–340	375–450	600–660	1065–1165

Методика підбору і призначення режимів різання при розробці керуючої програми

Вихідними даними для розробки керуючої програми і призначення режимів різання виступають: інтервали частот збудження коливань (табл. 2), геометричні параметри різального інструменту і інструментальної оправки, їх фізико-механічні властивості, кількість зубів на фрезі, геометрія і марка матеріалу оброблюваної деталі.

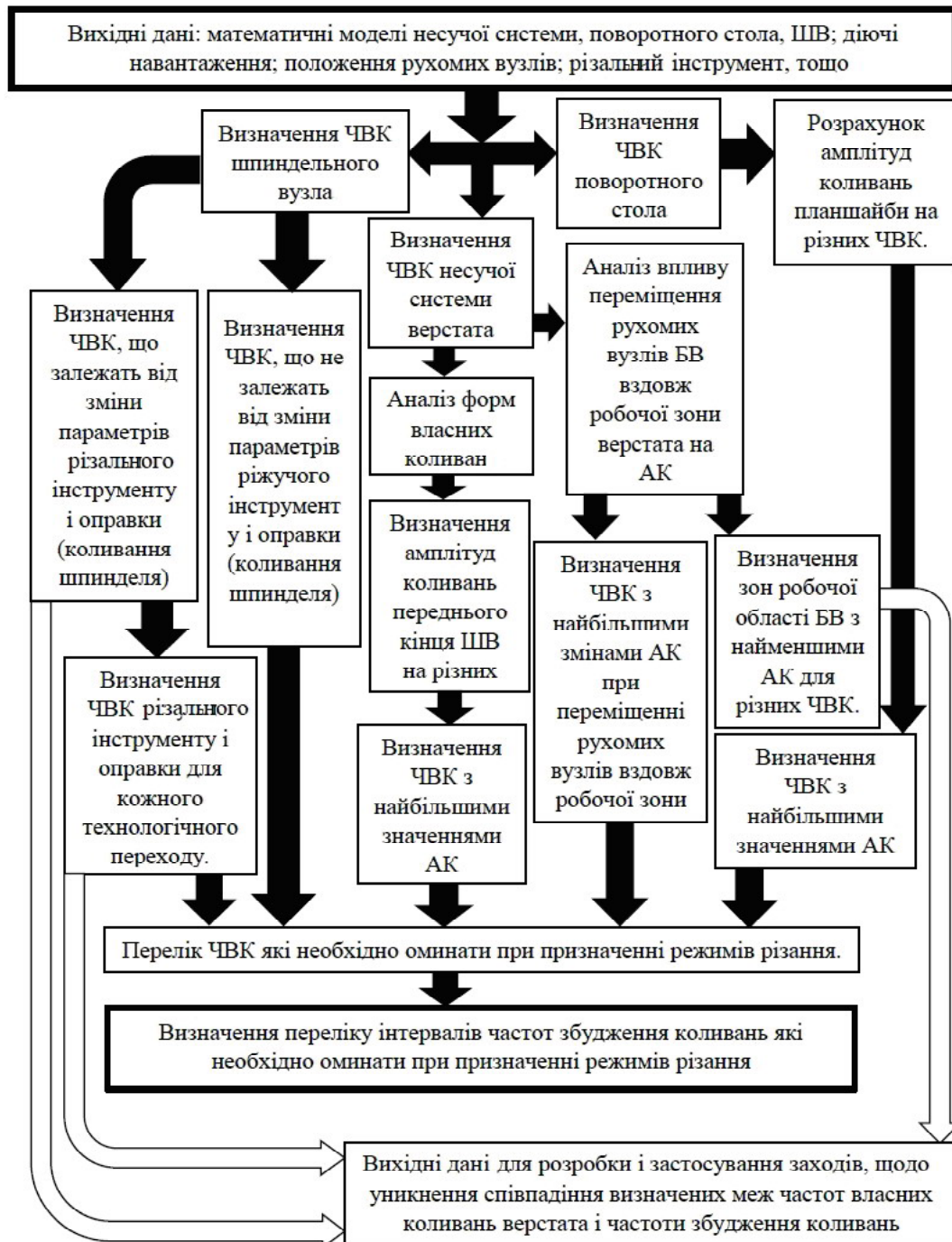


Рис. 1. Блок-схема визначення інтервалів частот збудження коливань

При розробці керуючої програми першим кроком є визначення схеми і послідовності обробки, де ключовими показниками виступають точність і якість обробки. Для визначення схеми обробки аналізується заготовка, габаритні розміри деталі і оброблюваних елементів, радіуси округлення, марка матеріалу, властивості застосовуваного технологічного обладнання, технічні умови тощо.

