

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**

1'2010

НАУКОВИЙ ЖУРНАЛ

ВИХОДИТЬ ДВІЧІ НА РІК

Видається з грудня 1997 року

Зареєстрований 29 січня 2003 року Державним комітетом інформаційної політики, телебачення та радіомовлення України.

Свідоцтво – серія КВ № 6906.

Засновник та видавець: Запорізький національний технічний університет

Запоріжжя, ЗНТУ
2010

Постановою ВАК України № 1-05/7 від 09.06.1999 р. 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 технічних наук.

Інтернет-сторінка журналу: <http://journal.zntu.edu.ua/nmt/index.php?page=index> .

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

Журнал НМТ міститься у міжнародній базі наукових видань Index Copernicus (<http://journals.indexcopernicus.com/index.php>), 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. Промтранспорти. Раціональне 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 Ю. М. Внуков (ЗНТУ), Україна

Члени редколегії:

д-р техн. наук А. Д. Коваль (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук О. Я. Качан (ЗНТУ), Україна

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

д-р фіз.-мат. наук С. В. Лоскутов (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук І. П. Волчок (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук Г. І. Слинько (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук В. С. Попов (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук Л. Р. Вишняков (ІПМ НАН), Україна

д-р техн. наук Е. І. Цивірко (ЗНТУ), Україна

д-р фіз.-мат. наук В. І. Пожуєв (ЗДІА), Україна

д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Росія

действ. член НАНУ М. І. Гасик (НМетАУ), Україна

д-р техн. наук С. Т. Мілейко (ІФТТ РАН), Росія

д-р техн. наук Б. П. Серєда (ЗДІА), Україна

д-р техн. наук В. О. Богуслаєв (ВАТ «Мотор Січ»), Україна

д-р техн. наук А. Ш. Асатурян (ЗНТУ), Україна

д-р техн. наук В. І. Мазур (НМетУ), Україна

д-р техн. наук Ю. Ф. Терновий (УкрНДІспецсталь), Україна

д-р техн. наук З. А. Дурягіна (НУ «Львівська

д-р техн. наук Л. Й. Івченко (ЗНТУ), Україна

політехніка»), Україна

д-р техн. наук В. О. Толєк (ЗНТУ), Україна

Редакційно-видавнича рада:

С. Б. Беліков, В. Ю. Ольшанецький, Ю. М. Внуков, К. С. Бондарчук, Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, Н. О. Савчук, Я. О. Мамоєко, А. Ю. Петруша, 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 № 2 від 28 вересня 2009 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, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

Постановлением ВАК Украины № 1-05/7 от 09.06.1999 г. журнал «Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении» (сокращенное название - НМТ), который издается с 1997 года, включен в перечень специализированных научных изданий Украины, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на получение научных степеней доктора и кандидата технических наук.

Интернет-страница журнала: <http://journal.zntu.edu.ua/nmt/index.php?page=index> .

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

Журнал НМТ содержится в международной базе научных изданий Index Copernicus (<http://journals.indexcopernicus.com/index.php>), 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:

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

Заместители главного редактора:

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

д-р техн. наук, профессор Ю. Н. Внуков (ЗНТУ), Украина

Члены редколлегии:

д-р техн. наук А. Д. Коваль (ЗНТУ), Украина

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

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

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

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

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

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

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

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

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

д-р техн. наук В. Ф. Терентьев (ИММ РАН), Россия

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

д-р техн. наук С. Т. Милейко (ИФТТ РАН), Россия

д-р техн. наук Б. П. Серета (ЗГИА), Украина

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

д-р техн. наук А. Ш. Асатурян (ЗНТУ), Украина

д-р техн. наук В. И. Мазур (НМетУ), Украина

д-р техн. наук Ю. Ф. Терновой (УкрНИИспецсталь), Украина

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

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

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

Редакционно-издательский совет:

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, Ю. Н. Внуков, Е. С. Бондарчук, Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Н. А. Савчук, Я. А. Мамоико, А. Ю. Петруша, 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 № 2 от 28 сентября 2009 года.

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

Компьютерный дизайн и верстка: Н. А. Савчук

Корректоры: Н. Н. Кобзарь, В. К. Ершова, Е. С. Бондарчук

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

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

До відома авторів

Журнал «Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні» занесено до переліку наукових видань України, в яких можуть публікуватися результати дисертаційних робіт на здобуття вчених ступенів доктора і кандидата технічних наук. **Передплатний індекс журналу за каталогом Укрпошти 23721.**

Журнал видається двічі на рік.

ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ

Статті приймаються підготовленими в редакторі Word for Windows (v.6 і вище).

Параметри сторінки:

- розмір сторінки – А4 (210×297);
- орієнтація – книжна;
- шрифт – Times New Roman Cyr, розмір - 12pt;
- міжрядковий інтервал – 1,5;
- поля – 20 мм.

Структура статті

Послідовність розміщення матеріалу статті: індекс УДК; прізвище та ініціали автора(ів), назва статті (в тому числі англійською мовою); анотація, ключові слова трьома мовами: російською, українською та англійською; науковий ступінь; повна назва установи, в якій працює автор; місто; текст статті; перелік посилань. Рукопис статті має бути підписаний усіма авторами. Наявність анотації обов'язкова.

Розмір статті – до 0,5 авторського аркуша.

Текст статті: приймаються статті російською, українською і англійською мовами.

До розгляду приймаються наукові статті, що містять такі необхідні елементи: постановка проблеми у загальному вигляді і її зв'язок з найважливішими науковими чи практичними завданнями; аналіз останніх досліджень і публікацій, у яких є передумови розв'язання цієї проблеми і на якій ґрунтується автор, виділення не вирішених раніше частин загальної проблеми, яким присвячується стаття; формулювання мети статті (постановка завдання); виклад основного матеріалу дослідження з повним обґрунтуванням результатів; висновки з цього дослідження і перспективи подальших розробок у такому ж напрямку.

У статті необхідно уникати зайвої деталізації, проміжних формул і висновків, громіздких математичних виражень; не слід наводити відомі факти, повторювати зміст таблиць та ілюстрацій у тексті. Текст статті не повинен мати рукописних виправлень і позначок.

Відповідно до вимог ВАКУ України щодо фахових видань, кожна стаття (крім коротких повідомлень) повинна включати розділи з такими назвами:

1. Вступ
2. Матеріали та методика досліджень
3. Теорія та аналіз отриманих результатів
4. Висновки

(а також див. «Вимоги до структурних елементів тексту статті» наприкінці журналу).

Анотація

Обсяг анотації не повинен перевищувати 40 слів.

Ілюстрації

Ілюстрації подаються на окремих аркушах та в окремих файлах (формат .TIF з роздільною здатністю не менше 200 dpi, двоколірні або напівколірні (у градаціях сірого), .PCX, .BMP). Ілюстрації нумеруються та підписуються унизу. Якщо ілюстрації вставлено у документ Word, подаються окремі файли з ними. Мінімальний розмір фотографій 6×5 см.

ВИКОНАННЯ ІЛЮСТРАЦІЙ РЕДАКТОРОМ MICROSOFT

WORD (А ТАКОЖ ІНШИМИ РЕДАКТОРАМИ) ТА ВСТАВКА ЇХ БЕЗПОСЕРЕДНЬО В ТЕКСТ СТАТТІ НЕ ДОЗВОЛЯЄТЬСЯ.

Таблиці

Таблиці мають бути розраховані на ширину колонки (8,5 см) або на ширину сторінки. Таблиці повинні містити лише необхідну інформацію.

Формули

Формули виконуються за допомогою вбудованого у Word for Windows редактора Microsoft Equation. Їх нумерують у дужках справа:

$$Z(\theta) = 10 \log \left(\frac{\bar{y}^2}{s^2} \right) \quad (3)$$

Бажано, щоб ширина формули не перевищувала 8 см. Формули більшого розміру записують декількома рядками.

Перелік посилань

Перелік посилань у кінці рукопису подається мовою оригіналу згідно з послідовністю посилання в тексті статті та вимогами відповідного ДСТУ. Посилання на літературу в тексті позначаються цифрою в квадратних дужках.

У довідці про авторів необхідно вказати прізвища, імена та по батькові (повністю), місце роботи, посади, вчений ступінь, адресу, номери телефонів, e-mail. Необхідно зазначити, з ким вести переговори в разі необхідності.

До редакції журналу слід подати:

- 1) роздруковану статтю у 2-х примірниках;
- 2) експертний висновок про можливість опублікування;
- 3) довідку про авторів;
- 4) рецензію на статтю;
- 5) диск CD-RW з текстом статті і файлами ілюстрацій або фірмову дискету 3,5' (у випадку відсутності складних рисунків). Файли з текстом статті та довідку про авторів можна висилати електронною поштою у вигляді архівних (ZIP, RAR – архіватором) файлів. Файл статті називати прізвищем автора латинськими літерами. Гонорар авторам не сплачується, рукописи, дискети, коректура та відбитки статей авторам не надсилаються. Редакція залишає за собою право на скорочення тексту статті без повідомлення авторів.

СТАТТІ, ЯКІ НЕ ВІДПОВІДАЮТЬ УКАЗАНИМ ВИМОГАМ,

НЕ РОЗГЛЯДАЮТЬСЯ.

Адреса редакції: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64, ЗНТУ, редакція журналу.

Тел.: (061) 769-82-96 – редакційно-видавничий відділ.

E-mail: rvv@zntu.edu.ua

ЗМІСТ

I СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

<i>Терентьев В. Ф.</i> ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ (ОБЗОР)	8
<i>Червоный И. Ф., Панченко О. В., Осипова Л. В.</i> МЕЖПРИМЕСНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ	25
<i>Косинский В. В.</i> АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЙ ПАРАМЕТРОВ ЖИДКИХ СРЕД ПРИ ФОРМИРОВАНИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	28
<i>Коваль А. Д., Ольшанецкий В. Е.</i> О КОАЛЕСЦЕНЦИИ ПОГРАНИЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ	34
<i>Гайдук С. В.</i> ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТАНТАЛА В СПЛАВЕ ЗМИ-ЗУ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ОТДЕЛЬНЫХ ФАЗ УСКОРЕННОМУ КОРРОЗИОННОМУ ПРОНИКНОВЕНИЮ	39
<i>Глотка О. А., Коваль А. Д., Внуков Ю. Н.</i> ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ВАЖКОТОПКИМ БРУХТОМ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ	45
<i>Ольшанецкий В. Е.</i> ОБ АНОМАЛЬНОЙ ПОГРАНИЧНОЙ АДСОРБЦИИ КРУПНОРАЗМЕРНЫХ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ОДНОКОМПОНЕНТНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ	51

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

<i>Буря А. И., Кудина Е. Ф., Гаюн Н. С.</i> ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ И СОДЕРЖАНИЯ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ФЕНИЛОНА	55
<i>Максимов А. Б.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ-СЖАТИИ	61
<i>Вишняков Л. Р., Нешпор О. В., Мазна О. В., Сінайський Б. М.</i> УДАРНА СТІЙКІСТЬ ПРИ ШВИДКІСНИХ УДАРНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ СКЛОПЛАСТИКІВ ІЗ ЕПОКСИДНОЮ МАТРИЦЕЮ	66

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

<i>Коваленко Т. А., Овчинников А. В.</i> ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА	72
<i>Матвийчук М. В., Саввакин Д. Г.</i> СИНТЕЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ	81

<i>Рябец А.Н., Богомаз А.В., Березенко Л.Е.</i> ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАВОДОРАЖИВАНИЯ ТИТАНА ГУБЧАТОГО В ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫХ УСТАНОВКАХ С ПРЯМЫМ НАГРЕВОМ	85
<i>Ивченко З.А., Лунев В.В.</i> ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРЕССОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ БРИКЕТОВ	90
<i>Захарченко И.Г., Волчок Н.А., Брюханов П.А., Совекова Т.С.</i> ВЛИЯНИЕ КОМБИНАЦИИ ПРЯМОЙ И ПОПЕРЕЧНОЙ ПРОКАТОК НА ТЕКСТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ СВОЙСТВ ЛИСТОВ α - ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-3Al-1,5V	93
<i>Наумик В.В.</i> РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ПРЕРЫВИСТОЙ ВЫТЯЖКИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КАЧЕСТВЕННЫХ ЦЕЛЬНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ	99

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

<i>Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л., Александров В.Д., Щиголов В.В.</i> СТРУКТУРИЗАЦИЯ СИЛИКАТОВ ЖЕЛЕЗА В ПРОЦЕССАХ ОБРАЗОВАНИЯ ШЛАКОВЫХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ	104
<i>Петрищев А.С., Григор'ев С.М.</i> ТЕРМОДИНАМІЧНА РІВНОВАГА В СИСТЕМІ V-O-C МЕТАЛІЗАЦІЇ ВАНАДІЙВМІСНОЇ ОКСИДНОЇ СИРОВИНИ	109
<i>Тарасов А.Ф., Короткий С.А.</i> МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ НА ОСНОВЕ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕСУРСА ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА В СРЕДЕ СИСТЕМЫ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОГО АНАЛИЗА АВАQUS	114
<i>Роганов Л.Л., Чоста Н.В., Кириенко Т.В.</i> РАЗВИТИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ПРЕССОВ С КЛИНОШАРНИРНЫМ МЕХАНИЗМОМ ДЛЯ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ	118
<i>Чигиринський В.В., Силенко С.А., Матюхін А.Ю.</i> РІШЕННЯ ОСЕСИМЕТРИЧНОЇ ПЛОСКОЇ ЗАДАЧІ ТЕОРІЇ ПЛАСТИЧНОСТІ В НАПРУЖЕННЯХ ...	121
<i>Яковлева А.Г., Камель Г.И.</i> ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА КОНИЧЕСКИХ ТРИБОСИСТЕМ В УСЛОВИЯХ СКОЛЬЖЕНИЯ, СМАЗКИ И ВИБРАЦИИ	126

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

<i>Мартовицкий Л.М., Глушко В.И., Сочава А.И., Федерякин И.А., Гальченко Л.В., Шанина З.М., Клименко А.В.</i> КОНСТРУКТИВНЫЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПРЕДПОСЫЛКИ СОЗДАНИЯ ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНЫХ КРАНОВ-РОБОТОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ	131
---	-----

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

Круглова Н.О., Павленко О.В., Мараховська О.Ю.

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТЕЙ РОЗКЛАДАННЯ ВАЖКОРОЗЧИННИХ СПОЛУК ТИТАНУ 139

Мазін В.О.

АЛГОРИТМ ПОШУКУ ВИХІДНИХ ДАНИХ ФІЗИКО-МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ

КОМБІНОВАНОГО ДВИГУНА ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРЯННЯ 142

Бабушкін Г.Ф., Кузькін О.Ф., Юдін В.П., Падченко О.О.

ТРАНСПОРТНО-ЕКОЛОГІЧНІ ПРОБЛЕМИ м. ЗАПОРІЖЖЯ 144

Асатурян А.Ш., Ольшанецкий В.Е., Мязин А.А.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРИ СИЛОВЫХ УДАРАХ ... 146

Геллер А.Л., Горелик В.Г.

ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ

(ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ-2009» 149

НАШІ ЮВІЛЯРИ

ДО 90-РІЧЧЯ АСАТУРЯНА АСАТУРА ШАМІРОВИЧА 161

І СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ. ОПІР РУЙНУВАННЮ ТА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ

УДК 539.385

Д-р техн. наук В. Ф. Терентьев
ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН, г. Москва

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ (ОБЗОР)

Рассмотрены закономерности циклического упрочнения / разупрочнения и усталостного разрушения субмикро- и нанокристаллических металлов и сплавов. Усталостная прочность может быть существенно повышена после интенсивной пластической деформации за счет уменьшения размера зерна и повышения плотности дислокаций, однако циклическая трещиностойкость часто снижается при ультрамелкозернистой структуре.

Ключевые слова: нанокристаллические материалы, плотность дислокаций, циклическое деформационное упрочнение, трещиностойкость, усталостное разрушение.

Введение

В настоящее время имеются технологии интенсивной пластической деформации (ИПД) (равноканальное угловое прессование – РКУП, экструзия и др.), с помощью которых можно получить массивные металлические субмикрокристаллические (СМК) материалы с размером зерна 100–500 нм и высокими статическими прочностными характеристиками [1–10]. Некоторыми специальными технологиями (кручение под гидростатическим давлением – КГД, напыление, электроосаждение, спекание порошков и др.) удается получить нанометаллические материалы с размерами зерен меньшими 100 нм [11]. Весьма перспективным способом повышения физико-механических свойств металлических материалов является формирование в них наноструктурного состояния только в поверхностном слое материала [12–14, 47]. Особенно это может быть эффективно для деталей, работающих в условиях износа или усталости.

Поведение СМК и нанометаллических материалов в условиях циклического деформирования вызывает большой интерес [3, 9, 15–20], поскольку часто нет однозначной зависимости между высокими механическими свойствами при статическом деформировании этих материалов и характеристиками усталости. Кроме того, испытания на усталость очень чувствительны к структурному состоянию и стабильности этого состояния материала под нагрузкой, что позволяет более надежно выбрать оптимальные режимы термомеханической обработки для получения нужных эксплуатационных свойств СМК материалов.

В обзорной статье Х. Муграби [15] выделяются следующие аспекты проблемы металлических СМК материалов, которые следует изучить применительно к оценке их сопротивления усталостному разрушению: характер циклического скольжения, циклическое упрочнение / разупрочнение, закономерности хода кривых циклического деформирования, локализация циклической деформации (устойчивые полосы скольжения, полосы сдвига), распределение дислокаций и дислокационные механизмы деформации, закономерности усталостной повреждаемости (внутризеренное и межзеренное зарождение усталостных трещин, распространение усталостных трещин), долговечность при усталости, коррозионная усталость. Усталостные характеристики ряда металлических СМК материалов рассмотрены в работах [2–8, 16, 19, 20 и др.]. В таблице 1 приведены некоторые данные о статических и циклических характеристиках механических СМК материалах [17]. Ниже мы рассмотрим более подробно поведение СМК – и наноматериалов на примере сплавов на основе железа, титана и никеля при циклическом деформировании в зависимости от их структурного состояния и режимов интенсивной пластической деформации.

В настоящем обзоре рассмотрено поведение при циклическом деформировании некоторых металлических СМК- и наноматериалов на основе железа, титана и магния.

Сплавы на основе железа

В ряде работ [21–26] было показано, что получение СМК структуры приводит к существенному повыше-

Таблиця 1 – Механические свойства СМК металлических материалов [17]

Материал	Обработка	d , мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	σ_R , МПа
Си 99,96 %	ХП75 %, ТО 550 °С 2h	35	140	240	46	65
Си 99,96 % [15]	РКУП, В 8	0,25р	390	440	22	80
Си 99,96 %	РКУП, Вє 12	0,2р	410	480	17	80
<u>Си-0,8Сг-0,07Zr</u>	3, вытяжка, С 500 °С, 1h	N/A	100			100
<u>Си-0,8Сг-0,05Zr</u>	РКУП Вє 8, С450 °С, 1h	0,18р	490	630	14	245
<u>Си-0,44Сг-0,21Zr</u>	РКУП Вє 8, С 500 °С, 1h	0,16р	650	720	12	285
Си-0,36Сг	РКУП А 8, С 500 °С, 1h	-п	409	427	24	170
Си-0,36Сг	РКУП Са8, С 500 °С, 1h	-р	456	467	20	160
Си-0,36Сг	РКУП Вє 8, С 500 °С, 1h	-р	438	454	23	180
Ti VT1-00	ХП >	15	380	460	26	240
Ti VT1-00	РКУП Вє 8 400 °С	0,3р	640	810	15	380
Ti VT1-00	РКУП Вє 8 400 °С,	0,15р	970	1050	8	420
	ХП 75 %					
Fe-36Ni Invar	ХП 75 %		275	490	40	137
Fe-36Ni Invar	РКУП Вє 2	0,3р	570	732	47	280
Fe-36Ni Invar	РКУП Вє 8	0,26р'	690	790	35	290
Fe-36Ni Invar	РКУП Вє 12	0,18п	835	912	52	330
5056 Al сплав	О	25	122	290	43	116
5056 Al сплав	Н18		407	434	10	152
5056 Al сплав	РКУП С 4, 150 °С	0,35п	280	340	25	116
5056 Al сплав	РКУП Вє 8, 110 °С	0,22р	392	442	7	116
6061 Al сплав	О	40–80	150	270	48	40
6061 Al сплав	Т6	–	276	310	12	50
6061 Al сплав	РКУП, 1,125 °С	-п	310	375	20	80
6061 Al сплав	РКУП Вє 4, 125 °С	0,4р	380	425	20	<60
Al-4Mg-0,3Sc	Вытяжка		315	415	17	160
Al-1,5Mg-0,2Sc-Zr	РКУП, Вє 8, 150 °С		280	280	17	120
Al-3,0Mg-0,2Sc-Zr	РКУП, Вє 6, 150 °С		340	360	13	135
Al-4,5Mg-0,2Sc-Zr	РКУП, Вє 6, 160 °С		370	400	15	140
Al-6,0Mg-Sc-Zr						110

Примечание: d – размер зерна, $\sigma_{0,2}$, МПа – условный предел текучести, σ_B – предел прочности, δ – деформация до разрушения, σ_R – предел усталости на базе 10^7 циклов, ХП – холодная прокатка, 3 – закалка, С – старение, ТО – термическая обработка; р и п – равновесная и полосовая структуры, соответственно. Цифра, стоящая после маршрута РКУП, указывает число проходов. Следом за числом проходов указана температура прессования, если она отличалась от комнатной.

нию предела усталости железа, стали и сплавов на его основе. Так, в работе [21] исследовали циклическую прочность (симметричное растяжение-сжатие, частота нагружения 30 Гц) СМК низкоуглеродистой стали. Испытывали три серии гладких и надрезанных образцов: 1 – образцы с диаметром ферритного зерна 12,5 мкм; 2 – 0,8 мкм; 3 – 1,0 мкм. Образцы со сверхмелким зерном получали в результате прокатки. Химический состав первых двух серий образцов был одинаков (0,16С; 0,44Si; 1,3Mn; 0,013Nb; 0,012Ti; 0,037Al; 0,003N; вес. %), а у образцов серии 3 несколько отличался (0,15С; 0,20Si; 1,8Mn; 0,030Nb; 0,099Ti; 0,030Al; 0,026N; вес. %). Предел прочности соответственно составлял 640, 800 и 1190 МПа. На рис. 1 представлены кривые усталости исследованных серий образцов. Видно, что максимальный предел усталости наблюдается у образцов серии 3 с максимальным уровнем предела прочности и с размером зерна 1,0 мкм. Наличие концентрации напряжений у образцов серии 3 снижает уровень предела усталости ~ в 2 раза (рис. 2).

Максимальная длина нераспространяющихся усталостных трещин в образцах с теоретическим коэффициентом концентрации напряжений $K_t = 2,0$ составляла 2 мкм, а для $K_t = 2,8-4$ мкм, т.е. составляла 2–4 размера зерна.

В работе [25] изучали влияние СМК структуры на характеристики циклической прочности низкоуглеродистых сталей после интенсивной пластической деформации. Химический состав и механические свойства исследованных сталей представлены в таблицах 2 и 3.

Из таблицы 3 следует, что предел усталости сталей с СМК структурой примерно на 120МПа выше, чем у образцов после нормализации. Из кривых статического и циклического деформирования видно, что у стали с 0,15;С в этом структурном состоянии наблюдается циклическое разупрочнение, а в случае нормализованного состояния начальное циклическое разупрочнение сменяется упрочнением уже в пределах площадки текучести (рис. 3).