На базі визначеної схеми обробки призначається різальний інструмент і підбирається необхідне для його встановлення інструментальне оснащення, а також виконується попереднє призначення режимів різання за рекомендаціями інструментальних каталогів, літератури з теорії різання, або довідників технолога-машинобудівника чи інструментальника.

Величину ЧВК підібраних інструментальної оправки і різального інструменту, для кожного технологічного переходу, пропонується визначати за методикою, яка наводиться в роботі [5]. Ця методика базується на визначенні величини питомої жорсткості і подальшого отримання величини ЧВК через співставлення з еталонними показниками, або за допомогою заздалегідь побудованого графіку залежності між величинами ЧВК і питомою жорсткістю. З отриманої ЧВК інструментальної оправки і ріжучого інструменту, через використання методики, що наводиться вище, визначається ІЧЗК, який для кожної пари ріжучий інструмент-оправка буде своїм і відповідатиме інтервалу f_8 в табл. 2.

Частота збудження коливань (f_k) від роботи різального інструменту визначається за формулою 1 через підстановку попередньо призначеної частоти обертання. Отримані частоти коливань збудження порівнюються із інтервалами частот збудження коливань, наведеними в табл. 2, а також визначених ЧВК застосовуваних ріжучого інструменту і оправок.

У випадку неспівпадіння розрахованої ЧЗК з одним із ІЧЗК, призначена частота обертання шпинделя для даного ріжучого інструменту приймається.

У випадку співпадіння розрахованої ЧЗК з одним із ІЧЗК, пропонується застосування наступних заходів:

- 1) При співпадінні ЧЗК з будь-яким із визначених інтервалів частот, рекомендованих для оминання (табл. 2):
 - змінити ЧЗК за рахунок варіювання частотою обертання шпинделя, в межах рекомендованої величини швидкості різання при обробці заданої марки матеріалу;
 - зміна параметрів ріжучого інструменту (діаметру інструменту, матеріалу ріжучої частини, кількості зубців тощо), які впливатимуть на вихідну величину частоти обертання шпинделя через зміну рекомендованої величини швидкості різання;
- 2) При збігу ЧЗК з інтервалом частот збудження коливань, які відносяться до ЧВК несучої системи верстата, пропонується впливати на величину АК через вибір сприятливих зон обробки на основі аналізу форм власних коливань несучої системи верстата [8, 9]:
 - варіювання вильотами різального інструменту і інструментальної оправки;
 - зміна висоти пристосування за рахунок використання спеціальних «подушок», або виготовлення спеціальних пристосувань [12];
 - розміщення пристосування з оброблюваною деталлю в межах робочої зони верстата.

Разом з вище наведеним слід враховувати якість обробки поверхонь, яку необхідно досягти при обробці конкретної поверхні. Наприклад при чорновій обробці поверхні з регламентованою шорсткістю $Ra\ 6,3-12,5$, ЧВК, на якій АК мають значення на рівні 1-3 мкм, забезпечуватимуть заданий показник шорсткості.

Висновки

Розроблено методику визначення інтервалів частот збудження коливань, які необхідно оминати при призначенні режимів різання, з метою забезпечення необхідних показників динамічної якості верстата, а саме точності і якості обробки. Розроблена методика базується на результатах динамічного аналізу складових елементів БВ, а також дослідженні впливу переміщення рухомих вузлів БВ вздовж робочої зони, що може мати суттєвий вплив на амплітуду коливань переднього кінця шпиндельного вузла.

Розроблено методику призначення режимів різання, яку доповнено рекомендаціями технологічного і експлуатаційного характеру, щодо забезпечення необхідних показників точності і якості обробки при попаданні призначеної частоти обертання шпинделя в один з інтервалів частот збудження коливань, на основі результатів динамічного аналізу складових елементів БВ.

Підприємству-виробнику обладнання, для забезпечення якісного підбору режимів різання експлуатантом технологічного обладнання, з метою забезпечення необхідних показників динамічної якості БВ в процесі обробки деталей і вузлів, пропонується виконувати динамічний аналіз складових елементів верстата або натурні дослідження на готових виробах і заносити до інструкції з експлуатації такі результати розрахунків: ЧВК складових елементів БВ; інтервали частот збудження коливань; графіки залежності АК за трьома осями від положення шпиндельного вузла для різних ЧВК верстата [9]; графік залежності ЧВК від показника питомої жорсткості, і також ваги і вильоту оправки і інструменту [11].

Список літератури

1. Modeling and modal analysis of tool holder-spindle assembly on CNC milling machine using FEA / J. Wang, B. Wu, Y. Hu and etc. // Applied mechanics and Materials. – 2012. – Vol. 157–158. – P. 220–226.
2. Badrawy Sinan. Dynamic Modeling and Analysis of Motorized Milling Spindles for Optimizing the Spindle Cutting Performance /

- Sinan Badrawy. – 2009. – Режим доступа : <http://www.nanotechsys.com/images/PDFs/DynamicModelingand -Analysis.pdf>. – Дата доступа : 10.10.2014.
3. Syath Abuthakeer S. Dynamic characteristics analysis of high speed motorized spindle / S. Syath Abuthakeer, P. V. Mohanram, G. Mohan Kumar // Annals of faculty engineering Hunedoara – International Journal of engineering. – 2011. – Vol. 9. – P. 219–224.
 4. Hareesha. Static and Dynamic Analysis of a CNC Milling Spindle / Hareesha // International Research Journal of Engineering and Technology. – 2015. – Vol. 2. – P. 222–228.
 5. Improvement on a CNC Gantry Machine Structure Design for Higher Machining Speed Capability / A. D. Sarhan, S. R. Besharaty, J. Akbaria, M. Hamdi // Int. Journal of mechanical, Aerospace, Industrial, mechatronic and Manufacturing Engineering. – 2015. – Vol. 9 (4). – P. 572–576.
 6. Myers A. Finite element analysis of the structural dynamics of vertical milling machine / A. Myers, D. G. Ford, Q. Xu // Transactions on Engineering Sciences. – 2003. – Vol. 44. – P. 431–440.
 7. Бойко І. А. Динамічний аналіз поворотного стола 5-ти координатного обробного центру / І. А. Бойко, В. В. Солоха, Л. Й. Івченко // Вісник Чернігівського державного технологічного університету. Серія «Технічні науки». – 2014. – № 1(73). – С. 134–143.
 8. Бойко І. А. Динамічний аналіз 5-ти координатного обробного центру / І. А. Бойко, В. В. Солоха, Л. Й. Івченко // Вестник двигателестроения. – 2015. – № 1. – С. 98–105.
 9. Бойко І. А. Оцінка впливу положення рухомих вузлів 5-ти координатного обробного центру на амплітуду коливань збудження переднього кінця шпинделя / І. А. Бойко, В. В. Солоха, Л. Й. Івченко // Вестник двигателестроения. – 2015. – №1. – С. 118–121.
 10. Бойко И. А. Разработка математической модели и модальный анализ шпиндельного узла высокоскоростного обрабатывающего центра / И. А. Бойко // Вестник Гомельского гос. техн. университета им. П. О. Сухого. – 2016. – №4 (67). – С. 13–21.
 11. Бойко І. А. Використання показника питомої жорсткості при визначенні частот власних коливань шпиндельного вузла багатоцільового верстата : у 2 т. Т 1. / І. А. Бойко // Комплексне забезпечення якості технологічних процесів та систем : матеріали VIII міжнародної наук.-практ. конф. – Чернігів : ЧНТУ. – 2018. – С. 170–171.
 12. Патент №127066, МПК В23Q 3/00 (2006.01) / Спосіб закріплення заготовки для обробки складно-фасонних деталей / А. С. Заяц, І. А. Бойко, О. А. Сидоренко ; заявник та патентовласник Публічне акціонерне товариство «Мотор Січ» ; № u 201802473 ; заявл. 12.03.2018; надр. 10.07.2018.

Одержано 12.07.2018

© **Бойко І. А., д-р техн. наук Івченко Л. Й.**

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Boiko I., Ivshchenko L. Ensuring the dynamic quality of multipurpose machines during exploitation period

ПРО ТЕРМОДИНАМІЧНІ УМОВИ ФОРМУВАННЯ ГАБІТУСУ НАДЛИШКОВИХ ВИДІЛЕНЬ ПРИ ВСТАНОВЛЕННІ МЕХАНІЧНОЇ РІВНОВАГИ В ОБ'ЄМІ МЕТАЛЕВОЇ МАТРИЦІ

В роботі [1] було проаналізовано зміну форми сферичних частинок надлишкової фази, якщо вони опиняються на межах зерен, внаслідок встановлення певного кута контакту при зіткненні їх поверхонь з межею як підкладкою. Це забезпечує стан термодинамічної рівноваги частинок з металевою матрицею. У цій роботі спробуємо дослідити набуття певної форми (габітусу) частинок надлишкових (залишкових) частинок (первинних або вторинних фаз) в об'ємі металевої матриці того чи іншого агрегатного стану внаслідок встановлення термодинамічної (передусім механічної) рівноваги.

Відомий спрощений підхід Набарро [2] базується на тому, що частинкам, які виділяються, можна надати форму еліпсоїду обертання з двома осями – полярною та екваторіальною. Тоді ситуацію стосовно форми частинок виділення треба оцінювати співвідношенням між пружною і поверхневою вільними енергіями, котрі виникають при появі виділень. Якщо перша суттєво переважає другу, то переважною формою частинок є пластинчаста (диски). Навпаки, в іншому варіанті слід сподіватися, що найбільш вигідною в енергетичному сенсі формою є сфероїдальна.