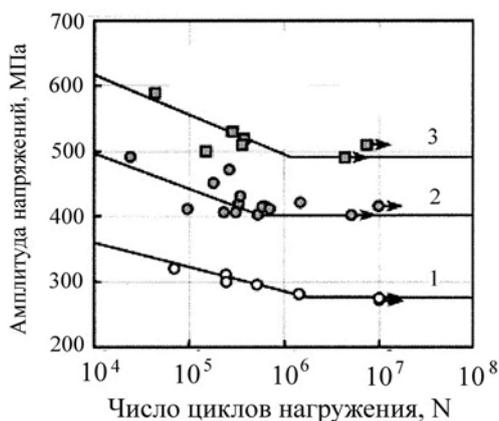


Рис. 1. Кривые усталости низкоуглеродистой стали при асимметрии цикла нагружения $R = -1$. Номера на рисунке соответствуют сериям образцов [21]

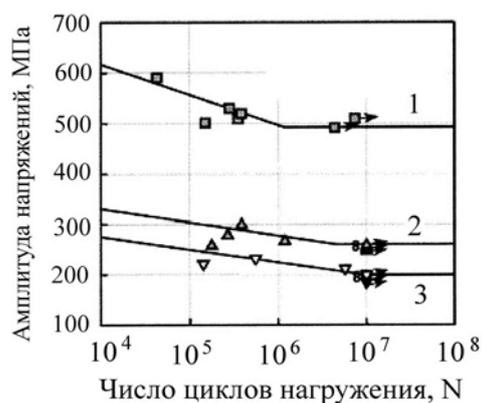


Рис. 2. Кривые усталости низкоуглеродистой стали серии 3 с различным теоретическим концентратором напряжения K_f : 1 – $K_f = 1$; $K_f = 2,0$; $K_f = 2,8$. Номера на рисунке соответствуют сериям образцов [21]

Таблица 2 – Химический состав низкоуглеродистых сталей [25]

Материал	Химический состав, вес. %							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Другие элементы
СМК сталь 0,05С	0,049	< 0,01	1,98	0,021	0,0009	0,025	0,0014	
СМК сталь 0,15С	0,150	0,30	1,45	0,009	0,0008	0,029	0,0025	
Норм. сталь 0,05С	0,049	0,01	2,01	0,022	0,0010	0,032	0,0018	
Норм. сталь 0,15С	0,150	0,32	1,44	0,010	0,0010	0,029	0,0019	
Норм. сталь 0,45С	0,460	0,21	0,78	0,020	0,0022			Ni 0,02; Cr 0,15; Cu 0,02

Таблица 3 – Механические свойства низкоуглеродистых сталей в зависимости от размера зерна [25]

Материал	Нижний предел текучести, σ_T , МПа	Предел прочности, σ_B , МПа	Размер зерна d , мкм	Циклический предел текучести, σ_{TC} , МПа	Предел усталости σ_R , МПа
Ультрамелкозернистая сталь с 0,05 %С	645	645	0,7	408	378
Ультрамелкозернистая сталь с 0,15 %С	658	668	0,9	420	378
Норализованная сталь с 0,05 %С	249	408	15,0	297	232
Норализованная сталь с 0,15 %С	338	495	10,0	346	243
Норализованная сталь S45C (0,45 %С)	453	700	7,5	385	290

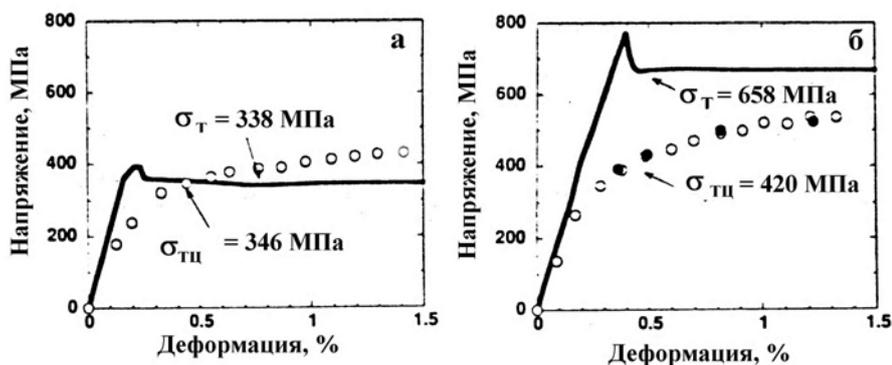


Рис. 3. Кривые статического и циклического деформирования низкоуглеродистой стали с 0,15 %С в нормализованном и СМК состояниях: σ_T – статический предел текучести; σ_{TC} – циклический предел текучести [25]

Такая же закономерность наблюдается и образцов из низкоуглеродистой стали с 0,05 %C. Долговечность при малоциклового усталости ультрамелкозернистой стали с 0,15 %C в сравнении с данными, полученными на образцах из нормализованной стали S45CN (0,46 %C) с примерно одинаковыми значениями предела прочности (~ 670 МПа) практически одинакова в интервале амплитуд пластической деформации от $2 \cdot 10^{-2}$ до 10^{-3} .

Авторы [25] считают, что связь между пределом усталости и размером зерна на основе полученных ими данных, хорошо отвечает соотношению Холла-Петча. Также было показано, что наблюдается линейная зависимость между циклическим пределом текучести и пределом прочности углеродистых сталей $\sigma_{\text{ци}} = 0,613\sigma_B$ в различном структурном состоянии вплоть до уровня предела прочности 1200 МПа.

В работе [27] исследовали влияние размера зерна на усталость при симметричном растяжении – сжатии плоских образцов из низкоуглеродистых сталей (0,11C; 0,20Si; 1,44Mn; 0,007P; 0,005S; вес. %). Образцы вырезались из плит толщиной 50 мм, подвергнутых специальной контролируемой прокатке. В поверхностном слое плиты толщиной 7 мм была получена СМК структура с размером зерен в направлении прокатки ~ 4 мкм, а в поперечном – 1,8 мкм (образцы серии 1). Образцы 2-й серии вырезались из слоя металла непосредственно расположенным ниже поверхностного слоя и размер зерна в этих образцах в направлении прокатки составлял ~ 9 мкм, а в поперечном – 6,7 мкм. У образцов 1-й серии предел прочности $\sigma_B = 520$ МПа, предел текучести $\sigma_T = 446$ МПа и предел усталости $\sigma_R = 285$ МПа. У образцов 2-й серии $\sigma_B = 476$ МПа, $\sigma_T = 368$ МПа и $\sigma_R = 245$ МПа. Таким образом, все механические характеристики у поверхностного СМК металла выше, чем у образцов, вырезанных из внутренней области плиты. Из-за наличия текстуры, субграней и поперечного скольжения отношение между пределом усталости и размером зерна для СМК металла не подчиняется зависимости Холла-Петча, хотя в работе [10] было показано наличие такой зависимости у образцов из низкоуглеродистой стали с СМК – структурой между статическим пределом текучести и размером зерна. В обзоре [15] отмечается, что для СМК – металлов требуется иная модель, объясняющая взаимосвязь между усталостными характеристиками и размером зерна. Усталостные трещины в образцах серии 1 зарождаются в области границ зерен, где одновременно наблюдаются микрополосы скольжения с экструзиями и интрузиями и области с поперечным скольжением [27].

Циклическую трещиностойкость образцов из низкоуглеродистой стали (Fe – 0,15 %C – 0,25 %Si – 1,15 %Mn; вес. %) после РКУП (размер зерна $\sim 0,2$ мкм) исследовали при частоте нагружения 20 Гц и коэффициентах асимметрии цикла $R = 0,1; 0,3$ и $0,5$ в работе [23]. После РКУП предел текучести по сравнению с исходным состоянием возрастает более чем в 3 раза (в исходном состоянии $\sigma_T = 300$ МПа, а после РКУП ~ 900 МПа), однако при

этом резко падает пластичность и наблюдается разупрочнение при нагружении. При циклическом деформировании стали после РКУП также наблюдается разупрочнение. При амплитуде общей деформации за цикл нагружения 0,5 % максимальные напряжения в цикле растяжения и сжатия за 100 циклов уменьшаются на 16 %. Кинетические диаграммы усталостного разрушения при $R = 0,1$ представлены на рис. 4.

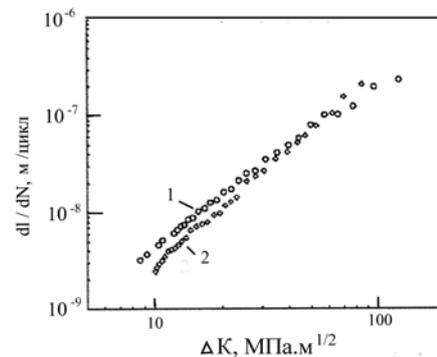


Рис. 4. Кинетические диаграммы усталостного разрушения низкоуглеродистой стали (0,15 %C) при $R = 0,1$: 1 – состояние после РКУП (4 прохода); 2 – состояние поставки [23]

При низких значениях размаха коэффициента интенсивности напряжений скорость распространения усталостной трещины выше у материала после РКУП по сравнению с исходным состоянием, однако при высоких значениях ΔK скорости распространения трещины примерно одинаковы. Наихудшие характеристики циклической трещиностойкости после РКУП наблюдаются при коэффициенте асимметрии цикла нагружения $R = 0,5$.

В работе [22] изучали циклическую прочность ультрамелкозернистого стабильного аустенитного сплава Fe – 36Ni Invar (36,1 %Ni; 0,02 %C; ост. Fe, вес. %), полученного технологией РКУП. Для сравнения исследовали технический сплав Superinvar (31Ni; 4–6Co; 0,3–0,4 Mn; 0,07C; ост. Fe; вес. %). Испытания на многоцикловую усталость проводились с частотой 10 Гц, а на малоцикловую усталость – 0,15 Гц на образцах с рабочим сечением 2×2 мм². Механические свойства и размер зерна исследованных материалов представлены в таблице 4.

Из таблицы видно, что РКУП существенно повышает условный предел текучести и предел прочности сплавов Invar и Superinvar, не снижая характеристик пластичности. На рис. 5 представлены кривые циклического упрочнения / разупрочнения рассматриваемых сплавов при нагружении с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл $\Delta \epsilon_p = 1,10^{-3}$. Во всех случаях наблюдается циклическое разупрочнение, что свидетельствует о нестабильности структурного состояния этих сплавов в процессе циклического деформирования. Кривые многоциклового усталости исследованных материалов представлены на рис. 6.

Таблица 4 – Механические свойства и размер зерна исследованных материалов [22]

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	σ_R , МПа	Размер зерна, мкм
Invar 36 [1]	275	490	40	60	137	–
HP Invar [2]	271	468	70	–	186	–
Superinvar	560	725	39	51	240	–
РКУП – 2 прохода	570	732	47	61	280	0,30
РКУП – 8 проходов	690	790	35	60	290	0,26
РКУП – 12 проходов	835	912	52	62	330	0,18

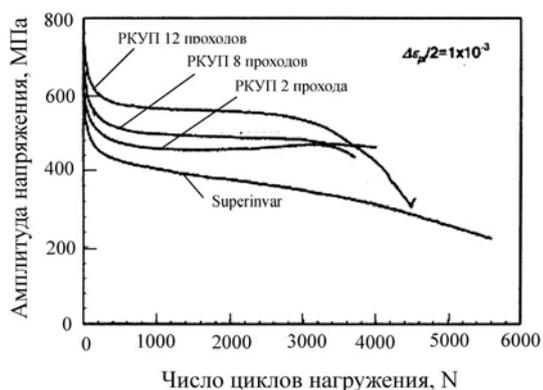


Рис. 5. Кривые циклического упрочнения / разупрочнения сплава Invar после РКУП и сплава Superinvar при $\Delta\epsilon_p = 1,10^{-3}$ [22]

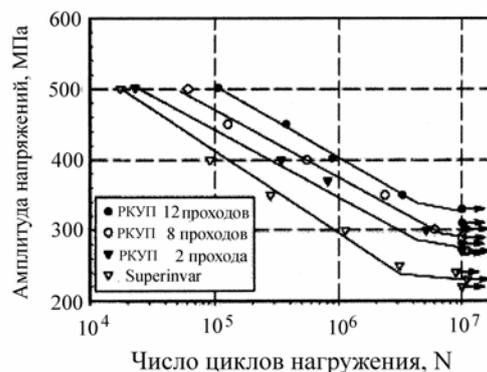


Рис. 6. Кривые усталости сплава Invar после РКУП и сплава Superinvar [22]

Ограниченная долговечность и предел усталости повышаются с увеличением проходов при РКУП и эти характеристики выше, чем у сплава Superinvar. Кривые малоциклового усталости, представленные на рис. 7, подтверждают, что минимальная долговечность вплоть до числа циклов нагружения $\sim 4,10^3$ наблюдается у сплава Invar после 12 проходов РКУП с максимальным пределом прочности. У других серий образцов ограниченная долговечность примерно одинакова. Коэффициент термического расширения инварного сплава Fe – 36 %Ni после интенсивной пластической деформации (кручение под квазигидростатическим давлением; размер зерна 100 мкм) более чем в 2 раза меньше, чем в крупнозернистом материале [28].

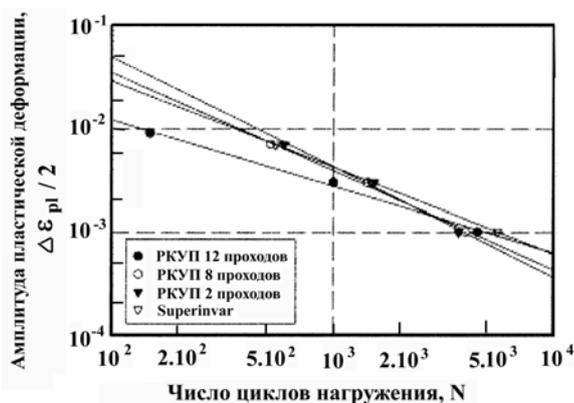


Рис. 7. Кривые малоциклового усталости сплава Invar после РКУП и сплава Superinvar [22]

В работе [26] было исследовано влияние РКУП на усталостную прочность аустенитной нержавеющей стали X18H10T. Заготовки из стали X18H10T (0,07C; 17,3Cr; 9,2Ni; 0,2Cu; 0,7Ti; 0,5Si; 1,4Mn; 0,003S; 0,003P, вес. %) диаметром 22 мм выдерживали при температуре 1050 °C (1 час) и охлаждали на воздухе (исходное состояние) (серия 1) и затем подвергали РКУП (4 прохода: один проход с углом пересечения каналов 90° и 3 прохода с углом 120°С при комнатной температуре (серия 2). Затем из исследуемых серий образцов были изготовлены образцы с рабочим сечением 1×7 мм², которые использовались для статических и усталостных испытаний. В исходном состоянии в структуре стали содержалось 95 % аустенита и 5 % δ - феррита при размере аустенитных зерен 20 мкм. После РКУП наблюдается вытянутая в направлении длины образца исходная зеренная структура. Структура внутри зерна представляет собой ориентированную субструктуру с размером ориентированных структурных элементов в пределах от 100 до 250 нм (рис. 8, а). В процессе РКУП в материале произошло фазовое превращение, в результате которого количество α - мартенсита увеличилось до 45 % (рис. 8, б).

Таким образом, после РКУП сталь стала двухфазной, предел прочности возрастает в два раза по сравнению с исходным состоянием (1138МПа и 560МПа соответственно), однако резко падает пластичность (с 84 % до 12,9 %). На рис. 9 представлены кривые усталости нержавеющей стали в исходном состоянии и после РКУП и изменение количества магнитной фазы в процессе циклического деформирования у исследованных серий образцов.

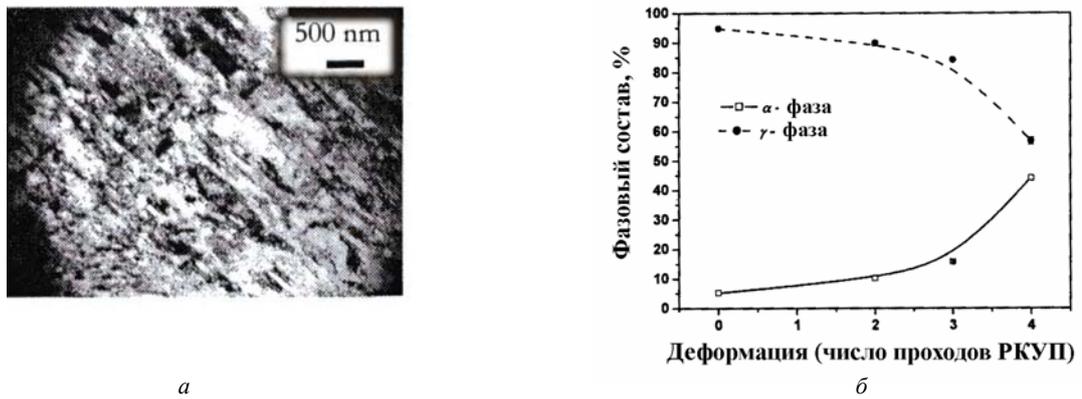


Рис. 8. Субструктура сталі X18N10T після 4-х проходів РКУП (а) і фазовий склад після різних проходів РКУП [26]

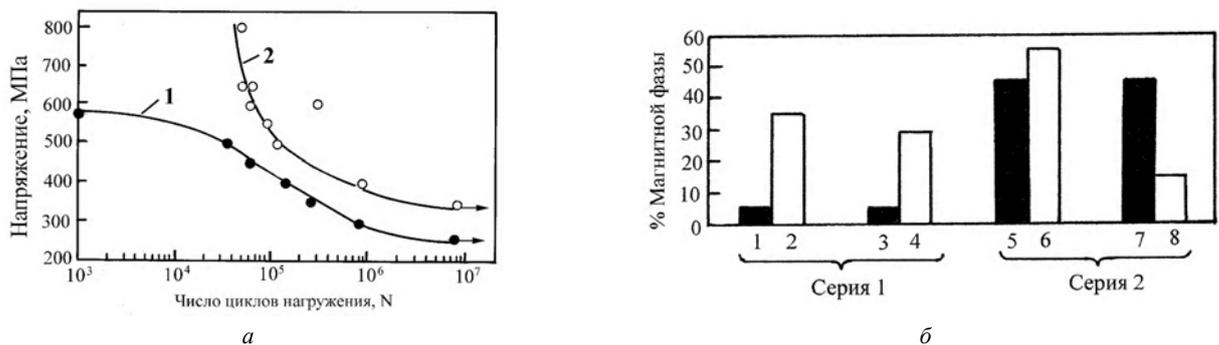


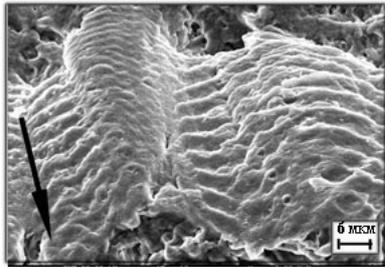
Рис. 9. Криві втоми аустенітної сталі X18N10T (1 – вихідне стан; 2 – після РКУП) (а) і кількість магнітної фази в структурі до і після циклічного деформування (б): 1, 3 – серія 1, вихідне стан; 2 – після випробування на втому при $\sigma = 500$ МПа; 4 – після випробування на втому при $\sigma = 260$ МПа; 5, 7 – серія 2, вихідне стан; 6 – після випробування на втому при $\sigma = 800$ МПа; 8 – після випробування на втому при $\sigma = 400$ МПа [26]

Из рис. 9, а видно, что долговечность стали X18N10T после РКУП в интервале напряжений от 350 до 800 МПа значительно превышает долговечность аустенитной стали в исходном состоянии. Предел выносливости на базе $9,10^6$ циклов также выше у стали с субмикроструктурной структурой и составляет 320 МПа, т.е. увеличивается по сравнению с исходным состоянием (серия 1) на 100 МПа. В образцах серии 1 в исходном состоянии было 5 % магнитной фазы (δ -феррит). В образце испытанном на усталость до разрушения при максимальном напряжении 300 МПа количество магнитной фазы возросло до 29 % за счет образования мартенситной фазы в процессе циклического деформирования. При испытании на усталость при более высоком циклическом напряжении (570 МПа) содержание магнитной фазы повысилось до 35 %. В образцах серии 2 (после РКУП) исходное содержание магнитной фазы составляло 45 %. Испытание в условиях усталости при максимальном напряжении 800 МПа (число циклов до разрушения $8,10^4$) привело к дополнительному увеличению магнитной фазы и составило 54 %. Однако, деформирование при значительно меньшем циклическом напряжении 400 МПа (число циклов до разрушения 10^6) наблюдалась обратная кар-

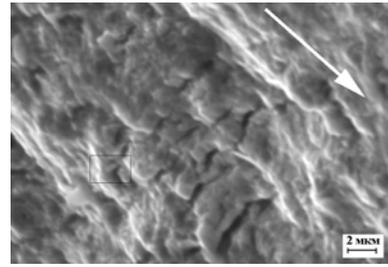
тина: количество магнитной фазы снизилось с 45 % до 15 %. По-видимому, это связано с обратным мартенситным превращением, происходящим в чисто упругой области длительных циклических напряжений в метастабильной субструктуре после РКУП. Это также объясняет сравнительно небольшое повышение предела выносливости после РКУП на базе 10^7 циклов нагружения по сравнению с закаленным состоянием. Так, если предел прочности возрос на 580 МПа, то предел выносливости повысился лишь на 100 МПа.

Фрактографические исследования выявили особенности усталостного разрушения СМК нержавеющей стали. Если в исходном состоянии на стадии стабильного распространения усталостной трещины наблюдаются типичные вязкие бороздки (рис. 10, а), то после РКУП присутствует вторичное растрескивание вдоль усталостных бороздок (рис. 10, б), а на стадии ускоренного распространения трещины наблюдается скачкообразное развитие трещины с чередованием областей вязкого ямочного разрушения и усталостно-бороздчатого рельефа [42].

В работе [7] исследовали влияние РКУП на усталостную прочность низкоуглеродистой двухфазной ферритно-мартенситной стали (0,15C; 0,25Si;



а



б

Рис. 10. Фрактография усталостного разрушения образцов из аустенитной стали в исходном состоянии (а) и после РКУП (б) [26]

1, 1Мп; < 0,035S; < 0,03P; Fe ост., вес. %). РКУП проводили за 4 прохода по маршруту С. После РКУП материал подвергали отжигу при 730 °С в течение 10 мин. с последующей закалкой в воду. В исходном состоянии средний размер зерна составлял ~ 30 мкм и ~ 2,5 мкм. Предел прочности исходного материала составлял 550 МПа, а после РКУП – 800 МПа. Усталостные испытания проводили на плоских образцах с рабочим сечением 1×2 мм при асимметрии цикла $R = 0,05$. На рис. 11 представлены кривые усталости исследованного материала в различном структурном состоянии, а на рис. 12 – зависимость между пределом усталости и пределом прочности углеродистых сталей. Из этих рисунков видно, что ультрамелкозернистые стали обладают более высоким пределом выносливости и большим соотношением предела выносливости к пределу прочности. Распространение усталостной трещины в СМК структурах, как правило, происходит по межзеренному механизму [7].

Экспериментальные данные по закономерностям циклической прочности СМК сплавов железа показывают, что предел усталости низкоуглеродистых сталей можно существенно повысить, используя различные технологии ИПД, несмотря на протекающее в процессе усталостного нагружения разупрочнение. Повышается также отношение предела выносливости к пределу усталости. Характеристики малоциклового усталосту не снижаются после ИПД, однако сохраняется высокая чувствительность к концентрации напряжений. Также несколько снижаются характеристики циклической трещиностойкости.

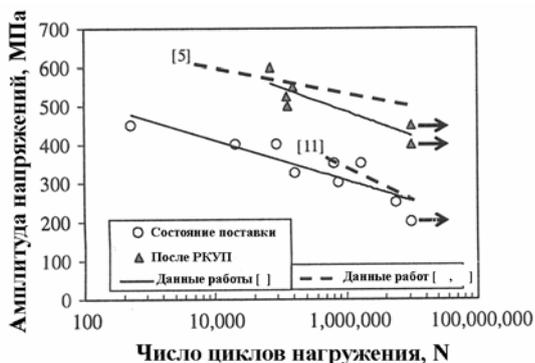


Рис. 11. Кривые усталости углеродистых и двухфазных ферритно-мартенситных сталей в различном состоянии [7]

Титан и его сплавы

Титан и его сплавы широко используются в различных областях техники (авиация, химическое оборудование и т.д.). В последнее время титан нашел применение как материал биоимплантантов. Поэтому вопрос о влиянии интенсивной пластической деформации и СМК – структуры на характеристики усталости титана представляет большой интерес.