При більш прискіпливому розгляді переважно сфероїдальну форму виділень мають частинки (багатогранники) при встановленні механічної рівноваги, якщо вони відповідають високому рівню симетрії (наприклад, розвинутим формам кубічної сингонії).

Далі розглянемо термодинаміку, що приводить до правила Гіббса-Вульфа щодо кристалографічного габітусу надлишкових кристалів, тобто до співвідношення

$$\sum_i^q A_i \gamma_i \equiv \min, \quad (1)$$

де q – кількість граней з площами A_i , а γ_i – відповідні поверхневі енергії.

Спочатку складемо комбіноване термодинамічне рівняння у диференціальній формі для термодинамічної системи, яка має внутрішні межі поділу. Якщо деякій системі зазначеного виду надати деяку малу кількість тепла, то зміна енергії (dE) буде відповідати такому співвідношенню:

$$dE = dE_1 + dE_2 = T_{1(2)} dS_{1(2)} - p_{1(2)} dV_{1(2)} + \gamma dA. \quad (2)$$

Тут $T_{1(2)} dS_{1(2)}$ – збільшення ентропійних факторів для двох частин системи, розділених межею поділу ($S_{1(2)}$ – ентропії за Клаузіусом; $T_{1(2)}$ – кельвінівські температури); $p_{1(2)} dV_{1(2)}$ – роботи кожної частини системи проти іншої ($p_{1(2)}$, $V_{1(2)}$ – тиски та об'єми частин системи по обидва боки межі поділу), γdA – вільна енергія межі поділу (γ – питома поверхнева енергія, A – площа межі).

Для отримання виразу загальної вільної енергії здійснимо перетворення виразу (2) шляхом віднімання певних диференціальних виразів від обох частин співвідношення (2), а саме величин $d(T_{1(2)} dS_{1(2)})$. Тоді у лівій частині рівності будемо мати $dF = dF_1 + dF_2$, а у правій частині відповідно $-S_{1(2)} dT_{1(2)} - p_{1(2)} dV_{1(2)} + \gamma dA$.

Оскільки за умови механічної рівноваги при постійній температурі $T = T_1 = T_2$ $dF = dF_1 + dF_2 = 0$ ($dF \equiv \min$) і $dV_1 = -dV_2$ (бо $V = V_1 + V_2 = \text{const}$), будемо остаточно мати

$$-p_1 dV_1 - p_2 dV_2 + \gamma dA = 0. \quad (3)$$

В результаті отримуємо важливе співвідношення $p_2 - p_1 = \frac{\gamma dA}{dV}$. З цього дуже простого співвідношення маємо відомий вираз Лапласа, якщо внутрішня межа поділу утворює поверхню сфери, для якої $dA \sim r^2$, а $dV \sim r^3$ (тут r – радіус сфери)

$$\Delta p = p_2 - p_1 = \frac{2\gamma}{r}. \quad (4)$$

За умови наявності у системи малих надлишкових виділень сфероїдального типу (розвинені багатогранники) формула (3) перетвориться у вираз

$$\Delta p_i = p_i - p_1 \cong \frac{\gamma \sum A_i}{dV}, \quad (5)$$

а для загального випадку маємо

$$\Delta p_i = \frac{\sum \gamma_i A_i}{dV}. \quad (6)$$

Шляхом певного перетворення співвідношення (6) можна отримати формулу для дискретного поверхнево-кристалічних тисків Вульфа виду $\frac{2\gamma_i}{h_i} = \Delta p_i$, де h_i – відстань певної грані від деякої внутрішньої точки кристалу.

Покажемо найбільш короткий шлях отримання такого роду залежностей.

Нехай в деякому середовищі (твердому, рідкому або газоподібному) об'ємом V_1 присутнє вкраплення другої фази об'ємом V_2 у вигляді багатогранника (рис. 1). В такому випадку поверхневий тиск має дискретно-перервний характер. Цей тиск часто називають кристало-поверхневим, і він по суті характеризує однаковий перепад тисків відносно кожної грані багатогранного кристалу, якщо встановлено механічну рівновагу його з оточуючим середовищем. Для зручності перепишемо формулу (5) у такому вигляді:

$$\Delta p_i = \frac{\sum_{i=1}^q \gamma_i dS_i^*}{dV_2}, \quad (7)$$

де γ_i – знову поверхневий натяг (енергія) i -тої грані; S_i^* – площа відповідної поверхні грані; q – повна кількість граней надлишкового вкраплення.

Спробуємо надати останній формулі більш зручної форми, для здійснення подальшого аналізу. Перетворимо наш кристал у суму пірамід, побудованих на його гранях і маючих загальну вершину в деякій внутрішній точці його об'єму (для спрощення на рис. 2 показано одну з таких пірамід).

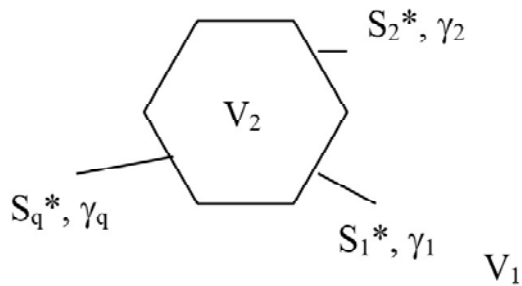


Рис. 1. Схема вкраплення надлишкової фази у вигляді багатогранника в металевій матриці (в перерізі шестикутник)

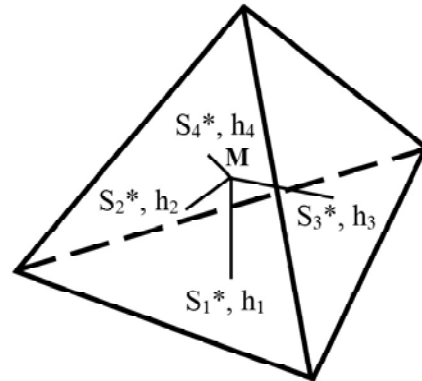


Рис. 2. Одна з пірамід, побудованих на гранях кристалу (фігура кубічної сингонії планального виду симетрії $3L_44L_36P$; т. М – загальна точка з'єднання вершин внутрішніх тригональних пірамід)

Об'єм кожної піраміди дорівнює $V_{nip} = \frac{1}{3} S^* h$ (h – висота піраміди); тоді повний об'єм надлишкового вкраплення становитиме

$$V = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^q S_i^* h_i, \quad (8)$$

де h_i – висота кожної внутрішньої піраміди (відстань до відповідної грані багатогранника (кубічного тетраедра) від загальної внутрішньої точки надлишкового кристала).

Продиференціювавши отриманий вираз, будемо мати

$$dV = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^q h_i dS_i^* + \frac{1}{3} \sum_{i=1}^q S_i^* dh_i \quad (9)$$

або

$$3dV = \sum_{i=1}^q h_i dS_i^* + \sum_{i=1}^q S_i^* dh_i. \quad (10)$$

Якщо зробити малі припущення dh_p , об'єм кристалу дещо зміниться, але незначно (звичайна процедура). Це приводить до залежності, яка дозволить виключити з подальшого розгляду диференціал dh_i :

$$dV \cong \sum_{i=1}^q S_i^* dh_i \quad (dh_i > 0). \quad (11)$$

Отже, якщо цією дуже малою невідповідністю обох об'ємів dV знехтувати, то різниця між відповідними співвідношеннями складе

$$3dV - dV = \sum_{i=1}^q h_i dS_i^* + \sum_{i=1}^q S_i^* dh_i - \sum_{i=1}^q S_i^* dh_i. \quad (12)$$

Звідси маємо

$$dV = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^q h_i dS_i^*. \quad (13)$$

Підставимо отриманий вираз в рівняння (7):

$$\Delta p_i = \frac{2 \sum_{i=1}^q \gamma_i dS_i^*}{\sum_{i=1}^q h_i dS_i^*}. \quad (14)$$

Тоді, вводячи Δp_i під знак певної суми, будемо мати

$$\sum_{i=1}^q \Delta p_i h_i dS_i^* - \sum_{i=1}^q 2\gamma_i dS_i^* = 0 \Rightarrow \sum_{i=1}^q \left(\Delta p_i - \frac{2\gamma_i}{h_i} \right) dS_i^* = 0. \quad (15)$$

Будемо вважати, що диференціали dS_i^* взаємозалежні. Оскільки $\sum_{i=1}^q dS_i = S$, вони можуть набувати в рамках цього обмеження будь-яких значень. У цьому випадку різниця в дужках у кожному разі повинна дорівнювати нулю. Звідки отримаємо рівняння для кристало-поверхневого тиску, що діє на i -тій грані кристала:

$$\Delta p_i = \frac{2\gamma_i}{h_i} = \text{const} \quad (i = \overline{1, q}). \quad (16)$$

Останній вираз можна записати дещо інакше (у вигляді подвійних відношень):

$$\frac{\gamma_1}{h_1} = \frac{\gamma_2}{h_2} = \dots = \frac{\gamma_q}{h_q} = W \quad \text{або} \quad \gamma_1 : \gamma_2 : \dots : \gamma_q = h_1 : h_2 : \dots : h_q, \quad (17)$$

де W – деяке постійне число.