В ряде работ [29–33] было показано, что интенсивная пластическая деформация приводит к существенному повышению прочностных свойств титана и его сплавов в условиях статического и циклического деформирования. Интересные экспериментальные данные с использованием РКУП были получены при исследовании влияния СМК состояния титана VT1 – 0 (0,12 %O; 0,18 %Fe; 0,07 %C; 0,04 %N; 0,01 %H) на статическое растяжение и циклическую прочность в условиях симметричного изгиба с вращением с построением кривых усталости ускоренным методом при ступенчатом нагружении по методу Локатти [29]. В таблице 5 представлены механические свойства титана в различном структурном состоянии, а на рис. 13 – кривые усталости. Ультрамелкозернистые состояния в титане были получены сочетанием теплового РКУП и последующей термомеханической обработки. В ультрамелкозернистом состоянии 1 наблюдалась равноосная зеренная структура со средним размером зерна 0,25 мкм и повышенной плотностью решеточных дислокаций (до 10^{12} – 10^{13} м⁻²). Состояние 2 характеризуется волокнистой в осевом направлении структурой

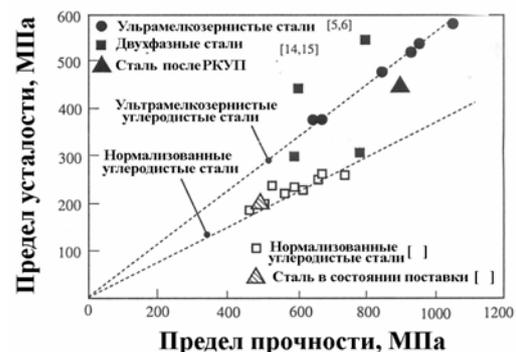


Рис. 12. Зависимость между пределом прочности и пределом усталости углеродистых сталей [7]

Таблиця 5 – Микротвердсть, механічні властивості на розтягнення і межу вичерпаності титана в різних станах [29]

Стан (тип структури)	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_{-1} , МПа
Исходное горячекатанное, с размером зерен 15 мкм	460	380	26	60	238±10
Наноструктурное (равноосная)	710	625	14	60	403±8
Наноструктурное (волокнистая)	960	725	10	45	434±5
Наноструктурное (фрагментированная)	1100	915	9	40	482±8

Примечание: в числителе даны свойства при измерении N_T в продольном направлении, а в знаменателе – в поперечном направлении.

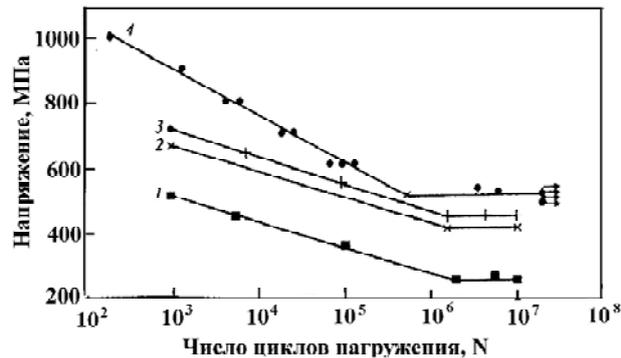


Рис. 13. Кривые усталости для исходного (1) и наноструктурного титана с равноосной (2), волокнистой (3) и фрагментированной (4) структурой [29]

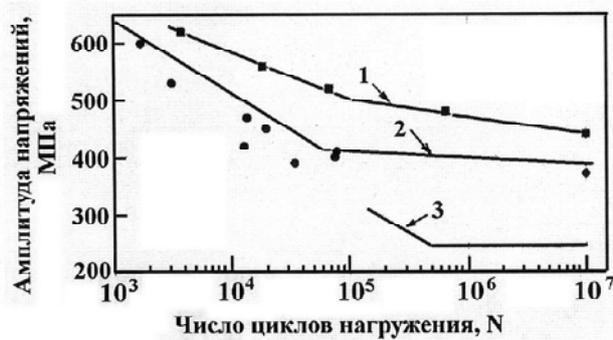


Рис. 14. Кривые многоциклового усталости титана с различным размером зерна [33]:

- 1 – кривая усталости после РКУП и холодной прокатки;
2 – после РКУП; 3 – размер зерна 9 мкм [18]

с размером зерна 0,15 мкм и более высокой плотностью дислокаций 10^{14} – 10^{15} м⁻².

В структурном состоянии 3 размер зерна составлял 0,15 мкм. Для этого состояния характерны наличие высоко- и малоугловых границ зерен с плотностью дислокаций 10^{13} – 10^{14} м⁻², а также появление зерен, полностью свободных от дислокаций. Из таблицы 2 и рис. 2 видно, что максимальной циклической прочностью

обладает фрагментированная наноструктура 3, у которой наблюдается также наибольший предел прочности. Предел выносливости этой структуры возрастает в 2 раза по сравнению с горячекатаным состоянием, однако пластичность состояния 3 наименьшая. Общая тенденция связана с тем, что чем выше предел прочности, тем больше возрастает уровень предела выносливости гладких образцов [29].

В работах [30, 31] исследовали усталостную прочность (знакопостоянный циклический изгиб плоских образцов) титана технической чистоты ВТ1-0 и сплава ВТ6 в состояниях заводской поставки и после РКУП. В состоянии поставки структура титана ВТ1-0 характеризуется равноосными зёрнами размером 5–7 мкм с плотностью дислокаций 10^9 см⁻². После РКУП размер элементов зеренно – субзеренной структуры составлял (0,35–0,15) мкм, плотность дислокаций – $2,10^{10}$ см⁻². В сплаве ВТ6 в состоянии поставки наблюдалась равноосная структура со средним размером α - зерен около 2 мкм. После РКУП в сплаве ВТ6 в вытянутых в направлении вдоль оси прессования 80 % зерен α - фазы образуется мартенсит. Поперечный размер этих зерен составлял $\approx 2,5$ – $1,5$ мкм, а продольный – 10 мкм и более. Поперечный размер пластин мартенсита изменялся от 10 до 100 нм. В сплаве ВТ6 развитие деформационных процессов при циклическом нагружении сопровождается образованием мартенситной фазы, структура и закономерности формирования которой во многом определяют усталостные свойства материала. Предел прочности технического титана после РКУП достигает значения 1140 МПа, а предела текучести до 960 МПа. Предел выносливости титана ВТ1-0 на базе 10^6 в состоянии поставки составлял 350 МПа, а после ВТ1 – 0 – 520 МПа. В сплаве ВТ6 соответственно 570 и 670 МПа [27, 28]. В работе [32] также показано, что у ультрамелкозернистого чистого титана после РКУП предел усталости возрастает в 1,67 раза, однако чувствительность к надрезу повышается.

Влияние СМК структуры на циклическую прочность технического чистого титана ВТ1-0 (0,120; 0,18Fe; 0,04C; 0,04N; 0,01H; ост. Ti, вес. %) было изучено в работах [33]. Такая структура с размером зерна 300 нм ($\sigma_B = 810$ МПа; $\sigma_T = 650$ МПа; $\delta = 15$ %) была получена после РКУП (многократное прессование

осуществлялось по маршруту В при температурах 400–450 °С). Часть образцов после РКУПД подвергалась холодной прокатке со степенью обжатия 75 % и последующему стабилизирующему отжигу при 300 °С в течение 1–2 ч. Для сравнения исследовались образцы с размером зерна 25 мкм ($\sigma_B = 460$ МПа; $\sigma_T = 380$ МПа; $\delta = 26$ %). Испытания при симметричном растяжении-сжатии на многоцикловую усталость цилиндрических образцов с диаметром рабочей части 7 мм проводились при частоте 10 Гц, а на малоцикловую усталость – 2 Гц. На рис. 14 представлена кривые усталости образцов с ультрамелкозернистой структурой и для сравнения приведена кривая усталости крупнозернистого титана (размер зерна 9 мкм), полученная ранее в работе [18].

Видно, что максимальный предел усталости наблюдается у образцов, подвергнутых РКУП и последующей холодной прокатке (кривая 1), а предел усталости крупнозернистого материала (кривая 3) значительно ниже образцов подвергнутых РКУП предел усталости после РКУП (кривые 1 и 2). Характеристики малоциклового усталости ультрамелкозернистого (после РКУП) и крупнозернистого материала (размер зерна 25 мкм) практически одинаковы (рис. 15), что свидетельствует о хорошей способности к циклическому упрочнению материала после РКУП. Это подтверждают данные характеристик циклического деформирования (рис. 16).

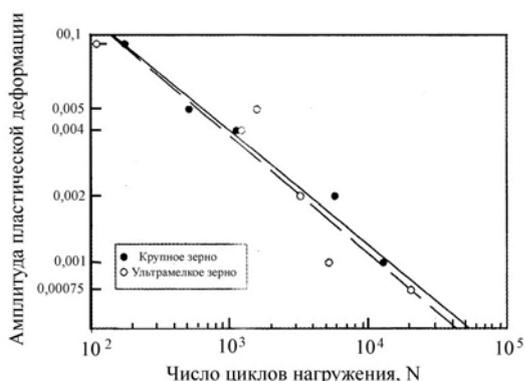


Рис. 15. Кривые малоциклового усталости титана с различным размером зерна [33]

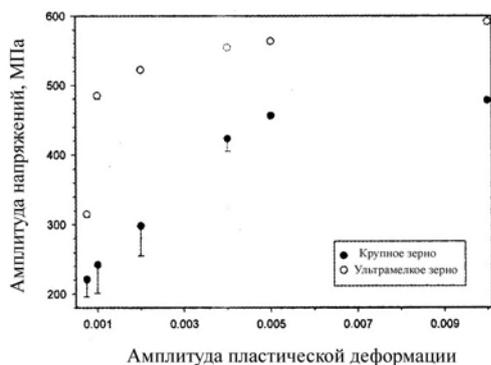


Рис. 16. Характеристики циклического деформирования титана с различным размером зерна [33]

В работе [16] исследовали циклическую трещиностойкость чистого титана с размером зерна 22 мкм (предел текучести 430 МПа) и СМК – титана с размером зерна 250 нм (предел текучести 635 МПа). СМК титан получали методом РКУП (8 проходов при температуре 425 °С). Испытания на циклическую трещиностойкость проводили на компактных образцах толщиной 3 мм при асимметрии цикла нагружения $R = 0,1$ и $0,3$ с частотой 10 Гц. На рис. 17 представлены кинетические диаграммы усталостного разрушения исследованных партий образцов. Видно, что скорость распространения усталостной трещины в ультрамелкозернистом материале на порядок выше, чем в крупнозернистом материале. Пороговый коэффициент интенсивности напряжений ΔK_{th} также в СМК материале в 2,5 раза меньше, чем в крупнозернистом.

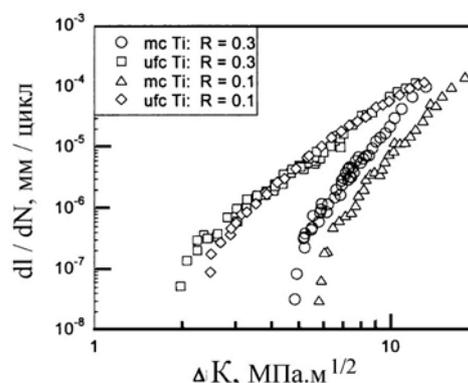


Рис. 17. Кинетические диаграммы усталостного разрушения чистого титана в зависимости от размера зерна и коэффициента асимметрии цикла R : mc – крупнозернистый материал; ufc – ультрамелкозернистый материал [16]

В работе [34, 35] исследовали усталость титанового сплава системы Ti – 6Al – 4V (6,3Al; 4,1V; 0,18Fe; 0,182O; 0,003Si; ост. Ti; вес. %) в субмикроструктурном состоянии (глобулярные зерна α - и β - фаз размером $\sim 0,4$ мкм), которое получали путем многократной всесторонней осадки заготовок диаметром 25 мм при температурах 650–550 °С. После такой обработки заготовки отжигали при 650 °С. Для сравнения изучали характеристики усталости сплава с размером зерна 10 мкм. Предел текучести с уменьшением размера зерна возрастает с 960 МПа до 1180 МПа, а предел прочности с 1050 до 1300 МПа. Относительное сужение возрастает с уменьшением размера зерна с 32 до 60 %. Однако относительное удлинение уменьшается с 9 до 7 %. Кривые усталости пластинчатых образцов с различным размером зерна, полученные в условиях пульсирующего консольного изгиба с частотой 500 Гц по ускоренной методике, представлены на рис. 18. Предел усталости на базе $2,10^7$ циклов выше у субмикроструктурного материала и составляет 693 МПа по сравнению с 580 МПа у материала с размером зерна 10 мкм.

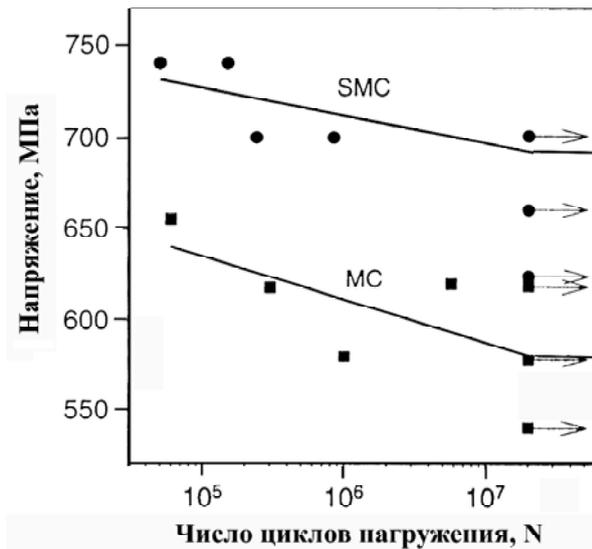


Рис. 18. Влияние размера зерна на характеристики усталости титанового сплава системы Ti – 6Al – 4V:

1 – размер зерна 0,4 мкм; 2 – 10 мкм [34]

В работе [36] исследовали влияние интенсивной пластической деформации на мало и многоцикловую усталость титанового сплава Ti – 6Al – 4V (Al – 6,2; V – 4,2; Fe – 0,25; C – 0,01; O – 0,11; N – 0,0045; H = 0,004; ост. Ti, вес. %). Исходные заготовки диаметром 40 мм были подвергнуты отжигу при 960 °С, закалены в воду и состарены в течение 4 часов при температуре 650 °С. Затем прутки были комбинированной обработке, включающей РКУП (T = 650 °С, угол 90 °, маршрут Вс, 2 прохода). После этого прутки прошли 6-ти ступенчатую экструзию (5 проходов при 350 °С и последний проход при комнатной температуре). Статические механические свойства определяли на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Предел прочности после такой комбинированной обработки увеличивался с 930 МПа для исходного материала до 1360 МПа для СМК – титана, а удлинение уменьшалось соответственно с 20 до 13 %. Результаты малоцикловых испытаний в условиях симметричного растяжения-сжатия (диаметр рабочей части образца 8 мм) с постоянной амплитудой пластической деформации за цикл в диапазоне $3,10^{-4}$ – $5,10^{-3}$ и с частотой нагружения 2 Гц представлены на рис. 19. На кривых циклического деформирования во всех случаях в начале деформирования наблюдается циклическое разупрочнение вне зависимости от размера зерна. При низкой амплитуде деформации наблюдается стадия насыщения, а у крупнозернистого материала непосредственно перед разрушением наблюдается деформационное упрочнение.

Многоцикловую усталость изучали на цилиндрических образцах в условиях консольного изгиба с вращением с частотой 50 Гц. На рис. 20 приведены результаты усталостных испытаний авторов работы [36] (кривые 1 и 2) и данные других авторов.

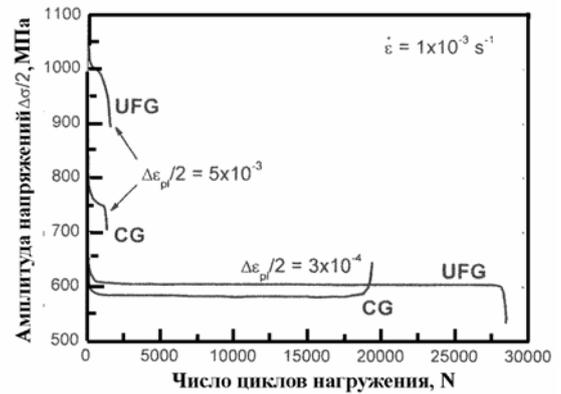


Рис. 19. Влияние размера зерна на характеристики усталости титанового сплава системы Ti – 6Al – 4V:

1 – размер зерна 0,4 мкм; 2–10 мкм [34]

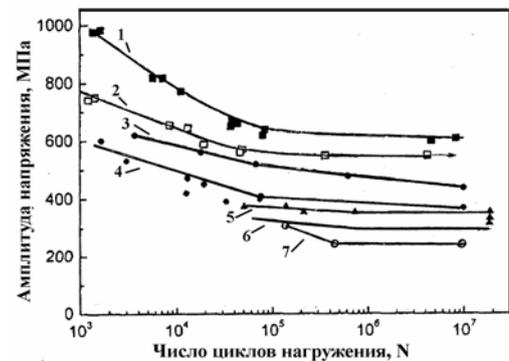


Рис. 20. Кривые усталости титана и его сплавов с различным размером зерна:

1, 2 – СМК и крупнозернистый титановый сплав [36];
3, 4 – СМК – Ti [33]; 5, 6 – СМК и крупнозернистый титановый сплав [27]; крупнозернистый титан [39]

Из данных, представленных на рис. 20, видно, что после интенсивной пластической деформации титана и его сплавов предел выносливости находится в диапазоне напряжений 400–620 МПа, что значительно выше, чем известные данные по пределу выносливости у технического чистого титана.

В работах [37–38] исследовалась статическая и усталостная прочность двух серий образцов из технического чистого титана Grade 4 (США) следующего химического состава: C – 0,052; N – 0,015; O – 0,34; H – 0,015; Fe – 0,3; ост. Ti в вес. %. Серия 1: образцы изготовлялись из исходных горячекатанных заготовок диаметром 25 мм с размером зерна ≈ 25 мкм. Серия 2: исходные заготовки были подвергнуты комбинированной обработке (ТМТ), включающей РКУП (T = 450 °С, угол 90 °, маршрут Вс, 4 прохода), последующую термомеханическую обработку волочением с суммарным обжатием 80 % в интервале температур 350...400 °С и с последующим отжигом при 300 °С в течение 1 часа. Серия 3: то же, что и серия 2, только заключительный отжиг при 3500 °С проводился в течение 6 ч. В ре-

зультате такой обработки были получены прутки диаметром 7 мм и длиной 3 м с равноосной зеренной структурой размером 150 нм. Механические испытания в условиях растяжения проводили на образцах с диаметром рабочей части 3 мм. Механические свойства Ti Grade 4 в различном структурном состоянии представлены в таблице 6 [37].

В результате такой комбинированной обработки предел прочности возрос с 700 до 1240 МПа, условный предел текучести с 530 до 1200 МПа, а удлинение снизилось с 25 до 12 %. Испытания на усталость проводились в условиях повторного растяжения (коэффициент асимметрии цикла $R = 0,1$) с частотой 20 Гц и знакопеременного изгиба с вращением ($R = -1$) с частотой 50 Гц. Кривые усталости исследованных серий образцов представлены на рис. 21 и 22.

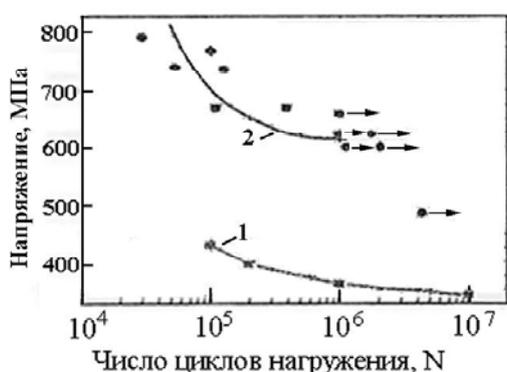


Рис. 21. Кривые усталости исходного титана Grade 4 (кривая 1) и после РКУП + ТМТ (кривая 2) [37]

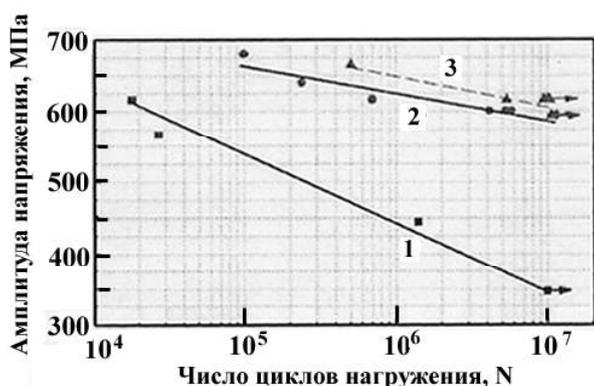


Рис. 22. Кривые усталости гладких образцов из Ti Grade: 1 – исходный материал; 2 – после РКУП + ТМТ; 3 – после РКУП + ТМТ и последующего отжига при 350 °С в течение 6 ч [38]

Из рис. 21 и 22 видно, что у образцов серии 2 и 3 предел выносливости титана после РКУП + ТМТ возрос на 80 % по сравнению с исходным состоянием. Однако получение примерно одинаковых значений предела выносливости после РКУП + ТМТ в условиях повторного растяжения и знакопеременного изгиба с вращением требует дальнейших исследований.

Краткое рассмотрение литературных данных по характеристикам циклической прочности титана и его сплавов после РКУП показывает, что эта технология позволяет существенно повысить не только статические механические прочностные свойства, но и характеристики многоциклового усталости (долговечность и предел усталости). Характеристики малоциклового усталости СКМ-титана из-за достаточного запаса циклической пластичности практически не ухудшаются по сравнению с его крупнозернистым аналогом. Это достигается в основном за счет уменьшения размера зерна и механизмов дислокационного упрочнения. Однако снижение пластичности после РКУП приводит к повышению чувствительности к концентраторам напряжений и снижению характеристик циклической трещиностойкости. Зависимость механических характеристик от размера зерна подчиняется уравнению Холла-Петча [23]. У СКМ титана наблюдается более интенсивное циклическое упрочнение по сравнению с крупнозернистым материалом. В СКМ-титане крупномасштабные полосы сдвига в процессе циклического деформирования не наблюдаются, а зарождение поверхностных усталостных микротрещин происходит по границам зерен.

Магниево-алюминиевые сплавы

Магниево-алюминиевые сплавы находят все более широкое применение в промышленности для легковесных конструкций, например в автомобилестроении и авиации, из-за их сравнительно высокого отношения предела прочности к удельному весу, которое в некоторых случаях может превысить эти значения для алюминиевых сплавов и конструкционных сталей. Магниево-алюминиевые сплавы в зависимости от химического и фазового состава (например объемной доли выделений), исходного структурного состояния и режимов РКУП магниево-алюминиевые сплавы могут как повышать свои статические прочностные характеристики и усталостную прочность, так и не изменяя прочностных характеристик, повышать свою пластичность [40].

В литейном магниевом сплаве AS21X (Mg–2,13 %Al–0,17 %Zn–0,08 %Mn–0,87 %Si) перед РКУП образцы

Таблица 6 – Механические свойства Ti Grade 4 в различном структурном состоянии [37]

№	Режим обработки	Предел прочности, МПа	Условный предел текучести, МПа	Удлинение	Равномерное удлинение (%)
1	Состояние поставки	700	530	25	–
2	КУП + ТМТ	1240±10	1150±20	11±1	1,6
3	РКУП + ТМТ + отжиг 350 °С, 1 ч	1230±10	1170±30	12±1	4,5
4	РКУП + ТМТ + отжиг 350 °С, 6 ч	1250±10	1100±10	13±	5,1

подвергали экструзии при 300 °С, а затем проводили РКУП по маршруту B_c в 4 прохода при 200 °С. Такая обработка привела к значительному повышению долговечности и предела усталости по сравнению с состоянием материала после литья под давлением [41].