Далі розглянемо приклади зробимо відповідні висновки.

Спочатку доведемо, що замкнена дислокаційна петля, яка складається з двох наборів дислокацій (з однаковим вектором Бюргерса) і має вигляд прямокутника, знаходиться у стані механічної рівноваги, якщо $\sum_{i=1}^q \varepsilon_i L_i \equiv \min$ (ε_i – лінійна пружна енергія одиниці довжини певного відрізка дислокаційної петлі, L_i – відповідно довжина того ж відрізка). Умовою досягнення механічної рівноваги у цьому випадку є виконання теореми Вульфа щодо розташування дислокаційних відрізків з певною пружною енергією відносно деякої внутрішньої точки O плоскої фігури (дислокаційного прямокутника), тобто виконання рівності виду $\frac{\varepsilon_{1(1')}}{L_{2(2')}} = \frac{\varepsilon_{2(2')}}{L_{1(1')}} = \text{const}$ (цифри 1 і 1', а також 2 і 2' характеризують довжини протилежних відрізків дислокаційного прямокутника), рис. 3.

Покажемо, що означена рівність дійсно має місце. Для нашого конкретного випадку $\sum_{i=1}^q \varepsilon_i L_i \equiv \min$, тобто

$$\sum_{i=1}^q \varepsilon_i L_i = 2 \left(\varepsilon_1 L_1 + \varepsilon_2 \frac{A}{L_1} \right) = Q, \quad (18)$$

де A – площа дислокаційного прямокутника ($A = 2L_1 L_2 = \text{const}$).

Далі маємо

$$\frac{dQ}{dL_1} = 0 = \varepsilon_1 - \varepsilon_2 \frac{L_1 L_2}{L_1^2} = \varepsilon_1 - \varepsilon_2 \frac{L_2}{L_1} \quad (19)$$

звідки

$$\frac{\varepsilon_1}{L_2} = \frac{\varepsilon_2}{L_1} \quad (20)$$

(рівняння вульфових сил).

Далі спробуємо пояснити відомий фахівцям факт щодо зменшення у часі загальної кількості граней, а також їх розмірів у зародковому кристалі під час росту останнього (тобто явища виклинювання деяких площин, або навпаки, збільшення площин інших).

Щоб проілюструвати цей факт, розглянемо випадки (рис. 4), коли механічна рівновага є неповною, принаймні для деяких граней. Нехай для деякої k -тої грані

рівняння (17) не виконується: $\frac{\gamma_k}{h_k} \neq W$. Тут можливі два

варіанти відхилення означених співвідношень для кри-

стала: 1) $\frac{\gamma_k}{h_k} > W$ або 2) $\frac{\gamma_k}{h_k} < W$.

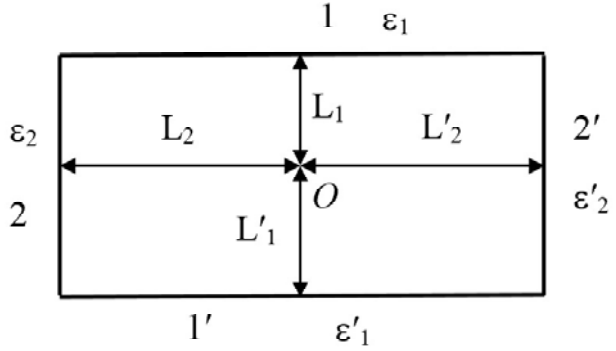


Рис. 3. Елементарна комірка плоскої дислокаційної сітки

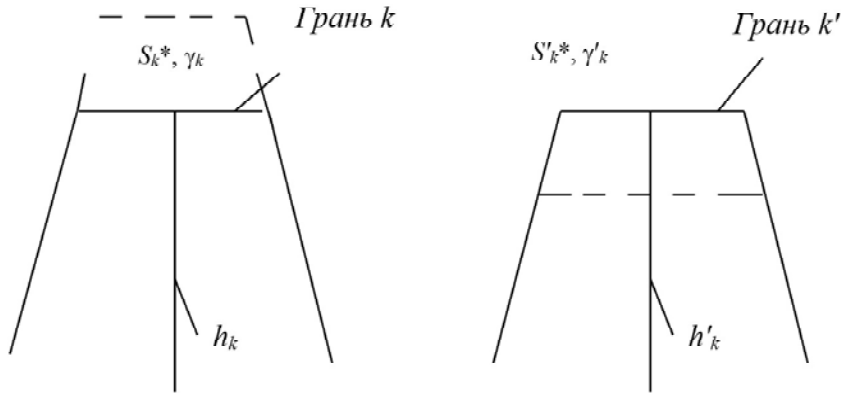


Рис. 4. Зміна розмірів граней кристалу під час його росту: а – грань з підвищеною питомою поверхневою енергією (за площею) зменшується; б – грань зі зниженою питомою поверхневою енергією збільшується