В работе [40] исследовали усталостную прочность ковкого магниевого сплава АМ60 (Mg – 6 %Al – 0,13 %Mn) после 10 проходов РКУП по маршруту B_c при температурах 150 °С, 210 °С и 350 °С. В исходном гомогенизированном состоянии средний размер зерен составлял ~ 1 мм. После РКУП при 350 °С была получена гетерогенная структура с набором равноосных зерен от 5–10 мкм до удлиненных зерен шириной размером 0,2–1,5 мкм, в которых также наблюдались двойники. Внутри зерен наблюдались дисперсные наночастицы диаметром ~ 30 нм. После РКУП при 210 °С средний размер зерен составлял 2 мкм, а при 150 °С – 1 мкм. После всех режимов РКУП в магневом сплаве наблюдается повышенная плотность дислокаций и выделения типа γ -Al₁₂Mg₁₇ и Mn₅Al₈. Максимальный предел прочности, равный 310 МПа, наблюдался у материала, подвергнутого РКУП при 150 °С. При этом сохранялась достаточно высокая пластичность (15 %), характерная для недеформированного литого сплава (рис. 23, а). Предел усталости в условиях повторного растяжения (асимметрия цикла $R = 0,1$) плоских образцов сечением 1,0×0,4 мм² у исходных образцов составлял 70 МПа, а после РКУП при 210 °С и 150 °С соответственно 110 МПа и 120 МПа (рис. 23, б). При этом для этих серий сплава АМ60 соблюдается соотношение Холла-Петча между размером зерна и пределом усталости. После циклического деформирования образцов, подвергнутых РКУП, наблюдается рост зерен и в области частиц γ -Al₁₂Mg₁₇ возникают двойники, что, по мнению авторов [40], связано с уменьшением энергии дефектов упаковки в этой области.

В работе [42] исследовали влияние режимов РКУП по маршруту B_c (1–4 прохода) на статическую и усталостную прочность сплава AZ31. Прутки перед РКУП обрабатывали на твердый раствор и закаливали в воду. Первый и второй проходы при РКУП проводили при температуре 593К, а третий и четвертый – при 523 К и 473 К соответственно. Средний размер зерна в исходном состоянии и после РКУП за 1, 2, 3 и 4 прохода оставался 48,3; 8,1; 6,3; 4,3 и 2,5 соответственно. Было показано, что максимальный предел прочности наблюдается у материала в исходном состоянии (298,2 МПа) при минимальном относительном удлинении (4,3 %), а максимальная пластичность (13,8 %) – при пределе прочности 270,3МПа в случае РКУП при двух проходах. РКУП магниевого сплава AZ31 приводит к снижению характеристик мало- и многоциклового усталости. Так, на базе 10⁷ циклов нагружения предел усталости после РКУП снизился на 13 %, а также уменьшилась долговечность до разрушения. В то же время у этого материала после РКУП наблюдается более высокая трещиностойкость и более низкая скорость роста трещины. Повышение пластичности после РКУП при некотором снижении прочностных свойств (предела прочности и предела текучести) в сплаве AZ31 авторы [42] связывают с текстурной анизотропией.

Влияние режимов РКУП (2 или 4 прохода; температура 1-го прохода – 250 °С с последующим снижением на 10 °С для каждого следующего прохода) с последующей термопластической обработкой на циклическую прочность в условиях изгиба с вращением магниевого сплава AZ80 (Mg – 8,6 %Al – 0,5 %Mn – 0,21 %Mn) исследовали в работе [43]. Часть образцов после РКУП обжималась по периметру при температуре 250 °С с диаметра прутка 9мм до диаметра 7мм. В таблице 7 представлены результаты механических

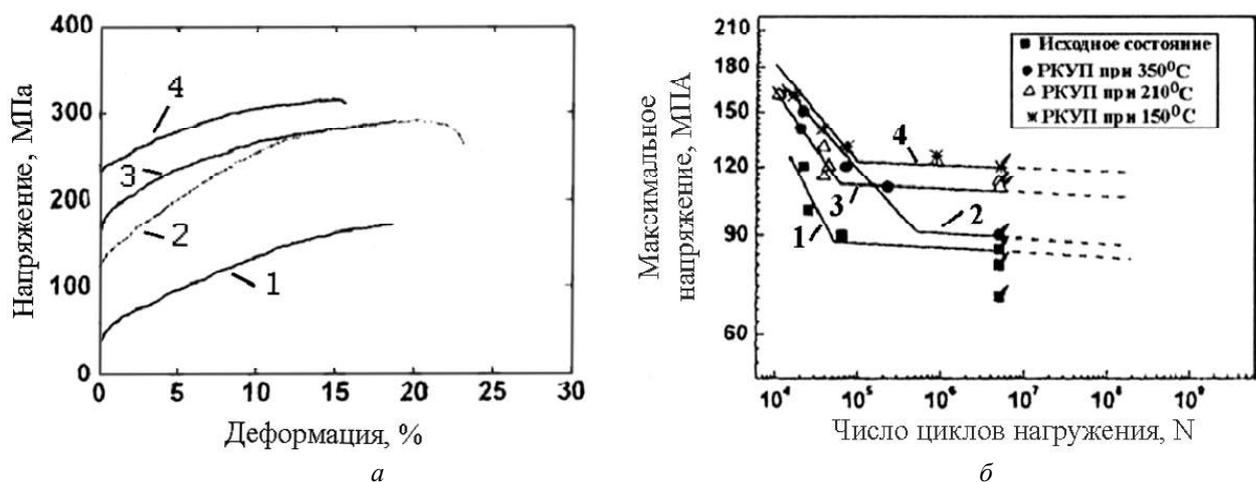


Рис. 23. Механические свойства магниевого сплава АМ60 [40]:

а – кривые статического растяжения: 1 – исходное состояние; 2 – РКУП при 350 °С; 3 – РКУП при 210 °С; 4 – РКУП при 150 °С;
б – кривые усталости: 1 – исходное состояние; 2 – РКУП при 350 °С; 3 – РКУП при 210 °С; 4 – РКУП при 150 °С

свойств и полученные размеры зерен сплава AZ80 после различных режимов РКУП и РКУП + SW. Видно, что за счет текстурных изменений минимальные размеры равноугольных зерен и максимальные прочностные характеристики достигаются при РКУП с последующим обжимкой, однако при этом сильно снижалась пластичность.

Результаты испытаний на усталость представлены на рис. 24. Видно, что максимальный предел усталости, равный 160 МПа, наблюдается у материала после 4хРКУП + SW (рис. 24, в), и в целом, за исключением режима 2хРКУП (рис. 3, а), циклическая прочность выше в материале, подвергнутом различным режимам РКУП без и с последующим термопластическим упрочнением [33].

В работе [44] исследовали влияние различного структурного состояния магниевого сплава AZ31 на усталостную прочность: 1 – состояние после литья под давлением – обозначение серии SC; 2 – горячая прокатка при 370 °С со степенью обжатия 75 % – обозначение HR; 3 – образцы серии 2 подвергали 4хРКУП по маршруту B_c при температуре 200 °С – обозначение ECAP. Размер зерна составлял 450 мкм, 20 мкм и 2,5 мкм соответственно для серий SC, HR и ECAP. Кривые усталости исследованных серий образцов представлены на рис. 25. Видно, что после горячей прокатки и после РКУП (серии 2 и 3) наблюдается наибольшее повышение характеристик усталостного нагружения (предел усталости составляет ≈ 100 МПа), что значительно выше предела усталости образцов в состоянии литья под давлением (≈ 40 МПа).

Таблица 7 – Размер зерна и механические свойства сплава AZ80 [13]

AZ80	Размер зерна	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходное состояние	10	225	310	15
2х РКУП	3	220	305	9
4х РКУП	2	280	335	10
2х РКУП + SW	1,5	325	380	4
4х РКУП + SW	1	370	415	6

Примечание: SW – термомеханическая обработка всесторонним обжатием.

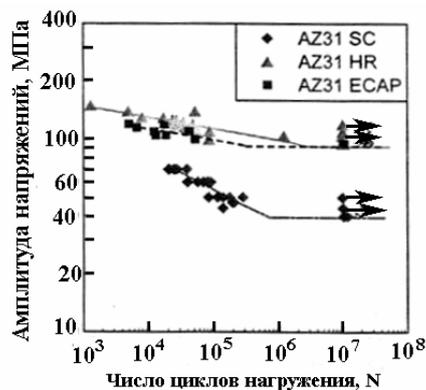


Рис. 25. Кривые усталости магниевого сплава AZ31 в различном структурном состоянии [18]

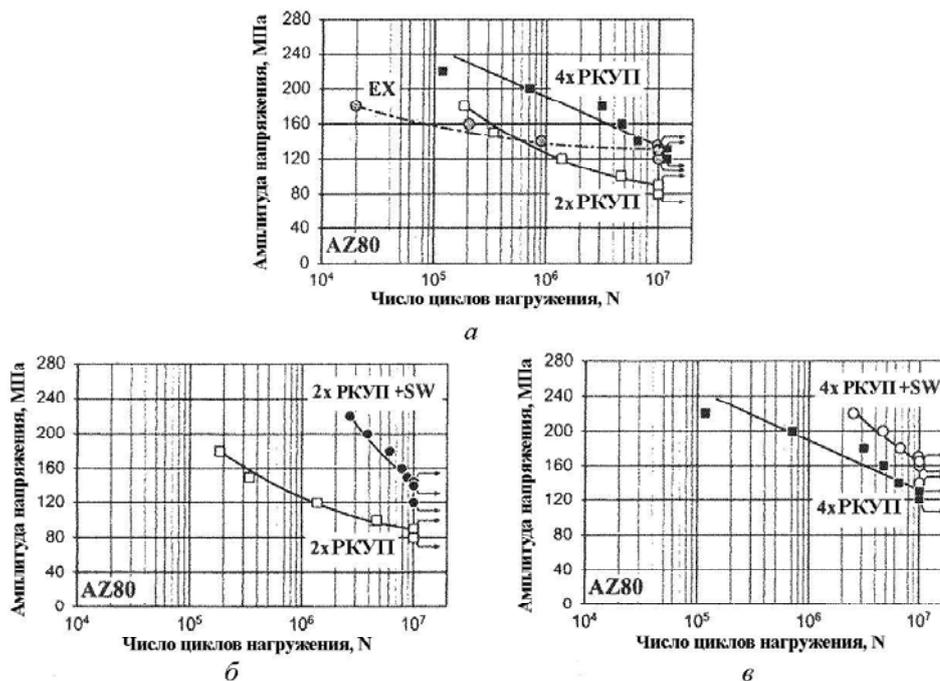


Рис. 24. Кривые усталости магниевого сплава AZ80 в исходном состоянии (кривая EX, рис. 3, а) и после различных режимов РКУП и после РКУП с последующей термомеханической обработкой [43]

В работе [45] заготовки из магниевого сплава МА 2-1 (3,0Al; 0,8Zn; 0,5Mn, ост. Mg; вес. %) отжигали (исходное состояние) и подвергали равноканальному угловому прессованию (РКУП) по маршруту близкому $V\epsilon$ с шестью проходами в интервале температур 260–200 °С. В исходном состоянии наблюдался разброс в размере зерен от 15 мкм до 4 мкм. После РКУП средний размер больших зерен составлял 1–3 мкм, а мелких – от 500 до 800 нм. Для определения механических свойств при статическом растяжении и циклическом деформировании использовались плоские образцы сечением 7×1 мм² и длиной рабочей части 15 мм, вырезанные методом электроэрозионной резки. Предел прочности исследованного материала после РКУП составляет 270 МПа, что на 30 МПа ниже, чем у образцов в исходном состоянии, однако относительное удлинение увеличилось с 12 до 18 % (рис. 26). Некоторое снижение предела прочности после РКУП можно объяснить трансформацией субзеренной полигонизованной структуры, значительная часть которой сохранялась перед РКУП, в зеренную рекристаллизованную структуру в ходе деформации. Понижение прочности происходит за счет увеличения размера рекристаллизованных в ходе РКУП зерен по сравнению с размерами субзерен в полигонизованной структуре, а увеличение пластичности обусловлено значительным увеличением доли большеугловых границ.

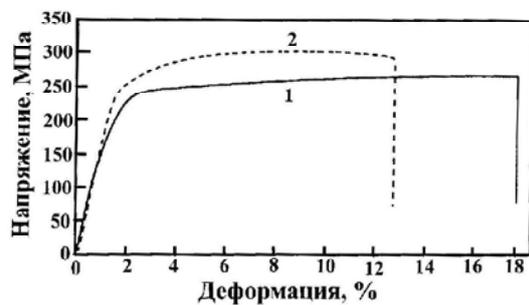


Рис. 26. Кривые статического растяжения сплава МА 2-1: 1 – после РКУП; 2 – исходное состояние [45]

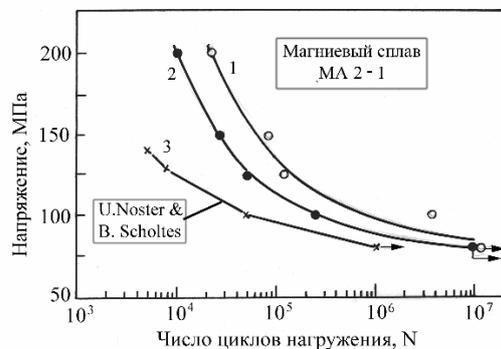


Рис. 27. Кривые усталости магневых сплавов: 1 – сплав МА 2-1, исходное состояние; 2 – сплав МА 2-1, после РКУП; 3 – сплав AZ31, материал в исходном состоянии (данные работы (Noster & Scholtes) [45])

Испытания на усталость в условиях повторного растяжения с $\sigma_{\min} = 20$ МПа проводили на машине Инстрон 8801. На рис. 27 представлены кривые усталости исследованных серий образцов. Видно, что при всех исследованных уровнях циклических напряжений долговечность образцов после РКУП более чем в два раза меньше долговечности образцов в исходном состоянии, однако предел усталости у этих серий практически одинаков и составляет ~60 МПа. Для сравнения на рис. 27 приведена также кривая усталости прокатанного магниевого сплава AZ31, полученная в работе [48] в условиях симметричного растяжения – сжатия с частотой нагружения 5 Гц (рис. 27, кривая 3).

Фрактографические исследования показали, что в отличие от усталостного механизма разрушения исходных образцов, когда выявляется гребенчатый рельеф с наличием усталостных бороздок (рис. 28, а), в случае образцов после РКУП при большом циклическом напряжении разрушение в основном происходит по границам отдельных зерен или их скоплений (рис. 28, б).

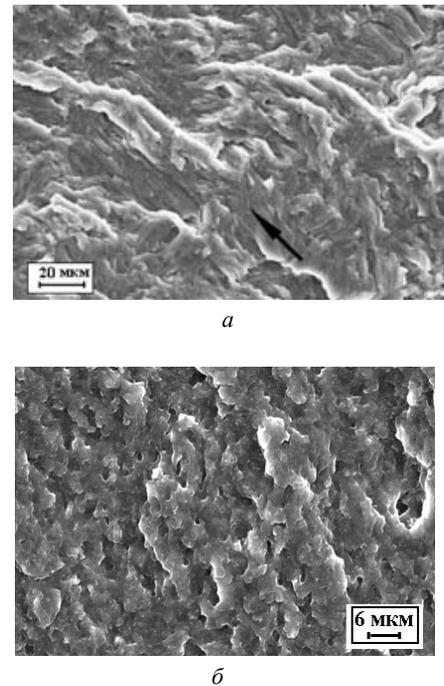


Рис. 28. Фрактография усталостного разрушения исходных образцов (а) и после РКУП (б) [45]

Основное различие в механизме статического разрушения исходных образцов и образцов с субмикрорекристаллической структурой после РКУП связано с размером ямок вязкого разрушения, которые во втором случае на порядок меньше (1–4 мкм).

Таким образом, после различных режимов РКУП в магневых сплавах в зависимости от химического состава, исходного структурного состояния перед РКУП, режимов РКУП и возможной механико-термической обработки после РКУП в сплавах системы

Mg-Al-Mn чаще всего происходит повышение предела усталости, однако есть случаи и снижения уровня предела усталости [43]. РКУП магниевых сплавов МА 2-1 приводит к формированию достаточно однородной СМК структуры с размером зерна 1,5-3,5 мкм и некоторому снижению предела прочности при увеличении относительного удлинения с 12 до 18 %. Уменьшение прочностных характеристик после РКУП можно объяснить трансформацией в ходе деформации субзеренной структуры, значительная часть которой сохранялась перед РКУП, в рекристаллизованную с увеличением размера зерен, а увеличение пластичности обусловлено увеличением доли большеугловых границ. Предел усталости исходных прессованных и отожженных образцов и образцов после РКУП практически одинаков и составляет ≈ 60 МПа, однако ограниченная долговечность во всем интервале циклических напряжений от 200 МПа до 60 МПа у образцов после РКУП меньше. Таким образом, наблюдается такая же тенденция изменения характеристик усталостной прочности, как и в случае механических свойств при статическом деформировании. Фрактографические исследования механизмов распространения усталостной трещины показали, что если в исходном состоянии наблюдается бороздчатый рельеф поверхности разрушения, то в случае образцов после РКУП при большом циклическом напряжении разрушение происходит по границам отдельных зерен или их скоплениям.

Заключение

Рассмотренные выше литературные данные по закономерностям усталостного разрушения СМК и нанокристаллическим сплавам железа, титана и никеля показывают, что характеристики многоциклового усталости этих материалов могут быть существенно повышены после интенсивной пластической деформации (ИПД). Это повышение связано с увеличением плотности дислокаций и уменьшением размера зерна. Важными факторами являются локализация микропластической деформации, свойства границ этих материалов и связанные с ними внутренние напряжения. Характеристики малоциклового усталости у рассматриваемых металлов и сплавов в ультрамелкозернистом состоянии, как правило, не снижаются по сравнению с крупнозернистым материалом. Однако за счет снижения пластичности при ИПД у этих материалов наблюдаются высокая чувствительность к концентрации напряжений и пониженные характеристики циклической трещиностойкости. Связь между размером зерна и пределом усталости у СМК материалов не всегда подчиняется зависимости Холла-Петча.

Таким образом, в подавляющем числе случаев после интенсивной пластической деформации статические механические свойства значительно возрастают. Поведение металлических СМК и наноструктурных материалов в условиях циклического деформирования

вызывает большой интерес как в теоретическом, так и в практическом аспектах, поскольку часто нет однозначной зависимости между высокими механическими свойствами при статическом деформировании этих материалов и характеристиками усталости. Это связано с тем, что после интенсивной пластической деформации структурное состояние металлических материалов часто бывает в метастабильном состоянии. В результате длительного циклического деформирования в таких материалах могут проходить процессы возврата и фазовые превращения. Поэтому часто после интенсивной пластической деформации металлические материалы дополнительно подвергают различного рода термической или термомеханической обработке. Так как испытания на усталость очень чувствительны к структурному состоянию и стабильности состояния материала под нагрузкой, то их проведение позволяет более надежно выбрать оптимальные режимы ИПД и последующей термомеханической обработки для получения нужных эксплуатационных свойств СМК материалов. На механические свойства СМК металлических материалов и, в частности, на характеристики усталости влияет много факторов, сопутствующих ИПД: исходное структурное состояние материала, режимы (например для РКУП: маршруты, количество проходов, температура деформирования, последующая термомеханическая обработка) и способы проведения ИПД.

Перечень ссылок

1. Валиев Р. З. Создание наноструктурных металлов и сплавов с уникальными свойствами, используя интенсивные пластические деформации / Р. З. Валиев // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. – № 1–2. – С. 208–216.
2. Overview of fatigue properties of fine grain 5056 Al / V. Patlan, A. Vinogradov, K. Higashi, K. Kitagawa. – Mg alloy processed by equal – channel angular pressing // Materials Science and Engineering A 300. – 2001. – P. 171–182.
3. Vinogradov A. Multiscale Phenomena in Fatigue of Ultra-Fine Grain Materials – an Overview / A. Vinogradov, S. Hashimoto // Materials Transactions. – 2001. – Vol. 42, N 1. – P. 74–84.
4. Tensile and fatigue properties of Al-Mg-Sc-Zr alloy fine – grained by equal – channel angular pressing / A. Washikita, K. Kitagawa, V I. Kopylov, A. Vinogradov // Proc. of a Symposium «Ultrafine Grained Materials II». – Warrendale, Pennsylvania: A Publication of The Minerals, Metals & Materials Society. – 2002. – P. 341–350.
5. Structure, properties and thermal stability of ultra – fine grained Cu-Cr-Zr alloy / [A. Vinogradov, Y. Suzuki, V. Patlan etc.] // Proc. of a Symposium «Ultrafine Grained Materials II». – Warrendale, Pennsylvania: A Publication of The Minerals, Metals & Materials Society. – 2002. – P. 351–360.
6. Corrosion fatigue of ultra – fine grain copper fabricated by severe plastic deformation / [T. Yamasaki, H. Miyamoto, T. Mimaki etc.] // Proc. of a Symposium «Ultrafine Grained Materials II». – Warrendale, Pennsylvania: A Publication

- of The Minerals, Metals & Materials Society. – 2002. – P. 361–370.
7. Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite / martensite low carbon steel / [M. Okayasu, K. Sato, M. Mizuno etc.] // International Journal of Fatigue 2008. – Vol. 30. – P. 1358–1365.
 8. Acoustic emission during cyclic deformation of ultrafine – grain copper processed by severe plastic deformation / [A. Vinogradov, V. Patlan, S. Hashimoto etc.] // Philosophical Magazine A., 2002. – Vol. 82, N 2. – P. 317–335.
 9. K. S. Kumar Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys/ K. S. Kumar, H. Van Swygenhoven, S. Suresh // Acta materialia, 2003. – Vol. 51. – P. 5743–5774.
 10. Лякишев Н. П. Наноматериалы конструкционного назначения / Н. П. Лякишев, М. И. Алымов // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1, № 1–2. – С. 71–81.
 11. An approach to cyclic plasticity and deformation – induced structure changes of electrodeposited nickel / [E. Thiele, R. Klemm, L. Hollang, etc.] // Materials Science and Engineering A 390. – 2005. – P. 42–51.
 12. Алехин В. П. Новая технология получение нанокристаллических материалов / В. П. Алехин // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 6. – С. 35–38.
 13. Панин В. Е. Масштабные уровни пластической деформации разрушения наноструктурированных материалов / В. Е. Панин, А. В. Панин // Нанотехника. – 2005. – № 3. – С. 28–42.
 14. Formation of Nanocrystalline Structure by Shot Peening / [Y. Todaka, M. Umemoto, Y. Watanabe etc.] // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation (NanoSPD3). Proc. of the 3rd Inter. Conf. On Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Japan, 2005. Trans. tech. Publications, Switzerland, 2006, P. 669–674.
 15. Mughrabi H. On the grain-size dependence of metal fatigue: outlook on the fatigue of ultrafine-grained metals / H. Mughrabi // Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation (NATO Science Series). – Dordrecht-Boston-London: Kluwer Academic Publishers. – 2000. – С. 241–253.
 16. Hanlon T. Fatigue behavior of nanocrystalline metals and alloys / T. Hanlon, E. D. Tabachnikova, S. Surech // International Journal of Fatigue, vol. 27, Issues 10–12, October-December 2005, P. 1147–1158.
 17. Виноградов А. Ю. Усталость ультрамелкозернистых материалов, полученных равноканальным угловым прессованием / А. Ю. Виноградов, С. Хасимото. – М.: Металлы, 2004. – № 1. – С. 51–62.
 18. Mughrabi H. Cyclic Deformation and Fatigue Properties of Ultrafine Grain Size Materials: Current Status and Some Criteria for Improvement of the Fatigue Resistance / H. Mughrabi, H. W. Hoppel // Structure and Mechanical Properties of Nanophase Materials – Theory and Computer Simulation vs. Experiment. Materials Research Society Symposium Proceedings Volume 634. Materials Research Society, 2000. – P. B2.1.1–B2.1.12.
 19. Vinogradov A. Yu. Nanocrystalline Materials : Fatigue / A. Yu. Vinogradov, S. R. Agnew // Encyclopedia of nanoscience and nantechology, New York : Marcel Dekker, 2004. – P. 2269–2288.
 20. Терентьев В. Ф. Усталость металлических материалов / В. Ф. Терентьев. – М.: Наука, 2003. – 254 с.
 21. Fatigue strength of ultra-fine grained steels / [M. G. Chapetti, H. Miyata, T. Tagawa etc.] // Materials Science and Engineering A, Issues 1–2, 15 September 2004. – Vol. 381. – P. 331–336.
 22. Vinogradov A. Enhanced strength and fatigue life of ultrafine grain Fe-36Ni Invar alloy / A. Vinogradov, S. Hashimoto, V. I. Kopylov // Materials Science and Engineering A, Issues – 2, 25 August 2003. – Vol. 355. – P. 277–285.
 23. Fatigue properties of ultrafine grained low carbon steel produced by equal channel angular pressing / [H. K. Kim, M. H. Choi, C. S. Chung, etc.] // Materials Science and Engineering A, Issues 1–2, 15 January 2003. – Vol. 340. – P. 243–250.
 24. Masuda C. Effect of Grain size and Nano – Particle on Fatigue Properties for α -Iron / C. Masuda // Zaiken = Annu. Rept Kagami Mem. Lab. Mater. Sci. Waseda Univ. – 2005. – № 13. – 44 p.
 25. Sawai T. Low-and High-cycle Fatigue Properties of Ultrafine – grained Low Carbon Steels / T. Sawai, S. Matsuoka, K. Tsuzaki // Tetsu to hagane = J. Iron and Steel Inst. Jap. – 2003. – Vol. 89. – № 6. – P. 726–733.
 26. Усталостная прочность аустенитной стали X18H10T после равноканального углового прессования / В. Ф. Терентьев, С. В. Добаткин, Д. В. Просвирнин и др. // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – № 10. – С. 30–38.
 27. Fatigue Crack Initiation Behavior in Ultrafine – Grained Steel Observed by AFM and EBSP / [H. Kimura, Y. Akiniwa, K. Tanaka etc.] // JSME International Journal – Series A. – 2004. – Vol. 47, N 3. – P. 331–340.
 28. Влияние интенсивной пластической деформации на свойства инварного сплава Fe – 36 % Ni / [И. Х. Биткулов, А. М. Бурханов, В. А. Казанцев и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2006. – Т. 102, № 1. – С. 99–104.
 29. Валиев Р. З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
 30. Деформационное поведение и разрушение при циклическом нагружении титановых сплавов, подвергнутых равноканальному угловому прессованию / [О. А. Кашин, Е. Ф. Дударев, Ю. П. Колобов и др.] // Физическая мезомеханика. – 2004. – Ч. 2. – С. 111–114.
 31. Кашин О.А. Эволюция структуры и механических свойств наноструктурного титана при термомеханических обработках / О. А. Кашин, Е. Ф. Дударев, Ю. П. Колобов и др. // М.: Материаловедение. – 2003. – № 8. – С. 25–30.
 32. Kim W.-J. Fatigue strength of ultrafine-grained pure Ti after severe plastic deformation / W.-J. Kim, C.-Y. Hyun, H.-K. Kim // Scr. Mater. – 2006. – Vol. 54, N 10. – P. 1745–1750.
 33. Cyclic behavior of ultrafine – grain titanium produced by severe plastic deformation / [A. Vinogradov, V. V. Stolyarov, S. Hashimoto etc.] // Materials Science and Engineering A318. – 2001. – P. 163–173.
 34. Turner N.G. Fatigue behaviour of titanium / N. G. Turner, W. T. Roberts // Trans. AIME 242. – 1968. – 1223 p.
 35. Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Titanium Alloy with Submicrocrystalline Structure Produced by Severe Plastic Deformation / [S. Zherebtsov, G. Salishchev, R. Galeev etc.] // Materials Transactions. 2005. – Vol. 46, N 9. – P. 2020–2025.
 36. Жеребцов С. В. Механические свойства субмикроструктурного титанового сплава ВТ6 / С. В. Жереб-

- цов, Г. А. Салищев, Р. М. Галлеев // Структура и свойства нанокристаллических материалов : сб. науч. тр. – Екатеринбург : УрО РАН, 1999. – С. 195–203.
37. Cycling of ultrafine – grained Ti-6Al-4V alloy : microstructural changes and enhanced fatigue limit / [L. R. Saitova, H.W. Höppel, M.Göken etc.] // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation IV. Part 2 (Selected, peer reviewed papers from the 4th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Goslar, Germany, August 18–22, 2008. Edited Yuri Estrin and Hans Jurgen Maier). TRANS TECH PUBLICATIONS LTD, Switzerland-UK-USA, 2008. – P. 827–832.
 38. Nanostructured SPD Processed Titanium for Medical Implants / R. Z. Valiev, I. P. Semenova, E. Jakushina etc.] // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation IV. Part 1 (Selected, peer reviewed papers from the 4th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Goslar, Germany, August 18–22, 2008. Edited Yuri Estrin and Hans Jurgen Maier). TRANS TECH PUBLICATIONS LTD, Switzerland-UK-USA, 2008. – P. 49–54.
 39. Якушина Е. Б. Влияние интенсивной пластической деформации на усталостные свойства длинномерных Ti прутков с ультрамелкозернистой структурой / Е. Б. Якушина, И. П. Семенова, Р. З. Валиев // Кузнечно-штамповое производство. – 2008. – № 12. – С. 17–21.
 40. Structure and Fatigue Properties of the Mg Alloy AM60 Processed By ECAP / [R. K. Islamgaliev, O. B. Kulyasova, B. Mingler etc.] // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation IV. Part 2 (Selected, peer reviewed papers from the 4th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Goslar, Germany, August 18–22, 2008. Edited Yuri Estrin and Hans Jurgen Maier). TRANS TECH PUBLICATIONS LTD, Switzerland – UK – USA, 2008. – P. 803–808.
 41. Estrin Y. Effect of ECAP on the Mechanical Properties of Magnesium Alloys / Y. Estrin, R. J. Hellmig, M. Janecsek etc.] // Ultrafine Grained Materials IV. Edited by Y. T. Zhu etc. TMS (Minerals, Metals & Materials Society), 2006. – P. 381–388.
 42. Kim H. K. Fatigue properties of a fine – grained magnesium alloy produced by equal channel angular pressing / H. K. Kim, Y. I. Lee, C. S. Chung // Scripta Materialia, 2005. – P. 473–477.
 43. Müller J. Influence of Post – ECAP TMT on Mechanical Properties of the Wrought Magnesium Alloy AZ80 / J.Müller, M.Janček, L.Wagner // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation IV. Part 2 (Selected, peer reviewed papers from the 4th International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation, Goslar, Germany, August 18–22, 2008. Edited Yuri Estrin and Hans Jurgen Maier). TRANS TECH PUBLICATIONS LTD, Switzerland – UK – USA, 2008. – P. 858–863.
 44. Estrin Y. Niche Applications of Bulk Nanostructured Materials Processed by Severe Plastic Deformation / Y. Estrin, M. J. Zehetbauer // Bulk Nanostructured Materials. Edited. By M.J. Zehetbauer and Y.T. Zhu. Copyright © 2009 WILEY – VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2009. – P. 635–647.
 45. Статическая и циклическая прочность магниевого сплава МА – 2 1 после равноканального углового прессования / [В. Ф. Терентьев, С. В. Добаткин, Д. В. Просвирнин и др.] // Deformation and Fracture of Materials – DFM2009. – Moscow : Interkontakt Nauka, 2009. – P. 436–438.
 46. Механизмы упрочнения и особенности стадийности деформации поликристаллов с нанозерном / [Н. А. Конева, Э. В. Козлов, Л. И. Тришкина и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 1. – С. 12–15.
 47. Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной деформации трением. I. Особенности формирования структуры / А. И. Юркова, Ю. В. Мильман, А. В. Бякова // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 1. – С. 2–11.
 48. Noster U. Stress-Controlled Fatigue of Magnesium Wrought Alloy AZ31 in the Temperature Range 20–300 °C / U. Noster, Scholtes // Z. Metallkd. – 2001. Vol. 92, N 3. – P. 260–264.

Одержано 29.10.2009

V. F. Terentyev

CYCLIC STRENGTH OF THE SUBMICRO- AND NANOCRYSTALLINE METALS AND ALLOYS

Розглянуто закономірності циклічного зміцнення / знеміцнення і втомного руйнування субмікро-і нанокристалічних металів і сплавів. Втомна міцність може бути істотно підвищена після інтенсивної пластичної деформації за рахунок зменшення розміру зерна і підвищення щільності дислокацій, однак циклічна тріщиностійкість часто знижується при ультрадрібнозерній структурі.

Ключові слова: нанокристалічні матеріали, щільність дислокацій, циклічне деформаційне зміцнення, тріщиностійкість, втомне руйнування.

A mechanism of cyclic hardening / softening, and fatigue failure of submicro-and nanocrystalline metal was considered. Fatigue strength can be significantly enhanced after intensive plastic deformation due to reducing the grain size and increasing density of dislocations, but the cyclic crack resistance often reduces on ultra fine-grain structure.

Key words: nanocrystalline materials, dislocation density, cyclic strain-hardening, crack resistance, fatigue fracture.

УДК 621.315

Д-р техн. наук И. Ф. Червоный, О. В. Панченко, канд. хим. наук Л. В. Осипова

Государственная инженерная академия, г. Запорожье

МЕЖПРИМЕСНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ

В работе приведены результаты расчетов сил кулоновского взаимодействия для некоторых пар ионов в монокристаллическом кремнии. Дана оценка энергий связи Si-O, Si-B, B-O для одинарной связи. Проведен анализ взаимодействия ионов примесей между собой в среде вакуума и аргона, а также в среде расплавленного кремния.

Ключевые слова: монокристалл кремния, взаимодействие, закон Кулона, примесь, комплекс, ион, энергия связи.

Введение

Внутренние межпримесные взаимодействия в монокристаллическом кремнии изменяют свободную энергию кристалла как замкнутой термодинамической системы [1]. В свою очередь различают статистические, зарядовые, потенциальные, ассоциативные взаимодействия.

Статистические взаимодействия связаны с размещением структурных элементов по позициям кристаллической решетки. Они в свою очередь оказывают влияние на конфигурационную энтропию системы [2].

Зарядовые взаимодействия – это часть электромагнитных взаимодействий, обуславливающих выполнение закона сохранения зарядов, однако не приводящих к появлению избыточной энергии кристалла.

Потенциальные взаимодействия – это комплекс различных взаимодействий, приводящий к изменению свободной энергии за счет роста потенциальной энергии кристалла. Взаимодействия, при которых структурные элементы кристалла не создают ассоциатов, самостоятельно размещаются по позициям кристаллической решетки.

Ассоциативные (комплексообразующие) взаимодействия приводят к образованию ассоциатов или комплексов, т.е. новых структурных элементов решетки, обладающих определенными свойствами и размещаются по кристаллическим позициям как единое целое. В настоящее время комплексообразующие взаимодействия вызывают все больший интерес.

При сильном легировании монокристаллов кремния, кроме взаимодействия примесей с атомами основного вещества и структурными дефектами, возможно взаимодействие атомов легирующего вещества друг с другом.

В ряде источников [3,4] высказывалось предположение о том, что в монокристаллах кремния и германия может протекать образование пары, состоящей из двух донорных (акцепторных) ионов, таких как P, B, As, и др., с образованием молекулы, аналогичной молекуле водорода H₂.

При исследовании свойств монокристалла следует учитывать структурные особенности вещества во всех 3-х агрегатных состояниях: твердое (монокристалл), жидкое (расплав) и газообразное.

При исследовании твердого состояния авторы работ [5-7] в основном руководствовались данными измерений n (концентрации носителей заряда), τ (времени жизни неравновесных носителей заряда), Ω (электропроводности), а также анализом структурных параметров кристаллической решетки (наличие микродефектов, дислокаций, сколов, трещин и т. д.). Было обнаружено несоответствие концентрации неравновесных носителей заряда и истинной концентрации примеси (независимо от легирования акцепторами или донорами). Нейтральность примесей объяснялась нахождением атомов примеси в позиции замещения.

Силы межатомного взаимодействия обеспечивают установление общего геометрического пространственного порядка в расположении атомов. Чем выше температура, тем интенсивнее их колебание (возбужденное состояние атома), что приводит к переходу атома в ионизированное состояние. При этом в результате взаимодействия атомов примеси с атомами матрицы (кремния) происходит образование определенных комплексов [8, 9]. Перемещения атомов решетки могут изменять состояние ионизации дефекта. Предположительно, соседние атомы смещаются и сближаются настолько, что образуют между собой связи. При взаимодействии атомов элементов 3-й и 5-й групп периодической системы Менделеева в кремнии и германии происходит образование комплексов как в позиции замещения, так и в позиции внедрения. Первые, в свою очередь, электрически активны, вторые электрически нейтральны.

Комплекс примеси – это устойчивое образование в виде квазимолекулы в кристаллической матрице, которое обладает своими индивидуальными физическими свойствами. Комплекс обладает своей симметрией, которая отличается от симметрии правильного идеального кристалла и, соответственно, может зани-

мать в решетке несколько эквивалентных положений относительно неподвижного базового атома.

Образование комплексов (сложных дефектов) требует несколько этапов: образование дефектов (дефектов по Шоттки, по Френкелю и т.д.) → их миграция → объединение с другими дефектами. В кремнии наблюдалось группирование вакансий с вакансиями, а также с кислородом, фосфором, литием и с другими примесными элементами [10].

Атом примеси находится под действием периодического поля кристаллической решетки и ближнего кулоновского поля. Потенциал этого кулоновского поля будет ослаблен в силу действия влияния всего кристалла в целом [11].

На основе законов квантовой механики электронные оболочки могут осуществлять не только кулоновские притяжения-отталкивания, но и ван-дер-ваальсовы силы притяжения (дисперсионное взаимодействие). Суммарное взаимодействие выражается уравнением Борна и Майера

$$U_0 = N_0 \left[\frac{Z_1 Z_2 e^2}{r_0} A + \frac{c}{r_0^6} - B(r_0) - \frac{9}{4} h\nu_{\max} \right], \quad (1)$$

где $\frac{Z_1 Z_2 e^2}{r_0}$ выражает действие кулоновских сил притяжения (отталкивания);

$\frac{c}{r_0^6}$ – дисперсионное взаимодействие (c – константа); $B(r_0)$ – выражение, которое определяет отталкивающее взаимодействие, $B(r_0) \sim \frac{b}{r^n}$, где b – поправочный коэффициент из уравнения Ван-дер-Ваальса

равный учетверенному объему молекул; $h\nu_{\max}$ – нулевая энергия решетки при максимальных частотах ν_{\max} колебаний решетки.

Проведение исследований

В грубом приближении примесный ион можно рассматривать погруженным в среду с диэлектрической проницаемостью ϵ . Если предположить, что имеет место ионизация атомов как примеси, так и кремния, то согласно закону Кулона два заряда будут взаимодействовать друг с другом в вакууме с силой F , величина которой пропорциональна произведению зарядов и обратно пропорциональна квадрату расстояния между ними [12, 13].

Рассмотрим взаимодействие ионов между собой в среде вакуума и аргона, а также в среде расплавленного кремния ($\epsilon_{\text{вакуума}} = 1$, $\epsilon_{\text{аргона}} = 1,000554$, $\epsilon_{\text{кремния}} = 11,7$).

Другие силы в данном анализе не учитываются. Тогда сила кулоновского притяжения (отталкивания) определяется по формуле

$$F = \frac{\sigma_1 \sigma_2}{4\pi\epsilon\epsilon_0 r^2} \cdot H \quad (2)$$

где σ_1, σ_2 – заряды ионов, Кл; ϵ – диэлектрическая проницаемость среды; ϵ_0 – диэлектрическая постоянная, $8,85 \cdot 10^{-12}$ Кл²/(Н·м²); r – расстояние между атомами, м.

Ниже представлены варианты пар взятых ионов (табл. 1), а также зависимость кулоновских сил (найденных по формуле 2) от вариантов пар ионов (рис. 1). Вычисленные значения силы Кулона в вакууме и аргоне практически не отличаются, поэтому на рис. представлены только зависимости кулоновских сил от вариантов пар ионов в вакууме и расплаве кремния.

Таблица 1 – Варианты пар ионов

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Si ⁴⁺ -B ³⁺	Si ⁴⁺ -B ³⁺	Si ⁴⁺ -O ²⁻	B ³⁺ -O ²⁻	B ³⁺ -B ³⁺	Si ⁴⁺ -C ⁴⁻	Si ⁴⁺ -C ⁴⁺	C ⁴⁺ -O ²⁻	Si ⁴⁺ -P ³⁺	Si ⁴⁺ -P ³⁺

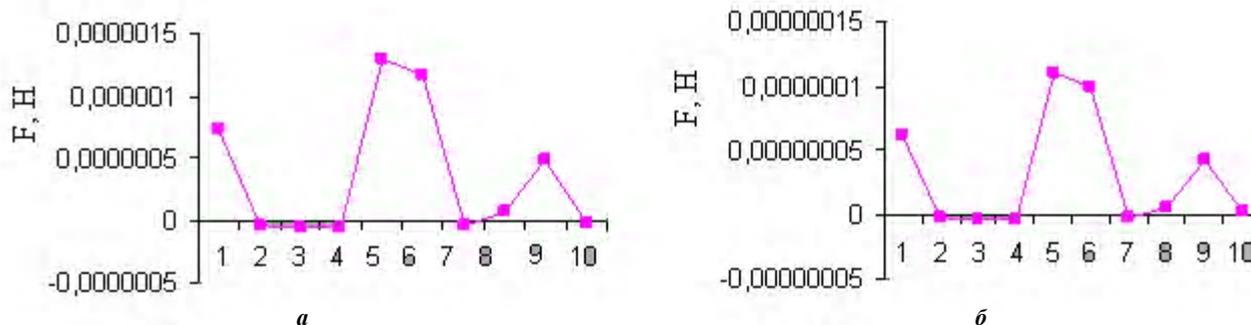


Рис. 1. График зависимости силы кулоновского взаимодействия между ионами от вариантов пар ионов:

a – в вакууме; b – в расплаве кремния

Также можно найти значения энергии связи, сумма которых по всем связям молекулы удовлетворительно описывается одной валентной структурой [14].

Значения для одинарных связей можно приближенно оценить по соотношению, содержащему разности электроотрицательностей [15]

$$E(A-B) = S \{E(A-A) + E(B-B)\} + 100(x_A - x_B)^2 - 6,5(x_A - x_B)^4, \text{ кДж}\cdot\text{моль}^{-1} \quad (3)$$

где $E(A-A)$ – значение энергии связи для одинарной связи одного вещества, $\text{кДж}\cdot\text{моль}^{-1}$; $E(B-B)$ – значение энергии связи для одинарной связи другого вещества, $\text{кДж}\cdot\text{моль}^{-1}$; x_A, x_B – электроотрицательности элементов соответственно.

Используя данное соотношение, были вычислены значения энергии связи для одинарной связи следующих соединений: Si-B, Si-O, B-O; для сравнения связей при их взаимодействии

$$E(\text{Si-B}) = 209,98 \text{ кДж}\cdot\text{моль}^{-1}; E(\text{Si-O}) = 159,71 \text{ кДж}\cdot\text{моль}^{-1}; E(\text{B-O}) = 376,81 \text{ кДж}\cdot\text{моль}^{-1}.$$

Выводы

1. В зависимости от пар ионов наиболее вероятно образование пар ионов третьего варианта, менее вероятно – пятый вариант (но в этом анализе не учитывались другие взаимодействия типа вакансия – ион, дивакансия – ион, действие других сил не принимались в расчет).

2. Образование данных типов комплексов в полной мере зависит от природы самих примесей (электроотрицательности, радиусов самих ионов и т.д.).

3. Результаты оценки энергии связи для одинарной связи показали, что наибольшим значением энергии связи обладает соединение B-O.

Все приведенные результаты рассчитаны для глубокого изучения процессов комплексообразования при взаимодействии примесей в монокристаллическом кремнии. Это необходимо для детального рассмотрения образования комплексов примесей, которые в полной мере влияют на характеристику выращенного монокристалла.

Перечень ссылок

1. Фистуль В. И. Атомы легирующих примесей в полупроводниках / Фистуль В. И. – М. : Изд-во физ.-мат. лит-ры, 2004. – 432 с.
2. Глазов В. М. Энтропия плавления металлов и полупроводников / Глазов В. М., Айвазов А. А. – М. : Металлургия, 1980. – 172 с.
3. Емцев В. В. Примеси и точечные дефекты в полупроводниках / Емцев В. В., Машовец Г. В. – М. : Радио и связь, 1981. – 248 с.
4. Глазов В. М. Физико-химические основы легирования полупроводников / Глазов В. М., Земсков В. С. – М. : Наука, 1967. – 371 с.
5. Фистуль В. И. Сильно легированные полупроводники / Фистуль В. И. – М. : Наука, 1967. – 416 с.
6. Нашельский А. Я. Монокристаллы полупроводников / Нашельский А. Я. – М. : Металлургия, 1978. – 200 с.
7. Schroder D. K., Choi B. D., Kang S. G. Silicon epitaxial layer recombination and generation lifetime characterization // IEEE transactions on electron devices / Schroder D. K., Choi B. D., Kang S. G. – 2003. – Vol. 50, N 4. – P. 906–911.
8. Полупроводниковый кремний: теория и технология производства / [Таран Ю. Н., Куцова В. З., Червоний И. Ф. и др.]. – Запорожье : ЗГИА, 2004. – 102 с.
9. Baranskii P. I. Development of the physical insight into the nature of the factors that control electrophysical and other properties of semiconductors / Baranskii P. I., Babich V. M., Venger E. F. // SPQE&O. – 2000. – Vol. 4, N 1. – P. 1–3.
10. Фистуль В. И. Физика и химия твердого тела. Т. 2 / Фистуль В. И. – М. : Металлургия, 1995. – 320 с.
11. Ормонт Б. Ф. Введение в физическую химию и кристаллохимию полупроводников / Ормонт Б. Ф. – М. : Высшая школа, 1982. – 528 с.
12. Селезнев Ю. А. Основы элементарной физики / Селезнев Ю. А. – М. : Наука, 1974. – 544 с.
13. Электротехнический справочник. Т. 1 / под ред. Голована А. Т. – М.-Л. : Госэнергоиздат, 1961. – 732 с.
14. Ахметов Н. С. Общая и неорганическая химия / Ахметов Н. С. – М. : Высшая школа, 1998. – 743 с.
15. Полинг Л. Химия / Полинг Л., Полинг П. – М. : Мир, 1978. – 683 с.

Одержано 17.06.2009

I. F. Chervony, O. V. Panchenko, L. V. Osipova

IMPURITIES INTERACTION IN SILICON MONOCRYSTALS

Були розраховані сили взаємодії для деяких пар іонів у монокристалічному кремнії, спираючись на закон Кулона. Надана оцінка енергій зв'язку Si-O, Si-B, B-O (для одинарного зв'язку). Надані результати аналізу взаємодії іонів між собою у середовищі вакууму та аргону, а також у середовищі кремнію. Наведені розрахунки потрібні для детального вивчення комплексоутворення домішок та їх поведінки у монокристалах кремнію.

Ключові слова: монокристал кремнію, взаємодія, закон Кулона, домішка, комплекс, іон, енергія зв'язку.

The forces for some pairs of ions in monocrystal silicon were calculated on the base of Coulomb's law. An analytic estimation of energy binding of Si-O, Si-B, B-O for single bind is given. The analysis of ions interaction among themselves in the environment of vacuum and argon, and also in the environment of the fused silicon is done.