Якщо $\frac{\gamma_k}{h_k} > W$, то в системі існує енергетичний непрямок, який усувається за схемою: $\frac{\gamma_k}{h_k} \rightarrow W$, тому $h_k \uparrow$,

а $S^* \downarrow$ ($\gamma_k = \text{const}$). Тобто грань з підвищеною питомою поверхневою енергією поступово зменшується і взагалі може зникнути. При цьому швидкість пересування грані v пропорційна питомій енергії γ , тобто в першу чергу зникають ті грані, у яких високий показник питомої поверхневої енергії γ . Отже, оскільки при встановленні механічної рівноваги якась частина граней дійсно зникає, то загальна кількість граней в стані рівноваги буде меншою за первісну.

Тепер нехай $\frac{\gamma_k}{h_k} < W$. Тоді рівновага в системі також буде порушена, і внаслідок чого виникне прагнення збільшен-

ня цього відношення: $\frac{\gamma_k}{h_k} \rightarrow W$, тобто $h_k \downarrow$ і $S^* \uparrow$ при постійному γ_k). В такому випадку площа грані збільшуватиметься.

Відмітимо, що при наявності граней, для яких $\frac{\gamma_k}{h_k} > W$, то завжди є і такі грані, для яких справедлива нерівність $\frac{\gamma_k}{h_k} < W$.

Тобто з часом деякі грані можуть повністю зникнути, а інші збільшитися за площею. При цьому кристал набуває нового габітусу (тобто змінює зальну конфігурацію граней).

Отже, в рівноважному стані кількість граней буде завжди меншою ніж в нерівноважному, коли кристал, що знаходиться у процесі свого формування. Встановлення повної механічної рівноваги завжди відповідає принципу Гіббса-Кюри-Вульфа, математичний запис якого можна вивести на основі ланцюжка подвійних співвідношень (17):

$$\sum_{i=1}^q S_i^* \gamma_i \equiv \min . \quad (21)$$

З цього ж виразу випливає, що кристали, які характеризуються значним рівнем симетрії, будуть прагнути набутти форму, що наближена до сфероїдальної.

Можна показати, що вираз (21) аналітично пов'язаний з теоремою Вульфа щодо взаємного розташування атомних граней і подвійних співвідношень, а саме довести, що з цього співвідношення безпосередньо випливає означений ланцюжок подвійних співвідношень.

Покажемо, що монокристал у вигляді прямокутного паралелепіпеда знаходиться у стані механічної рівноваги, якщо $\sum_{i=1}^q S_i^* \gamma_i \equiv \min$.

Розглянемо паралелепіпед, представлений на рис. 5. Для такого паралелепіпеда маємо

$$\sum_{i=1}^q S_i^* \gamma_i = 2(S_1^* \gamma_1 + S_2^* \gamma_2 + S_3^* \gamma_3) = Q \quad (22)$$

(коефіцієнт «2» урахує фактор паралельності граней кристала). Умовою механічної рівноваги при $V = \text{const}$ є рівність кристало-поверхневих тисків Вульфа для усіх його шести граней:

$$\frac{2\gamma_{1(1')}}{h_{1(1')}} = \frac{2\gamma_{2(2')}}{h_{2(2')}} = \frac{2\gamma_{3(3')}}{h_{3(3')}} , \quad (23)$$

де $h_{1(1')}$, $h_{2(2')}$ і $h_{3(3')}$ – відстані від центру кристала до відповідних граней (номери зі штрихами відносяться до протилежних (однакових) відстаней).

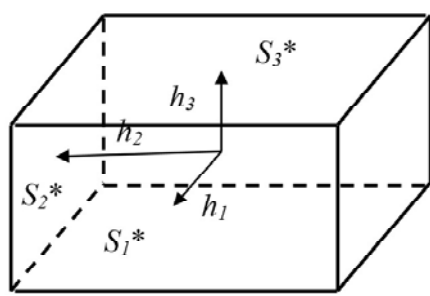


Рис. 5. Багатогранник ромбічної сингонії планаксiального виду ($3L_23PC$)
Оскільки $V = 8h_1h_2h_3$ (див. рис. 5), то відповідно $S_1^* = 4h_2h_3$, $S_2^* = 4h_1h_3$ і $S_3^* = 4h_1h_2$.