Key words: monocrystal silicon, interaction, Coulomb's law, impurity, complex, ion, energy binding.

АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЙ ПАРАМЕТРОВ ЖИДКИХ СРЕД ПРИ ФОРМИРОВАНИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ГИДРОСТАТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Проведен количественный и качественный анализ изменения модуля упругости (E) и коэффициента Пуассона (ν) от давления. Предложен способ определения и выявлен характер изменения модуля упругости жидкостей и металлических тел от величины давления. Предложена методика определения потенциальной энергии как жидкости, так и металлических тел от величины давления, дан количественный и качественный анализ энергетических составляющих жидкости и металлических тел в процессах ВГД.

Ключевые слова: гидростатическая обработка, камера высокого давления, объемное сжатие, энергия сжатия, упрочнение, модуль упругости.

Введение

Выполненные Бриджменом систематические исследования поведения твердых тел под высоким давлением способствовали началу интенсивного изучения и практического использования новых технологических процессов. Сегодня имеются обширные экспериментальные данные о влиянии высокого давления на механические свойства в зависимости от природы вещества, его строения, фазового и структурного состояний [1].

Получение композиционных материалов методом пропитки под высоким давлением пористых оснований различными по физическим свойствам инфильтратами – одно из направлений использования высоких давлений на практике. Совместно с пропиткой под высоким давлением пористые металлические основания в зависимости от величины гидростатического давления будут претерпевать структурные изменения (упрочняться). Вопросы влияния высокого гидростатического давления как на физические и прочностные свойства пористых металлических оснований, так и на свойства жидкостей на сегодняшний день мало изучены и требуют дальнейших исследований, как и определение энергосиловых параметров самих процессов обработки.

Анализ достижений

Технология пропитки различных пористых материалов вязкими средами под высоким давлением рассмотрена автором в ряде работ [2, 3]. В них дана математическая модель пропитки с учетом изменения физических свойств текучих сред (вязкости, плотности, сжимаемости) от величины давления (до 1 ГПа) в гидростате. Рассмотрены и проанализированы основные технологические параметры процесса пропитки с учетом неразрушаемости пористых оснований (скорость подъема давления, время выдержки под максималь-

ным давлением и скорость сброса давления в гидростате). В этой работе будут рассматриваться вопросы, связанные с изменением физических и прочностных характеристик пористых металлических основ в технологиях их гидростатической обработки вязкими средами под высоким давлением.

Свойства дефектов строения металлов являются функциями *высокого гидростатического давления* (ВГД), т.е. размножение, миграция точечных дефектов и т. д. В результате скачков модулей упругости (E) по границам раздела зерен ВГД приводит к возникновению касательных напряжений, которые с некоторого давления $P \geq P_{кр}$ будут вызывать генерацию новых дислокаций, движимых стремлением системы к понижению ее энергии путем релаксации напряжений [4].

Учет гидростатического давления сводится к перенормировке модулей упругости и замене геометрических параметров дефектов их значениями в гидростатически сжатых кристаллах (ГСК). Это позволяет использовать результаты линейной теории упругости с дефектами при соответствующей замене модулей упругости их перенормированными значениями [5].

Поэтому в данной работе будут рассмотрены вопросы, связанные с изменением физических характеристик (модуль Юнга, коэффициент Пуассона, объемный модуль сжимаемости) металлических пористых основ при обработке жидкими средами под высоким давлением, а также энергосиловые параметры самих процессов гидростатики.

Постановка задачи

Как известно, сжимаемость различных материалов (металлы, жидкие среды, сплавы и др.) исследовалась Бриджменом [6]. Изменение объема исследуемых материалов от величины всестороннего давления он выразил зависимостью

$$-\Delta V/V = aP - bP^2, \quad (1)$$

где $\Delta V/V$ – изменение объема тела, знак «-» соответствует уменьшению объема;

P – гидростатическое давление (МПа);

a и b – экспериментальные постоянные исследуемого материала.

Н. Н. Малинин [7] дает сравнительный анализ процентного отклонения значений сжимаемости материалов по Бриджмену (1) и теоретическому объемному модулю (K)

$$-\frac{\Delta V}{V} = \frac{P}{K} = \frac{3P(1-2\nu)}{E} = 3\varepsilon, \quad (2)$$

где K – объемный модуль упругости (МПа);

ν – коэффициент Пуассона;

E – модуль упругости (МПа);

ε – относительная деформация.

Погрешность в определении $\Delta V/V$ для металлов по Н. Н. Малинину формуле 2 не превышает 10 % по сравнению с точными значениями по Бриджмену (1). Из работ [8] следует, что при гидростатическом давлении 1 ГПа у металлов (железо, медь, никель) объемная деформация будет в пределах 1 %, для алюминия – 1,3 %, свинца – 22 %.

Технология пропитки под высоким давлением пористых металлических оснований (изделий) обеспечивает сохранение их общей геометрии, но изменяет (уменьшает) внутренний объем за счет сжатия как внутрипоровых перегородок, так и самих частиц порошков, содержащих микропоры, газовые включения и др., что ведет к незначительному (до 3 % у меди при $P = 700$ МПа) увеличению пористости [9], а также прочности [10].

Напряжения, возникающие в теле от нагрузки, пропорциональны величине относительной деформации умноженной на модуль упругости, $\sigma = \varepsilon \cdot E$ или для гидростатического ($\sigma = P$) обжатия $P = \varepsilon \cdot E$, где σ – нормальное напряжение (МПа).

Принимая во внимание, что изменение модуля упругости тела (E) зависит от величины гидростатического давления (P), напряжения запишутся в виде

$$P = \varepsilon \cdot E^*, \quad (3)$$

где E^* – модуль упругости, зависящий от величины гидростатического давления (P).

Зависимость модуля упругости (E) от давления (P) в диапазоне до 500 МПа для алюминия, меди и стали 50 исследованы в работах [11, 12], точность измерений составляла 0,5 %. Данные представлены на графиках рис. 1.

Согласно данным работ [13], относительное изменение коэффициента Пуассона (ν) для металлов (Al, Cu, Ag, Ni, Pb, Co, Cd) в диапазоне гидростатического давления до 1 ГПа незначительно (0,3–0,4 %). Относительное изменение модуля упругости для этих же металлов составляет 4–7 %, что на порядок и более превышает изменение коэффициента Пуассона. Ввиду малых изменений коэффициента Пуассона (ν^*) (по сравнению с E^*), можно считать, что изменение объемного модуля сжатия металлов (K^*) пропорционально изменению линейного модуля (E^*), т.е., изменение коэффициента Пуассона (ν^*) – можно не учитывать, тогда: $K^* = E^*/3(1-2\nu)$.

Как видно из графиков (рис. 1), изменение модуля упругости (E^*) от величины давления носит линейный характер и, согласно зависимости $K^* = E^*/3(1-2\nu)$,

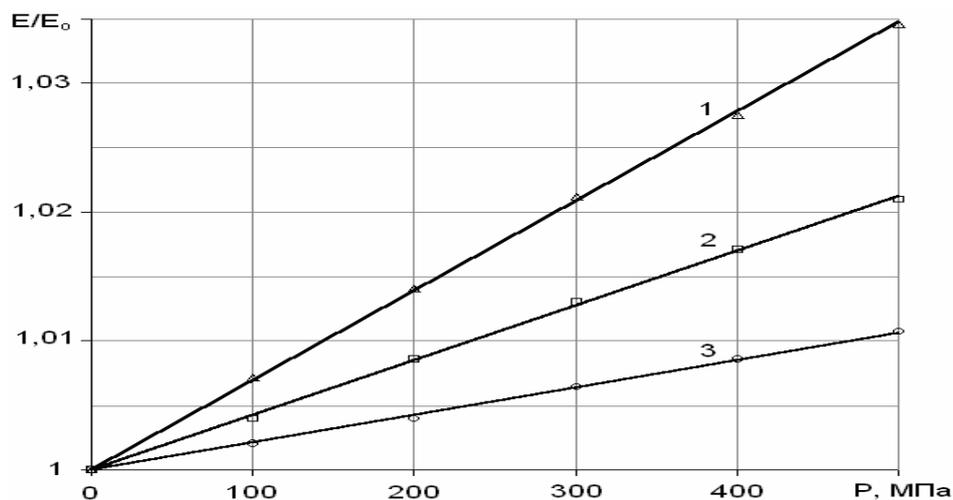


Рис. 1. Отношение переменного модуля упругости (E), зависящего от величины гидростатического сжатия, к его значению при атмосферном давлении (E_0):

1 – алюминия, 2 – меди, 3 – стали 50

изменение объемного модуля (K^*) от давления будет так же линейно.

Для меди с ростом гидростатического давления, начиная с ~ 200 МПа наблюдается увеличение прочности, что связано с микродеформационными процессами и их локализацией.

Упрочнение меди и ряда других металлов объясняется тем, что при определенных величинах гидростатического давления, вблизи микропор наблюдается одна система скольжения, а с ростом давления включаются и другие системы скольжения дислокаций. Взаимодействие дислокаций, принадлежащих различным плоскостям, должно приводить к образованию сидячих дислокаций Ломмера-Коттрелла и концентрироваться вблизи микропор и дефектов с количественным ростом их плотности [14].

Для металлов Al, Cu, Ag, Ni, Pb, Co, Cd и ряда других, интенсивный рост количества дислокаций и увеличение прочности начинается при давлениях $P \geq 200$ МПа, для обычных сталей – при $P \sim 500$ МПа [14]. Исходя из этих данных, можно утверждать, что процессы и технологии, основывающиеся на гидростатической обработке давлением 500 МПа и более, влияют как на структурные, так и на прочностные характеристики металлических пористых основ и поэтому при расчетах желательно пользоваться скорректированными значениями E^* .

Сжимаемость любых жидких сред (χ) есть величина, обратная их объемному модулю упругости (сжатия) E_L и определяется выражением [15]

$$\chi = \frac{1}{E_L} = \frac{1}{V} \cdot \frac{\Delta V}{\Delta P}. \quad (4)$$

Тогда объемный модуль упругости жидкой среды, в зависимости от величины давления P , определится как

$$E_L = V \cdot \frac{\Delta P}{\Delta V}. \quad (5)$$

Исходя из уравнения Тэйта [16],

$$\frac{\Delta V}{V} = a \cdot \ln \frac{b+P}{b}, \quad (6)$$

описывающего закон изменения объема сжимаемой жидкости от величины давления и используя значение коэффициента (χ) (4), определяем величину объемного модуля упругости сжимаемой жидкости (E_L) от величины давления (P)

$$E_L = \frac{(b+P) \left(1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right)}{a}, \quad (7)$$

где a и b – коэффициенты сжимаемости жидкости (Тэйта).

Изменения объемного модуля упругости от величины гидростатического давления ряда различных по физическим свойствам жидкостей представлены на графиках рис. 2.

Для многих жидкостей коэффициенты Тэйта определены и являются справочными данными [17].

Для полной оценки процессов гидростатической обработки необходимо определить в энергетических параметрах при сжатии жидкостей и металлических тел.

Полную энергию среды можно определить по величине работы, затраченной на ее сжатие в камере высокого давления. Полагаем, что сжатие жидкости выполняется линейно, т.е. усилие в гидростате при сжатии повышается от 0, до исследуемой величины (например до 1 МН) линейно. Тогда величина работы, затраченная на сжатие жидкости, будет определяться:

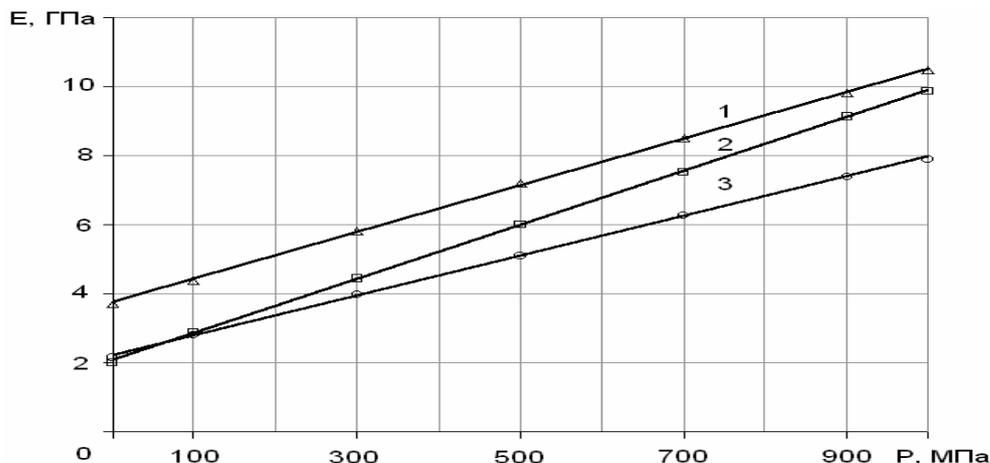


Рис. 2. Изменение объемного модуля упругости (E) жидкостей от величины давления (P) при их изостатическом сжатии:

1 – глицерин, 2 – трансформаторное масло, 3 – вода

$$A = \frac{F}{2} \cdot \Delta L = \frac{P}{2} \cdot \Delta V, \quad (8)$$

где A – работа, затрачиваемая на изменение объема сжимаемой жидкости (Дж);

F – усилие гидростата (МН);

ΔL – изменение высоты жидкости в камере гидростата от приложенной силы F (м);

P – давление жидкости в гидростате (МПа);

ΔV – величина изменения объема жидкости в гидростате от приложенного давления P (м³).

Подставляя в выражение (8) значение $\Delta V = \Delta P \cdot V / E_L$ из (5) и учитывая, что при замерах сжимаемости (χ) ΔP принимает конкретные значения давления жидкости в гидростате (P), то работа, а следовательно, и внутренняя энергия, затраченная на изменение объема жидкости, будет определяться:

$$A = U_L = \frac{P^2}{2E_L} \cdot V_L, \quad (9)$$

где U_L – потенциальная энергия жидкости (Дж);

V_L – объем жидкости в гидростате (м³).

Аналогичное уравнение по определению потенциальной энергии гидростатически сжатой воды приводится в работе [18].

Величина работы (энергии), затрачиваемой на изменение (уменьшение) объема сжимаемой жидкости от давления, с учетом изменяющегося объемного модуля упругости (7) будет определяться зависимостью:

$$A = U_L = \frac{P^2 \cdot a}{2(b+P) \left(1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right)} \cdot V_L. \quad (10)$$

Полная энергия твердого тела как в упругой, так и в пластической зонах определяется [19]

$$U_T = \frac{1}{2E_T} [\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\nu(\sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1 + \sigma_1\sigma_2)] \cdot V_T, \quad (11)$$

где E_T – модуль упругости твердого тела (металлического образца), МПа;

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные нормальные напряжения, МПа;

V_T – объем твердого тела.

При гидростатическом сжатии полная энергия сжимаемого твердого тела с учетом гидростатики ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 = P$), запишется

$$U_T = \frac{3P^2(1-2\nu)}{2E_T} \cdot V_T. \quad (12)$$

В деформационной теории пластичности при воз-

растающих напряжениях поведение материала в области пластических деформаций принципиально не отличается от его упругого поведения, т. е. величины напряжений и деформаций связаны между собой однозначными зависимостями, однако модуль упругости (E) и коэффициент Пуассона (ν) уже не являются постоянными величинами и их заменяют на пластический модуль упругости (E^*) и пластический коэффициент Пуассона (ν^*), которые зависят от степени деформирования, т. е. величины гидростатического давления (P) [19].

Изменение $E^* = f(P)$, как отмечалось выше, носит линейный характер и его можно для металлов выразить зависимостью

$$E^* = E_0(1+kP), \quad (13)$$

где k – экспериментальный коэффициент изменения модуля упругости при всестороннем сжатии (рис. 1, для меди $k = 0,0417$ ГПа⁻¹, график 2).

Тогда изменение модуля объемной деформации определится так

$$K^* = \frac{E_0(1+kP)}{3(1-2\nu)}. \quad (14)$$

Общее уравнение энергии, затрачиваемой на процесс гидростатической обработки (пропитки с упрочнением) пористых металлических оснований будет складываться из энергии сжимаемой (пропитывающей) среды – U_L (10) и энергии на сжатие пористого металлического основания – U_T (12) и определяться как:

$$U_0 = \frac{P^2 \cdot a}{2(b+P) \left(1 - a \cdot \ln \frac{b+P}{b} \right)} \cdot V_L + \frac{3P^2(1-2\nu)}{2E_0(1+kP)} \cdot V_T. \quad (15)$$

Изменение объема гидростатически сжимаемого металла можно определить двумя методами:

1 – из имеющихся значений коэффициентов изменения модуля упругости при всестороннем сжатии (k);

Учитывая, что при гидростатическом сжатии металлов – $\Delta V/V = 3\varepsilon$, можно записать

$$\varepsilon = \frac{P(1-2\nu)}{E^*}. \quad (16)$$

Тогда

$$\Delta V_T = V_0 \cdot \frac{3P(1-2\nu)}{E^*} \quad \text{или} \quad \Delta V_T = V_0 \cdot \frac{3P(1-2\nu)}{E_0(1+kP)}. \quad (17)$$

2 – из (1): $\Delta V_T = V_0 \cdot (aP - bP^2)$ – Бриджмена.

В целях проведения энергетического анализа между гидростатически сжатыми жидкостью и твердым телом, определим изменение объема твердого тела от величины давления $\Delta V = f(P)$. Для этого можно использовать уравнения (17) или (1). Воспользуемся двухпараметрическим уравнением Бриджмена (1) как наиболее точным и для которого определены коэффициенты a и b многих металлов и ряда сплавов. Коэффициенты сжимаемости a и b – для меди и других металлов даны в табл. 1 [7] при давлении до 1 ГПа.

Таблица 1 – Физические характеристики сжимаемости ряда металлов по Бриджмену

Металл	$a \cdot 10^{-7}$, (МПа ⁻¹)	$b \cdot 10^{-12}$, (МПа ⁻²)	$E \cdot 10^5$, (МПа)	ν
Железо	5,83	0,8	2,0	0,3
Медь	7,16	1,04	1,12	0,32
Алюминий	13,4	3,44	0,72	0,33
Никель	5,26	0,54	2,1	0,33
Свинец	23,7	15,7	0,17	0,42

Как было указано выше, изменение объема ряда металлов составляет ~ 1 % на 1 ГПа гидростатического давления, т. е. на каждые 100 МПа приходится 0,1 % изменения объема.

На примере медной цилиндрической заготовки объемом 10^{-4} м³ определимся в энергетических затратах на ее сжатие и упрочнение давлением 100÷500 МПа. Используемая «рабочая жидкость» – глицерин.

Технические характеристики меди: модуль упругости $E_0 = 112$ ГПа, модуль сдвига $G = 42$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0,32$, предел текучести $\sigma_m = 70$ МПа.

Физические характеристики глицерина [17]: начальная вязкость $\mu_0 = 1,48$ Па·с; коэффициенты сжимаемости (Тэйта) $a = 0,117$ и $b = 425$ МПа; пьезокоэффициент вязкости $C = 0,58 \cdot 10^{-2}$ МПа⁻¹.

Для сравнения энергетических данных по металлу (меди) и сжимаемой жидкости (глицерина) полагаем, что их начальные объемы равны $V_L = V_T = 10^{-4}$ м³.

Данные по энергетическим составляющим 100÷500 МПа заносим в таблицу 2.

Анализ результатов данных таблицы 2 позволяет

Таблица 2 – Энергетические характеристики жидкости и металла при различных давлениях гидростатического обжатия

Гидростат. давление (МПа)	Жидкость		Металл		Суммарная потенциал. энергия (U_0), Дж
	Изменен. объема (ΔV), %	Энергия сжатия (U_L), Дж	Изменен. объема (ΔV) 10^{-2} , %	Энергия сжатия (U_T) 10^{-3} , Дж	
100	2,47	2,82	7,16	0,34	2,82
200	4,51	17,7	14,3	2,73	17,7
300	6,25	48,4	21,5	9,22	48,4
400	7,76	95,5	28,6	21,7	95,5
500	9,1	158,3	36,0	42,5	158,3

сделать ряд выводов: 1 – при гидростатической обработке металлических (пористых) заготовок значительная часть энергии расходуется на сжатие «рабочей жидкости»; 2 – при суммарном изменении объема («рабочая жидкость» + металлическая заготовка) максимальное изменение объема приходится на жидкость; 3 – об общей энергетической составляющей процесса гидростатической обработки металлических заготовок можно судить по энергии, затрачиваемой на сжатие (изменение объема) «рабочей жидкости».

Следуя данным таблицы 2, можно заключить, что:

1. Для жидкостей – зависимость изменения объема от величины давления носит линейный характер, величину изменения энергии от давления можно аппроксимировать экспоненциальной зависимостью: $U_L = 1,75 \cdot e^{0,0097P}$, с достоверностью аппроксимации ($R = 0,93$).

2. Для металлов – зависимость изменения объема от величины давления – линейна, величина изменения энергии от давления аппроксимируется экспоненциальной зависимостью вида: $U_T = 0,178 \cdot e^{0,0117P}$, с достоверностью аппроксимации ($R = 0,95$).

При гидростатической обработке (пропитке под высоким давлением) пористых металлических тел различными жидкими инфильтратами, подход в определении энергетических составляющих процесса аналогичен вышеописанному, за исключением объема пористого тела, который определяется как разница объема монолита и объема пор, т. е., $V_P = V_M - V_{POR}$.

Исходя из вышесказанного, можно рекомендовать в процессах гидростатической обработки металлических (в том числе и пористых) заготовок, в целях оптимизации затрат энергии подбирать контейнеры высокого давления с «рабочей жидкостью», максимально соответствующие объему обрабатываемого изделия с поправкой на изменение объема самой жидкости от давления.

Общие выводы по работе

1. Дан как качественный, так и количественный анализ влияния модуля упругости E и коэффициента Пуассона ν под высоким гидростатическим давлением (ВГД) на структурные и прочностные характеристики металлических (пористых) оснований.

2. Определен характер зависимости от величины давления E^* , ν^* и K^* в процессах ВГД.

3. Предложен способ определения и выявлен характер изменения модуля упругости жидкостей от величины давления.

4. Предложена методика определения потенциальной энергии как жидкости, так и металлических тел от величины давления.

5. Дан количественный и качественный анализ потенциальной энергии как жидкости, так и металлических тел в процессах ВГД.

Перечень ссылок

1. В. А. Белошенко / Теория и практика гидроэкструзии // В. А. Белошенко, В. Н. Варюхин, В. З. Спусканюк. – К. : Наук. думка. – 2007. – 248 с.
2. Косинский В. В. Математическое обоснование влияния основных технологических факторов на процессы пропитки недеформируемых пористых оснований вязкими средами под высоким давлением / В. В. Косинский // Порошковая металлургия. – 2009. – № 1/2. – С. 18–28.
3. Косинский В. В. Определение пьезокоэффициента вязкости различных жидкостей и их смесей при высоких давлениях. Физика и техника высоких давлений : сб. науч. тр. НАНУ / Косинский В. В. – № 1. – Т. 18. – Донецк, 2008. – С. 93–100.
4. Влияние высоких давлений на вещество. Т. 1 / [под ред. ЧК АН УССР Пилянкевича А. Н.]. – К. : Наук. думка. – 1987. – 232 с.
5. Токий В. В. Влияние гидростатического давления на дислокации / В. В. Токий, В. И. Зайцев // Физика твердого тела. – 1973. – Т. 15. – С. 2460–2467.
6. Бриджмен П. В. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. – М. : ИЛ, 1955. – 98 с.
7. Малинин Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. – М. : Машиностроение, 1968. – 400 с.
8. Бриджмен П. В. Новейшие работы в области физики высоких давлений / Бриджмен П. В. – М., 1948. – 300 с.
9. Косинский В. В. Анализ поведения пористых металлических основ при изостатической обработке жидкостями высокого давления / Косинский В. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 76–84.
10. Петров Ф. И. Кинетика залечивания пор и упрочнение меди при всестороннем сжатии Петров Ф. И., Разуваева М. В. // Журнал технической физики. – 2002. – Т. 72, вып. 8. – С. 130–132.
11. Ехлаков А. Д. О влиянии давления на модуль Юнга некоторых металлов / Ехлаков А. Д., Гладковский В. А., Родионов К. П. // ФММ. – 1957. – вып. 3. – 70 с.
12. Ехлаков А. Д. Новый метод определения зависимости модуля Юнга твердых тел от давления / Ехлаков А. Д., Гладковский В. А. // ФММ. – 1959. VII, вып. 1. – С. 53–55.
13. Воронов Ф. Ф., Верещагин Л. Ф. Влияние гидростатического давления на упругие свойства металлов. I. Экспериментальные данные / Воронов Ф. Ф., Верещагин Л. Ф. // ФММ. – 1961. – № 3. – С. 15–17.
14. Залечивание микропор под действием гидростатического давления и упрочнение металлов / [Бетехтин В. И., Петров А. И., Орманов Н. К. и др.]. // ФММ. – 1989. – Т. 67, вып. 2. – С. 40–43.
15. Х. Кухлинг Справочник по физике / Х. Кухлинг ; под ред. Е. М. Лейкина. – М. : Мир, 1983. – 520 с.
16. Циклис Д. С. Техника физико-химических исследований при высоких и сверхвысоких давлениях / Циклис Д. С. – М. : Химия, 1976. – 432 с.
17. Исследования в области высоких давлений / [под ред. Золотых Е. В.]. – М. : Изд-во стандартов, 1987. – 304 с.
18. Процессы изостатического прессования / [под ред. П. Дж. Джеймса]. – М. : Металлургия, 1990. – 192 с.
19. Работнов Ю. Н. Сопrotивление материалов / Работнов Ю. Н. – М. : Изд-во физико-математической литературы, 1962. – 456 с.

Одержано 14.10.2009

V. V. Kosinskiy

THE ANALYSIS OF CHANGES OF LIQUID MEDIUM PARAMETERS OF POROUS METAL BODIES AT COMPOSITE FORMING BY HYDROSTATIC TREATMENT

Проведено кількісний і якісний аналіз зміни модуля пружності (E) і коефіцієнта Пуассона (ν) від тиску. Запропоновано спосіб визначення і виявленний характер зміни модуля пружності рідин і металевих основ від величини тиску. Запропоновано методіку визначення потенційної енергії, як рідини, так і металевих основ від величини тиску, даний кількісний і якісний аналіз енергетичних складових рідини і металевої основи в процесах ВГД.

Ключові слова: *гідростатична обробка, камера високого тиску, об'ємне стиснення, енергія стиснення, ущільнення, модуль пружності.*

The quantitative and qualitative analyses of elasticity modulus (E) variation and Poisson coefficient (ν) from pressure are done. The method of determination of elasticity modulus variation in liquids and metal bases from pressure value is given and its character is discovered. The method of potential energy determination both liquid and metal bases from pressure value is suggested. The quantitative and qualitative analyses of energy component of liquid and metal bases in HHP (High Hydrostatic Pressure) processes is given.

Key words: *hydrostatic treatment, high-pressure chamber, three-dimensional compression, pressure energy, hardening, modulus of elasticity.*

О КОАЛЕСЦЕНЦИИ ПОГРАНИЧНЫХ ВЫДЕЛЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Рассмотрено влияние морфологии и линейной плотности пограничных частиц на склонность их к коалесценции и сфероидизации.

Ключевые слова: граница, частицы выделений, линейная плотность, сфероидизация.

Введение

Как уже неоднократно отмечалось в литературе (см., например, [1, 2]), механические свойства гетерогенных металлических систем в значительной мере определяется морфологией выделений избыточных фаз на границах зерен. Особенно важное значение приобретает форма и характер распределения частиц пограничных фаз в жаропрочных сплавах, т.к. возможность снижения интенсивности процесса межзеренного проскальзывания, осуществления релаксации напряжений в приграничных зонах и локальной миграции граничных участков между частицами выделений (все это весьма существенно для предотвращения образования клиновидных трещин и последующего интеркристаллитного разрушения) прежде всего зависит от того, насколько благоприятны эти морфологические факторы.

Теперь уже общепризнано [3, 4], что с точки зрения предъявляемых практиками требований наиболее желательно иметь на границах зерен прерывистое (цепочечное) распределение частиц избыточной фазы; причем, форма самих частиц в каждой отдельной цепочке должна быть сфероидальной или в какой-то мере приближающейся к ней. Такой характер структурного состояния граничных зон может быть обеспечен путем дробления, сфероидизации и коалесценции межзеренных прожилок выделений («обрывков» или полных сегментов первоначально сформировавшейся пограничной сетки), если не существует ограничений термодинамического плана для реализации всех этих изменений.

Направленная термообработка сплавов как раз и позволяет решить задачу установления цепочечных форм избыточных выделений с заданным значением межчастичного расстояния в каждой отдельной цепочке. Однако, при разработке технологических режимов для получения оптимального структурного состояния границ зерен необходимо учитывать такой важный фактор, как склонность пограничных фаз к коалесценции (без этого невозможно добиться требуемого межчастичного расстояния в цепочках выделений), а так-

же связь этого фактора с геометрией равновесных (по форме) частиц выделений.

Теоретическая модель

Определим склонность к коалесценции отношением [5]

$$\eta = \frac{\sum_i^n \gamma_i^{(1)}}{\gamma^{(2)}}, \quad (1)$$

где $\frac{\sum_i^n \gamma_i^{(1)}}{\gamma^{(2)}}$ – суммарная межфазная энергия цепочки

из n равных частиц (например, число частиц, приходящееся на единицу длины граничного сегмента), коалесцирующих за определенное время в одну частицу; $\gamma^{(2)}$ – сумма межфазной энергии всей поверхности этой частицы и межзеренной поверхности, освобожденной частицами в результате их объединения в одну частицу при сохранении прежнего объема.

Безразмерный параметр η , характеризующий собой интенсивность снижения суммарной поверхностной энергии в процессе коалесценции, при таком определении будет зависеть лишь от величины двугранного угла θ (в стыке зерна выделения с двумя зернами матричной фазы) и «густоты» первоначальной цепочки (с этой густотой как раз и коррелирует параметр n).

Аналитическая оценка η для разнотипных пограничных цепочек, состоящих из одинаковых (по форме и размеру) частиц выделений, весьма желательна, т.к. на основании вида рабочих соотношений можно получить конкретную информацию о склонности пограничных выделений к диффузионной коалесценции.

Расчет выбранного специального параметра (фактора) коалесценции для различных геометрических моделей выделений (по характеру нормального сечения отдельной частицы) дает для линзовидных частиц (рис. 1) следующее выражение [4]:

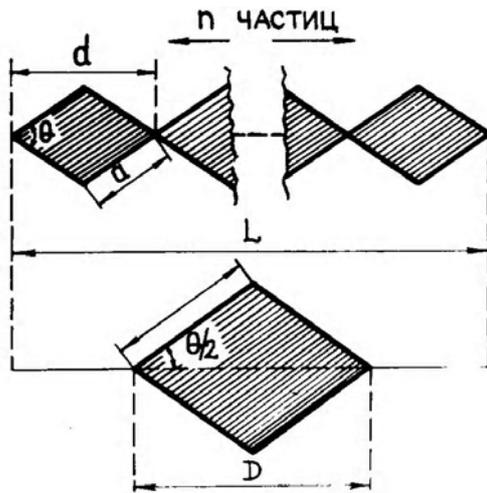


Рис. 1. Цепочка сечений (схема) частиц пограничных выделений избыточной фазы, коалесцирующих в одну крупную частицу (случай линзовидных сечений)

$$\eta(\theta, n) = \frac{\theta}{\sin \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(\theta - \sin \theta)} \quad (2)$$

Эта зависимость достаточно корректна и получена на основании соображений, приведенных ниже.

Пусть в соответствии с реальной структурной картиной первоначальная пленка пограничного выделения (например вторичной карбидной фазы) определенной толщины с межфазной энергией $\gamma^{\alpha\beta}$ (α – матрица, β – фаза выделения). В процессе стабилизирующего отжига эта пленка сначала дифференцируется на соприкасающиеся и равные по площади «линзовидного» сечения и длине цилиндрические блоки (рис. 1) с двугранным углом взаимного контакта, равным θ . Этот угол в процессе последующей коалесценции сохраняет свое установившееся значение и определяется из соотношения $\gamma^{\alpha\alpha} = 2\gamma^{\alpha\beta} \cdot \cos(\theta/2)$, в котором $\gamma^{\alpha\alpha}$ (межзеренная энергия матричной фазы) и $\gamma^{\alpha\beta}$ являются термодинамическими константами нашей модели (здесь принимается, что возможная угловая анизотропия $\gamma^{\alpha\beta}$ вследствие эффекта кристаллогеометрической связи фаз является несущественной). Тогда

$$\eta(\theta, n) = \frac{2\theta r n \gamma^{\alpha\beta} \cdot l}{2\theta R \gamma^{\alpha\beta} l + 2(L - D) \gamma^{\alpha\beta} \cos \frac{\theta}{2}} \quad (2a)$$

где l – длина отдельного цилиндра. Второе слагаемое знаменателя дроби как раз и характеризует межзеренную энергию освободившейся площади матрицы в результате коалесценции n равных контактирующих

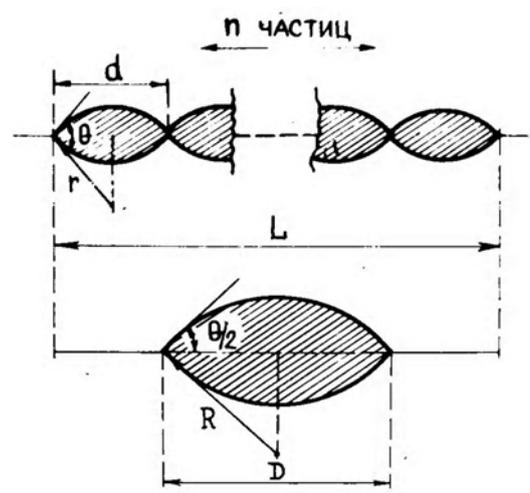


Рис. 2. Цепочка сечений (схема) частиц пограничных выделений избыточной фазы, коалесцирующих в одну крупную частицу (случай ромбовидных сечений)

частиц в одну частицу (рис. 1).

После сокращения ряда членов равенства $2a$ получаем более простое выражение

$$\eta(\theta, n) = \frac{\theta r n}{\theta R + (L - D) \cos \frac{\theta}{2}} \quad (2б)$$

Далее, согласно рис. 1, $d = 2r \sin \frac{\theta}{2}$; $D = 2R \sin \frac{\theta}{2}$;

$$S_n^r = r^2 (\theta - \sin \theta); \quad S_n^R = R^2 (\theta - \sin \theta) = n S_n^r;$$

$$D/L = \frac{R}{nr} = \frac{1}{\sqrt{n}}; \quad \frac{D}{nd} = \frac{R}{nr} = \frac{1}{n} \cdot \sqrt{\frac{S_n^R}{S_n^r}} = \frac{1}{n} \sqrt{n} = \frac{1}{\sqrt{n}}$$

(здесь S_n^r и S_n^R – начальные и конечные значения площадей поперечного сечения линзоподобных частиц). После соответствующих подстановок этих соотношений в выражение (2б) окончательно получаем формулу (2).

В случае цепочки выделений ромбовидной формы (рис. 2, а) с использованием работ [6, 7] можно записать

$$\eta = \frac{\frac{L}{\cos \frac{\theta}{2}} \cdot \gamma^{\alpha\beta}}{\frac{D}{\cos \frac{\theta}{2}} \cdot \gamma^{\alpha\beta} + (L - D) \left(\cos \frac{\theta}{2} - \sin \frac{\theta}{2} \operatorname{tg} \frac{\theta}{2} \right) \gamma^{\alpha\beta}} = \frac{L}{L - 2(L - D) \sin^2 \frac{\theta}{2}}$$

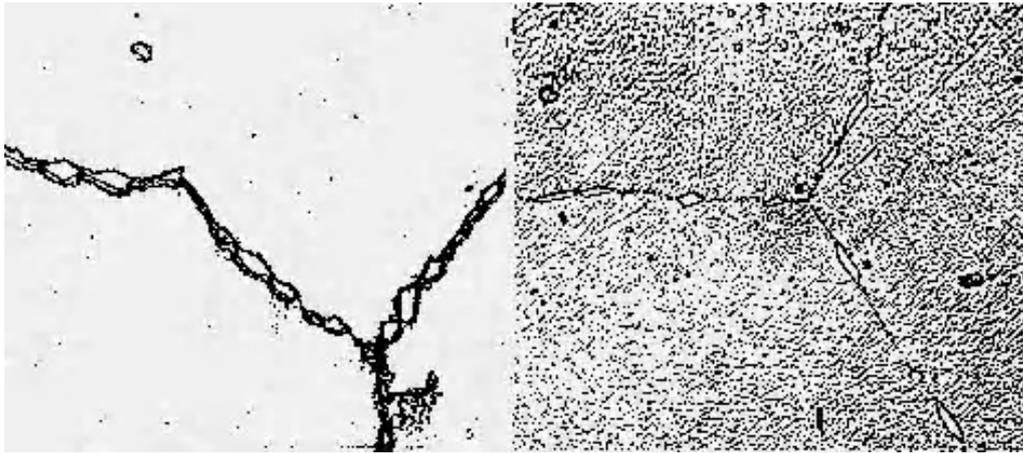


Рис. 2а. Цепочки ромбовидных карбидных частиц в сплаве типа фехраль [6]

и, поскольку a (или A) = d (или D) / $2 \cos \frac{\theta}{2}$ и $D/L = \frac{1}{\sqrt{n}}$, далее после соответствующих преобразований окончательно получаем зависимость в виде функции двух параметров: θ и n .

Далее, если цепочка выделений представлена частицами ромбовидной формы, то в соответствии с рис. 2 можно записать

$$\eta(\theta, n) = \frac{1}{1 - 2 \left(1 - \frac{1}{\sqrt{n}}\right) \sin^2 \frac{\theta}{2}} \quad (3)$$

Как следует из графиков зависимостей (2) и (3), представленных на рис. 3, а и 3, б, η круто увеличивается с ростом n для любых по форме частиц (у ромбовидных частиц склонность к коалесценции при этом

выше). Для ромбовидных частиц параметр η крайне чувствителен еще и к изменению двугранного угла θ , т.е. склонность к коалесценции таких частиц в значительной мере будет зависеть от соотношения между зернограничной ($\gamma^{\alpha\alpha}$) и межфазной ($\gamma^{\alpha\beta}$) удельными

энергиями ($\frac{\gamma^{\alpha\alpha}}{\gamma^{\alpha\beta}} = \frac{1}{2} \frac{1}{\cos \frac{\theta}{2}}$ (линзовидная форма час-

тиц) и ($\frac{\gamma^{\alpha\alpha}}{\gamma^{\alpha\beta}} = \frac{1}{2} \frac{1}{\left(\cos \frac{\theta}{2} - \sin \frac{\theta}{2} \operatorname{tg} \frac{\theta}{2}\right)}$ (ромбовидная

форма частиц (рис. 2, а)) [5, 6].

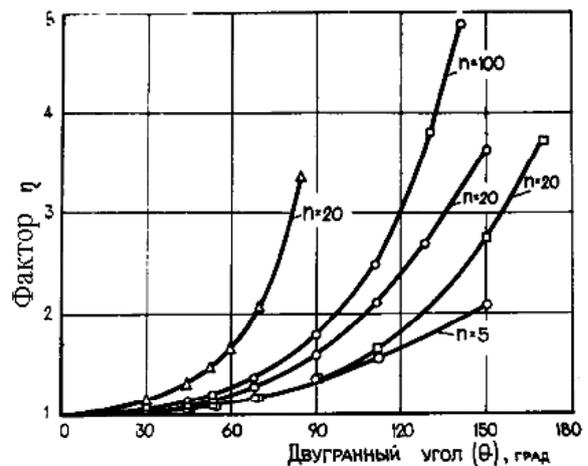
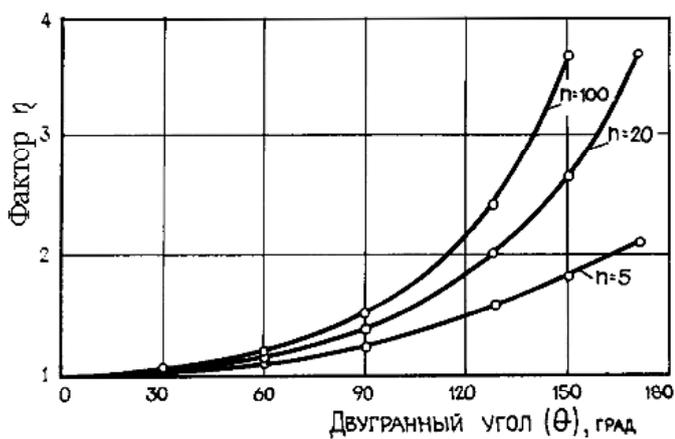


Рис. 3. Зависимость критерия η от двугранного угла θ и числа частиц (n), коалесцирующих в одну частицу:

а – расчет по соотношению 2; б – расчет по соотношению 3 (○), 2 (□) и с учетом «сглаженности» контура коалесцирующих частиц 4 (Δ)

При малых значениях двугранного угла θ формулу (3) можно несколько упростить

$$\eta(\theta, n) \cong \frac{1}{1 - \left(1 - \frac{1}{\sqrt{n}}\right) \sin^2 \frac{\theta}{2}}. \quad (4)$$

По-видимому, это соотношение хорошо работает также при средних (и даже больших) значениях угла θ , поскольку в результате эффекта «сглаживания» кон-

тура сечения частицы выделения член $\sin \frac{\theta^*}{2} \cdot \operatorname{tg} \frac{\theta^*}{2}$

(при этом $\theta^* \neq \theta$) должен продолжать оставаться малым. В этом случае θ^* уже является не реальным двугранным углом контакта, а лишь некоторой эффективной характеристикой, равной одному из промежуточных значений θ в интервале малых двугранных углов стыка двух зерен матрицы с зерном выделения (например в интервале $0 \dots 30^\circ$).

В контексте данного рассмотрения определенный интерес представляет анализ предельных ситуаций. Так, независимо от формы частиц выделений избыточной фазы, при $\theta \rightarrow 0$ параметр η устремляется к единице (например

$$\begin{aligned} \eta(\theta, n) &= \lim_{\theta \rightarrow 0} \frac{\theta}{\sin \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(\theta - \sin \theta)} = \\ &= \lim_{\theta \rightarrow 0} \frac{1}{\sin \theta / \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(1 - \sin \theta / \theta)} = 1. \end{aligned}$$

В этом случае коалесценция отсутствует. При $\theta = 180^\circ$ или $\theta = 90^\circ$ (для чистого ромба в сечении частицы), наоборот, склонность к коалесценции максимальна и будет определяться величиной параметра $n(\eta = \sqrt{n})$. Действительно, в этих случаях имеем

$$\eta(\pi, n) = \lim_{\theta \rightarrow \pi} \frac{\theta}{\sin \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(\theta - \sin \theta)} = \frac{\pi}{\sqrt{\frac{1}{n}} \cdot \pi} = \sqrt{n}.$$

и

$$\begin{aligned} \eta\left(\frac{\pi}{2}, n\right) &= \lim_{\theta \rightarrow \frac{\pi}{2}} \frac{1}{1 - 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \cdot \left(1 - \frac{1}{\sqrt{n}}\right)} = \\ &= \frac{1}{1 - 2 \left(\frac{\sqrt{2}}{2}\right)^2 \left(1 - \frac{1}{\sqrt{n}}\right)} = \sqrt{n}. \end{aligned}$$

Практическое использование модельных представлений

Исходя из графиков, приведенных на рис. 3, можно всегда путем микролегирования сплавов лантанидами, бором и некоторыми другими элементами [4], «подобрать» допустимый двугранный угол контакта выделения с двумя смежными зернами матрицы (θ) и обеспечить тем самым достижение желательного межпластиночного расстояния в процессе коалесценции пограничных выделений с сохранением двугранного угла θ . Для этого в каждом случае проводили специальные отжиги экспериментальных образцов жаропрочных материалов (вместе с образцами-свидетелями).

В результате проведенных исследований была осуществлена структурная оптимизация ряда авиационных жаропрочных сплавов типа ЖС (ЖСЗЛС, ЖС6К и др.) за счет уточнения химического состава (путем микролегирования добавками лантана, церия, иттрия, бора и др.) с использованием эффекта влияния этих горофильных микродобавок на пограничную свободную энергию [5]. В процессе высокотемпературной стабилизации специальных образцов жаропрочных сплавов (1000°C 4...6 часов выдержки) под влиянием определенных количеств соответствующих микродобавок происходила дифференциация первоначальных сеточных выделений карбидов на межзеренных границах, сопровождающаяся сфероидизацией частиц с установлением определенных межчастичных расстояний (рис. 4).

Последующая проверка жаропрочности (время до разрушения) и ударной вязкости специальных образцов позволила определиться с количествами вводимых в расплав микродобавок лантанидов ($\sim 0,05\text{--}0,08\%$, масс.), обеспечивающих получение наилучших технологических параметров.

Зависимость свойств от строго определенного количества поверхностно-активной микродобавки иллюстрируют графики, приведенные на рис. 5. Как показывают эти зависимости, количество того или иного горофильного лантонида должно быть таким, чтобы только обеспечить достижение необходимых морфологических параметров пограничных выделений, не допуская при этом изменения физико-химических характеристик самих границ раздела (это, как показывают те же графики, может привести к снижению свойств из-за эффекта «передозировки» границ вводимыми элементами).

На основании проведенных исследований в условиях предприятия «Мотор Сич» был оптимизирован состав ряда жаропрочных сплавов, предназначенных для рабочих лопаток горячего тракта газотурбинных двигателей (например состав сплава ЖСЗЛС для двигателя ДЗ6 (поставляемого заводом для авиалайнеров Як-42)).