Принцип Кюри-Гіббса-Вульфа у цьому випадку набуває вигляду

$$Q = 8 \left(\gamma_1 h_2 \frac{V}{8h_1h_2} + \gamma_2 h_1 \frac{V}{8h_1h_2} + \gamma_3 h_1 h_2 \right) = 8 \left(\gamma_1 \frac{V}{8h_1} + \gamma_2 \frac{V}{8h_2} + \gamma_3 h_1 h_2 \right) \equiv \min , \quad (24)$$

де h_1 і h_2 є вільні параметри.

Далі, опісля диференціювання, отримуємо низку рівнянь:

$$\frac{\partial Q}{\partial h_1} = 0 = \gamma_3 h_2 - \gamma_1 \frac{8h_1h_2h_3}{8h_1^2} = \gamma_3 - \gamma_1 \frac{h_3}{h_1} ; \quad (25)$$

$$\frac{\partial Q}{\partial h_2} = 0 = \gamma_3 h_1 - \gamma_2 \frac{8h_1h_2h_3}{8h_2^2} = \gamma_3 - \gamma_2 \frac{h_3}{h_2} , \quad (26)$$

звідки остаточно маємо ланцюжок однакових відношень

$$\frac{\gamma_3}{h_3} = \frac{\gamma_1}{h_1} = \frac{\gamma_2}{h_2}, \quad (27)$$

які відбивають собою шукану рівність надлишкових вульфових кристало-поверхневих тисків (якщо помножити кожного члена ланцюжка на двійку) для усіх граней кристала.

Список літератури

1. Ольшанецкий В. Е. О термодинамике взаимодействия сферических включений с движущимися границами зерен / В. Е. Ольшанецкий, Ю. И. Кононенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2016. – №2. – С. 128–130.
2. Коттрелл А. Х. Строение металлов и сплавов / Коттрелл А. Х. – М. : Металлургиздат, 1961. – 288 с.

Одержано 12.11.2018

© **Д-р техн. наук Ольшанецький В. Ю., Кононенко Ю. І.**

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

Ol'shanetskii V., Kononenko Yu. About thermodynamic conditions of the formation of the habitus of excess inclusions at the establishment of mechanical equilibrium in the volume of a metal matrix



Вітаємо з ювілеєм!

11 червня 2018 року виповнюється 80 років з дня народження і 62 роки інженерної, наукової і педагогічної діяльності директора Фізико-технічного інституту ЗНТУ, заслуженого діяча науки і техніки України, академіка Академії інженерних наук України, академіка Академії наук вищої школи України, завідувача кафедри М і ТЛВ, доктора технічних наук, професора Валентина Васильовича Луньова.

В. В. Луньов в 1961 році закінчив Запорізький машинобудівний інститут, в 1966 р. захистив кандидатську, а в 1984 – докторську дисертацію.

В 1984 р. очолив кафедру «Машини і технологія ливарного виробництва», з 2002 р. є директором Фізико-технічного інституту Запорізького національного

технічного університету.

Сьогодні В. В. Луньов – відомий вчений у галузі теоретичних та експериментальних досліджень з питань металургії і технології виробництва чорних металів, сплавів на основі заліза і феросплавів.

Самостійно та у співавторстві В. В. Луньов оприлюднив понад 450 наукових праць, одержав близько 25 авторських свідоцтв на винаходи та 5 патентів України, більшість яких впроваджена у виробництво.

Свій науковий доробок професор Луньов узагальнив у чисельних інженерних, наукових монографіях і навчальних посібниках, які вийшли з друку з 1989 р. по 2013 р.

Професор В. В. Луньов багато уваги приділяє підготовці науково-педагогічних кадрів вищої кваліфікації. Він є членом двох спеціалізованих вчених рад із захисту кандидатських та докторських дисертацій. Під керівництвом В. В. Луньова на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва» плідно і ефективно працює аспірантура.

В. В. Луньов є керівником багатьох науково-дослідних робіт, які виконуються сумісно із провідними промисловими підприємствами України.

Протягом всієї трудової діяльності професор В. В. Луньов велику частину своєї творчої енергії приділяє розвитку Запорізького національного технічного університету.

Наукова громадськість, колеги по навчальній і науковій роботі ЗНТУ щиро вітають Валентина Васильовича з ювілеєм, зичать міцного здоров'я, нових творчих ідей та успіхів у педагогічній та науковій діяльності.

Наукове видання

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні № 1/2018**

Науковий журнал

Головний редактор:

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор В. В. Наумик

Оригінал-макет підготовлено у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Коректори:

Н. О. Савчук

Н. М. Кобзар, К. С. Бондарчук, І. О. Воронюк

Свідоцтво про державну реєстрацію
КВ № 6904 від 29.01.2003

Підписано до друку 16.10.2018. Формат 60×84/8
Папір офс. Ризогр. Ум. др. арк. 16,8
Тираж 300 прим. Зам. № 1106

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
ДК № 2394 від 27.12.2005