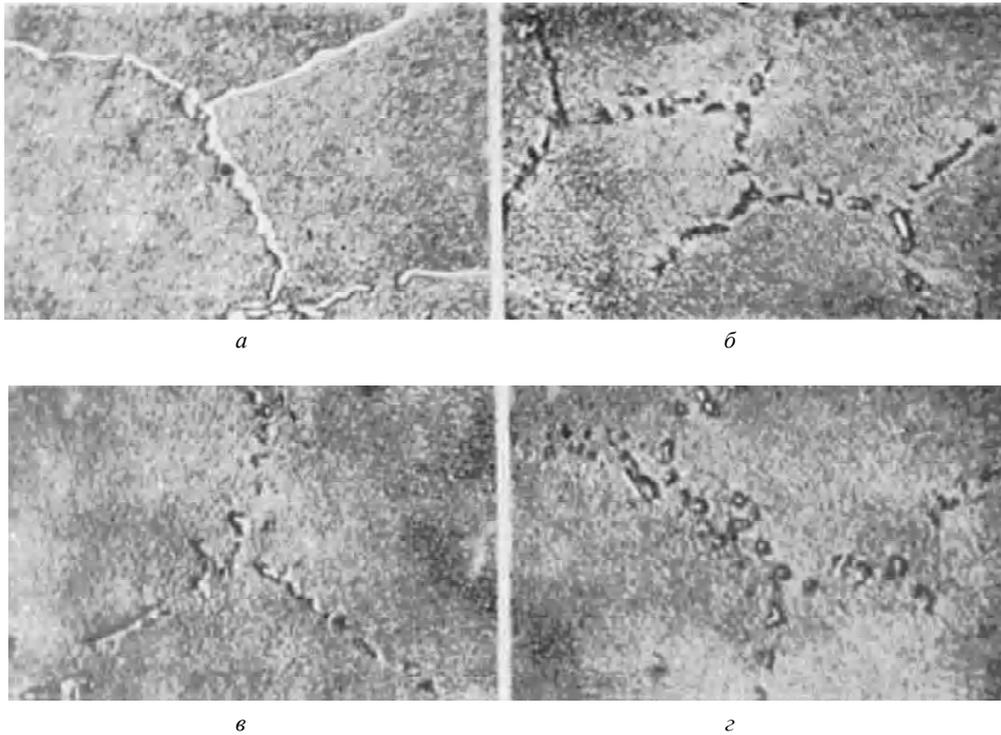


Рис. 4. Пограничные выделения карбидов в никелевом сплаве (ЖСЗЛС), микролегированном церием: а – 0,002 % (масс.) церия; б – 0,050 % (масс.) церия; в – 0,100 % (масс.) церия; г – 0,200 % (масс.) церия. ($\times 1150$)

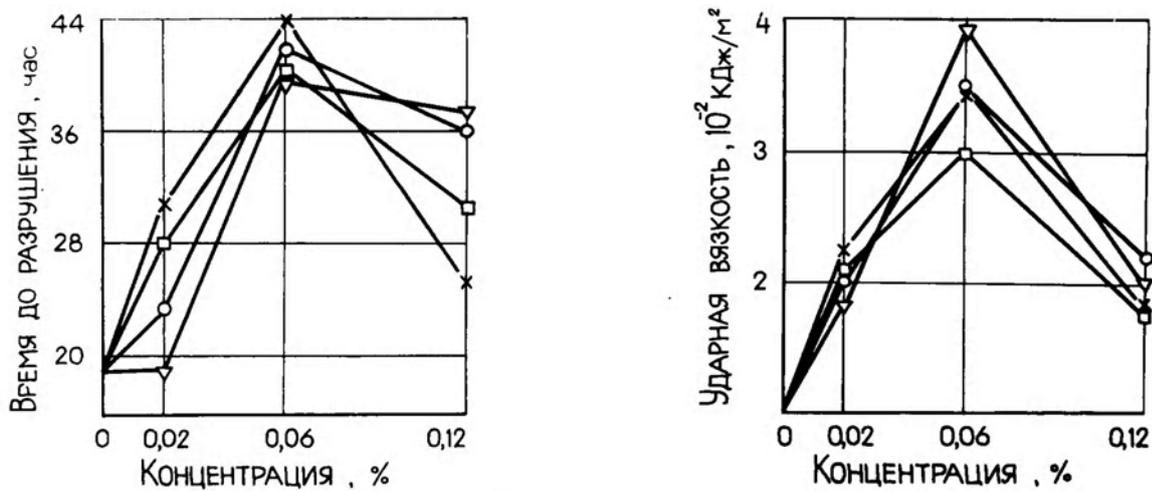


Рис. 5. Влияние микролегирования лантанидами на свойства жаропрочного сплава (типа ЖС6К) [2]:

▽ – Pr; ○ – Nd; □ – La; x – Ce

В последние годы кафедрой физического материаловедения ЗНТУ совместно с рядом организаций Украины и России была разработана целая группа жаропрочных никелевых сплавов, стойких к сульфидной коррозии (ЧС70ВИ, ЗМИ-3, ЗМИ-11, ЧС91ВИ и др. [8]) и содержащих такие микролегирующие добавки, как церий, лантан, иттрий и некоторые другие, вводимые с целью дробления и последующей сфероидиза-

ции пограничных карбидов MC и $M_{23}C_6$ (все эти сплавы содержали от 0,05 до 0,15 % масс. углерода).

Описанная выше процедура облагораживания границ зерен за счет коалесценции пограничных карбидов и для указанных выше сплавов оказалась достаточно эффективным технологическим приемом с точки зрения увеличения, прежде всего, их длительной прочности.

Вывод

Приведенная выше теоретическая информация позволяет на основании учета типичной формы частиц карбидной или какой-либо другой фазы правильно спрогнозировать технологию стабилизирующей термообработки жаропрочных сплавов для получения оптимального структурного состояния границ зерен (как результат осуществления процесса необходимой коалесценции пограничных выделений), а следовательно, и повышения жаропрочных свойств (и прежде всего длительной прочности).

Перечень ссылок

1. Ольшанецкий В. Е. О сфероидизации пограничных прослоек карбидной фазы в инструментальных сталях / Ольшанецкий В. Е. // Производство и исследование быстрорежущих и штамповых сталей. – М. : Металлургия, 1970. – С. 139–144.
2. Ольшанецкий В. Е. Влияние поперечно-активных элементов на структуру границ зерен и свойства металлических сплавов / Ольшанецкий В. Е., Коваль А. Д. // ФХММ. – 1972. – № 4. – С. 103–104.
3. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Симс Ч., Хагель В. – М. : Металлургия, 1976. – 567 с.
4. Ольшанецкий В. Е. Влияние адсорбционной активности легирующих элементов на характер распределения избыточных фаз по границам зерен сплавов с никелевой основой / Ольшанецкий В. Е., Натапов Б. С. // Свойства и применение жаропрочных сплавов. – 1966. – М. : «Наука». – С. 194–200.
5. Ольшанецкий В. Е. Разработка научных принципов управления структурно-энергетическим состоянием внутренних граничных зон с целью улучшения свойств и служебных характеристик металлических материалов: дисс. ... доктора техн. наук : 7.112.93 / Вадим Ефимович Ольшанецкий. – Д., Национальная металлургическая академия Украины, 1993. – 387 с.
6. Ольшанецкий В. Е. Об оценке средней относительной энергии в некоторых моделях пограничных выделений / Ольшанецкий В. Е. // Металлофизика, вып. 50. – К. : Наукова думка, 1974. – С. 89–94.
7. Ольшанецкий В. Е. Связь морфологии пограничных частиц с относительной межфазной энергией / Ольшанецкий В. Е. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. – № 1. – С. 8–15.
8. Коваль А. Д. Принципы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких к высокотемпературной коррозии / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Е. Л. Санчугов // МиТОМ, 2001. – № 10. – С. 5–9.

Одержано 11.01.2010

A. D. Koval, V. E. Olshanetskiy

ABOUT COALESCENCE OF BOUNDARY PARTICLES IN METALLIC ALLOYS

Розглянутий вплив морфології і лінійної густини пограничних частинок на схильність їх до коалесценції і сфероїдизації.

Ключові слова: межа, частинки виділень, лінійна густина, сфероїдизація.

Influence of morphology and linear density of boundary particles on inclination their to coalescence and spheroidizing is considered.

Key words: boundary, particles, linear density, spheroidizing.

УДК 669.245.018: 620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ТАНТАЛА В СПЛАВЕ ЗМИ-3У НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ОТДЕЛЬНЫХ ФАЗ УСКОРЕННОМУ КОРРОЗИОННОМУ ПРОНИКНОВЕНИЮ

Оценено влияние тантала в сплаве ЗМИ-3У на сопротивление отдельных фаз, выходящих на поверхность, ускоренному проникновению продуктов коррозии. Приведены результаты сравнительных коррозионных испытаний монокристаллических образцов модельных составов, содержащих тантал в исследованном диапазоне легирования, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала. По лучшим суммарным показателям сопротивления фаз ускоренному коррозионному проникновению оптимизировано содержание тантала в сплаве ЗМИ-3У.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав ЗМИ-3У, направленная (моно) кристаллизация, термическая обработка, фронт коррозии, коррозионное проникновение, локальное коррозионное разрушение, эвтектика, карбидная фаза.

Введение

На длительность начальной стадии коррозионного разъедания (инкубационного периода) и механизм последующего развития процессов высокотемпературной коррозии (ВТК) наиболее сильное влияние оказывают такие факторы, как химический состав сплава, состав коррозионной среды и температура. Внешняя поверхность металла является наиболее уязвимым участком образца или детали, а состояние поверхности, во многом, определяет структурную стабильность и поведение материала в условиях длительной эксплуатации. При этом, значительную роль в процессе окисдно-сульфидной коррозии жаропрочных никелевых сплавов играют отдельные фазы, имеющие выход на внешнюю поверхность, где при воздействии на них коррозионной среды, образуются язвы, вызывающие локальные и ускоренные темпы повреждения окисной пленки [1].

Имеются экспериментальные данные о склонности жаропрочных никелевых сплавов к язвенной коррозии, в зависимости от схемы легирования, оказывающей существенное влияние на сопротивление ускоренному коррозионному разрушению частиц карбидной фазы, выходящих на поверхность [2].

Практика показала, что локальное коррозионное разрушение (ЛКР) часто обусловлено наличием дендритной ликвации элементов, так как сплавы в литом состоянии неоднородны по составу. Месторасположение этих зон, где характерно формирование и развитие на поверхности локальных участков с более интенсивным и глубоким коррозионным проникновением, по отношению к основному фронту коррозии, потенциально связано с ликвацией тугоплавких элементов, в частности, вольфрама и молибдена [1, 2].

В работах [2, 3] было отмечено положительное влияние тантала в сплаве ЗМИ-3У на сопротивление карбидных частиц ускоренному коррозионному проникновению. Показано, что за счет ускорения проникающей диффузии, повышается чувствительность фаз к

локальному коррозионному повреждению, которая особенно проявляется при $t = 950$ °С. При этом, частицы карбидной фазы наиболее чувствительны к проникающему действию продуктов ВТК.

Методика проведения исследований

Основная задача – оценка влияния тантала в сплаве ЗМИ-3У, в исследуемом диапазоне легирования, на сопротивляемость отдельных фаз, выходящих на поверхность образцов, ускоренному проникновению продуктов коррозии с целью оптимизации его содержания по лучшему суммарному показателю сопротивляемости фаз.

Для этой цели на базе паспортной шихтовой заготовки сплава ЗМИ-3У отливались монокристаллические образцы модельных составов «1»–«5» с различным содержанием тантала с концентрационным шагом 1 % по массе в диапазоне от 1 до 5 % методом направленной (моно) кристаллизации на установке УВНК-8П в соответствии с серийной технологией, со скоростью перемещения формы $\bar{V} = 10$ мм/мин в жидкометаллическом кристаллизаторе (расплав алюминия). Заливка осуществлялась в специальные керамические формы с предварительно установленными внутри стартовыми кристаллами (затравками) из сплава бинарной системы Ni-W.

Химический анализ опытных плавок проводился стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689-73 и ОСТ 1.90127-85. Спектральный химический анализ проводился на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременного многоканального анализа). Химические составы опытных плавок приведены в таблице 1.

Сплав ЗМИ-3У без тантала (состав «0») соответствовал среднемарочному паспортному составу [4]. Каждый следующий по номеру опытный состав от «1» до «5» содержал тантала на 1 % по массе больше, чем предыдущий.

Литые заготовки монокристаллических образцов опытных составов проходили 100 % контроль макро-

Таблица 1 – Химический состав опытных плавок

№ состава	Содержание элементов, % (по массе)											
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	B	Y	La	Ni
0	0,08	13,3	3,3	4,8	0,8	7,2	5,0	–	0,009	0,03	0,01	Осн.
1	0,07	13,1	3,4	4,7	0,7	6,9	5,1	0,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
2	0,07	13,2	3,6	4,6	0,8	7,0	4,9	1,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
3	0,08	13,5	3,5	4,6	0,7	6,9	4,8	2,8	0,009	0,03	0,01	Осн.
4	0,06	13,0	3,6	4,4	0,7	7,2	5,0	3,9	0,008	0,03	0,01	Осн.
5	0,07	13,2	3,5	4,5	0,8	7,1	5,1	4,8	0,008	0,03	0,01	Осн.

структуры путем травления в растворе, содержащем хлорное железо (700–800 г), соляную кислоту (120–150 см³) и воду до 1 дм³, а также контроль кристаллографической ориентировки (КГО) на установке ДРОН-3М.

Контроль кристаллографической ориентации показал, что монокристаллические образцы всех опытных составов имели допустимое отклонение от основного направления [001] на угол не более, чем $\alpha \leq 10^\circ$.

На основании результатов, полученных методом дифференциального термического анализа (ДТА), литые заготовки образцов опытных составов термически обрабатывались в вакууме или нейтральной атмосфере, в соответствии с индивидуальными режимами. Первая ступень термической обработки (ТО), высокотемпературная гомогенизация ($t_{ГОМ}^I$), для каждого опытного состава назначалась индивидуально, внутри интервала между температурами эвтектических превращений ($t_{ЭВТ}$) и конца ($t_{КР}^{эв}$) растворения γ' -фазы, по формуле: $t_{ГОМ}^I = t_{КР}^{эв} + 15^\circ\text{C}$. Вторая ступень термообработки, низкотемпературная гомогенизация ($t_{ГОМ}^{II}$), всем опытным составам была проведена при одинаковой температуре $t_{ГОМ}^{II} = 1050^\circ\text{C}$, с учетом технологической температуры нанесения защитного покрытия [5]. Для сплава ЗМИ-3У (состав «0») термическая обработка проводилась в соответствии с паспортным режимом [4]. В дальнейшем коррозионные испытания образцов опытных составов, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У, проводились после термообработки.

Для коррозионных испытаний использовались стандартные цилиндрические образцы (диаметр $\varnothing 10$ мм, длина $l = 12$ мм). Сравнительные коррозионные испытания проводились на определение суммарного сопротивления отдельных фаз, выходящих на поверхность образцов, локальному коррозионному разрушению (ЛКР).

На поверхность образцов опытных составов на-

носился расплав сульфата натрия Na_2SO_4 в количестве 0,5 мг/см². Затем образцы помещались в печь и выдерживались при температуре 950 °С в течение 50 часов на платформе из огнеупорного материала, в воздушной атмосфере [2, 6, 7]. Сопротивление отдельных фаз, выходящих на поверхность образца, оценивалось суммарно: по количеству поврежденных зон и типу локального ускоренного проникновения продуктов коррозии.

Исследование микроструктуры монокристаллических образцов опытных составов проводилось на травленных микрошлифах, плоскость которых была ориентирована вдоль и по нормали к поверхности образцов, на световом оптическом микроскопе «Olympus IX-70» с цифровой видеокамерой «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при увеличении $\times 100$.

Результаты исследований и их обсуждение

В процессе сравнительных исследований оценивалось влияние тантала на суммарное сопротивление фаз, выходящих на поверхность образцов опытных составов «1»–«5», содержащих соответственно 0,9 %, 1,9 %, 2,8 %, 3,9 %, 4,8 % тантала (см. табл. 1), ускоренному коррозионному проникновению, в сравнении со сплавом ЗМИ-3У без тантала (состав «0»).

После извлечения образцов опытных составов из печи и тщательного визуального осмотра было установлено, что образцы в разной степени подвержены локальным коррозионным процессам с образованием на поверхности участков язвенных повреждений, где имеет место ускоренное проникновение продуктов ВТК (рис. 1).

Сравнительный визуальный анализ показал, что с увеличением содержания тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследованном диапазоне легирования наблюдается снижение интенсивности локальных коррозионных процессов. Так, на поверхности образцов сплава ЗМИ-3У без тантала (см. рис. 1, а) наблюдается наиболь-



Рис. 1. Внешний вид монокристаллических образцов опытных составов, испытанных с нанесением на поверхность расплава Na_2SO_4 при $t = 950^\circ\text{C}$ в течение 50 часов:

а – ЗМИ-3У без Та; б – ЗМИ-3У + 0,9 % Та; в – ЗМИ-3У + 1,9 % Та;
г – ЗМИ-3У + 2,8 % Та; д – ЗМИ-3У + 3,9 % Та; е – ЗМИ-3У + 4,8 % Та

шее количество участков локальных повреждений, по сравнению с опытными составами «1»–«5», содержащими соответственно 0,9 %, 1,9 %, 2,8 %, 3,9 %, 4,8 % тантала (см. табл. 1 и рис. 1, б, в, г, д, е). Видно, что при содержании в сплаве ЗМИ-3У 4,8 % тантала количество участков локальных повреждений на поверхности образцов заметно уменьшилось.

На рис. 2 представлены типы ускоренного проникновения продуктов коррозии по различным фазам в локальных зонах, образованных на поверхности окисной пленки монокристаллических образцов сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0») и сплава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5»), после испытаний при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 50 часов с нанесением на поверхность образцов расплава соли Na_2SO_4 .

Исследования показали, что доминирующим фактором, определяющим ВТК-стойкость сплавов при температуре $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, является сопротивление отдельных фаз, выходящих на поверхность образцов и тип ускоренного проникновения продуктов коррозии: по частицам карбидной фазы (рис. 2, а), по выделениям эвтектики (перитектики) $\gamma+\gamma'$ (рис. 2, б) и по границам эвтектических выделений (рис. 2, в).

Данные типы интенсивного проникновения про-

дуктов коррозии приводят к существенному снижению параметров ВТК в локальных участках, за счет более глубокого повреждения фаз по отношению к основному фронту коррозии.

Так, поверхностный слой окисной пленки образцов сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0») (см. рис. 2, а) содержит характерный участок с глубоким коррозионным проникновением по частице карбидной фазы, где наблюдается значительное опережение основного фронта коррозии. Впоследствии данные участки разрушаются с отслаиванием продуктов коррозии. В тоже время поверхностный слой окисной пленки образцов сплава ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5») содержит характерные участки интенсивного коррозионного проникновения по эвтектике $\gamma+\gamma'$ (см. рис. 2, б) и по ее границам (см. рис. 2, в).

Металлографический анализ показал, что при содержании в сплаве ЗМИ-3У 4,8 % тантала (состав «5») микроструктура отличается большей неоднородностью, за счет увеличения количества избыточных фаз и огрубления эвтектических выделений $\gamma+\gamma'$, выходящих на поверхность образцов.

Установлено, что данный структурный фактор способствует интенсификации локальных коррозионных

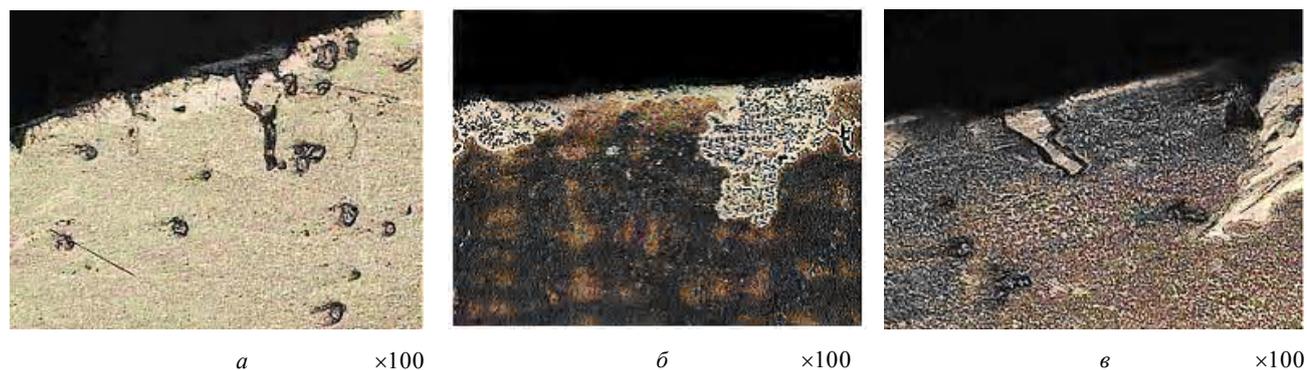


Рис. 2. Типы ускоренного локального проникновения продуктов ВТК по отдельным фазам, выходящих на поверхность монокристаллических образцов:

а – по карбидным частицам в сплаве ЗМИ-3У без Та (состав «0»); б – по эвтектике $\gamma+\gamma'$ в сплаве ЗМИ-3У с 4,8 % Та (состав «б»); в – по границам эвтектики $\gamma+\gamma'$ в сплаве ЗМИ-3У с 4,8 % Та (состав «в»)

Таблица 2 – Количественный МРСА карбидных частиц опытных составов и сопротивление фаз ускоренному коррозионному проникновению

№ состава	Содержание элементов в карбидной фазе, % (по массе)					ЛКР	
	Ti	Ta	W	Mo	W + Mo	По карбидным частицам	По эвтектике и ее границам
0	52	--	32	3	35	Есть	Незначительно
1	38	22	24	2	26	Есть	Незначительно
2	32	35	18	2	20	Есть	Незначительно
3	26	43	16	1	17	Незначительно	Незначительно
4	21	52	13	1	14	Нет	Незначительно
5	18	57	11	1	12	Нет	Есть

процессов по эвтектике $\gamma+\gamma'$ и ее границам, где наблюдаются отдельные участки, с достаточно интенсивным и глубоким проникновением продуктов коррозии, заметно опережающие основной фронт.

Ранее в работах [2, 3] было показано, что повышение содержания тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследованном диапазоне легирования (1–5 %) приводит к изменению химического состава фаз, в частности, карбидной фазы. При этом, сопротивление карбидных частиц ускоренному коррозионному проникновению зависит от суммарной концентрации в них вольфрама и молибдена.

В таблице 2, вместе с результатами коррозионных испытаний, представлены данные по распределению элементов в частицах карбидной фазы опытных составов, полученные методом количественного МРСА.

Сравнительный анализ результатов показал, что химический состав карбидных частиц в сплаве ЗМИ-3У без тантала (состав «0») заметно отличается от опытных составов «1»–«5», содержащих тантал (табл. 2). Исследования показали, что повышение содержания тантала в сплаве ЗМИ-3У в исследованном диапазоне легирования (1–5 %) приводит к существенному перераспределению элементов в составе частиц карбидной фазы. Данные количественного МРСА показали, что титан, вольфрам и молибден, большей частью, вытесняются танталом из карбидной фазы в γ - твердый раствор (матрицу). При этом, за счет снижения суммарной концентрации вольфрама и молибдена, в частицах карбидной фазы наблюдается повышение сопротивления ускоренному проникновению продуктов коррозии.

Установлено, что хорошая сопротивляемость частиц карбидной фазы обеспечивается граничными условиями $S (W + Mo) J 14-16 \%$ [2]. Так, в составе частиц карбидной фазы сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0») наблюдается более высокое содержание вольфрама 32 %, по сравнению с танталосодержащими опытными составами «1»–«5» (см. табл. 2), где вольфрам присутствует в значительно меньших концентрациях (11–24 %).

Сравнительный визуальный анализ показал, что наибольшее количество зон локальных повреждений, образованных на поверхности образцов наблюдается у сплава ЗМИ-3У без тантала (см. рис. 1, а). Установлено, что коррозионному повреждению в сплаве ЗМИ-3У без тантала подверглись, в основном, карбидные частицы, содержащие повышенную суммарную концентрацию вольфрама и молибдена, которая составила 35 %, что в 2,3 раза превышает предельно допустимую величину граничных условий (см. табл. 2).

Сравнительный анализ полученных результатов показал, что введение в сплав ЗМИ-3У 0,9 % (состав «1») и 1,9 % тантала (состав «2») позволяет частично вытеснить вольфрам из карбидной фазы в γ - твердый раствор. Однако, на сопротивление частиц карбидной фазы ускоренному коррозионному проникновению

это существенно не влияет. Было установлено, что частицы карбидной фазы в опытных составах с 0,9 % и 1,9 % тантала не обладают достаточным сопротивлением ускоренному проникновению продуктов коррозии, за счет того, что содержат повышенную суммарную концентрацию вольфрама и молибдена, которая в 1,7 и 1,4 раза соответственно превышает значение граничных условий (см. табл. 2). Вместе с тем, следует отметить, что количество локальных зон с ускоренным проникновением продуктов коррозии, образованных на поверхности образцов снижается (см. рис. 1, б, в).

На поверхности образцов сплава ЗМИ-3У с 2,8 % тантала (см. рис. 1, г) местами наблюдаются отдельные участки с интенсивным коррозионным проникновением по карбидным частицам. Это, вероятно, связано с превышением суммарной концентрации вольфрама и молибдена в составе частиц карбидной фазы по отношению к граничным условиям на 2–3 %. В тоже время опытные сплавы ЗМИ-3У с 3,9 % (состав «4») и ЗМИ-3У с 4,8 % (состав «5») тантала показали хорошее сопротивление частиц карбидной фазы ускоренному проникновению продуктов коррозии (см. табл. 2).

Сравнительный визуальный анализ показал, что на поверхности образцов опытных составов с 3,9 % и 4,8 % тантала количество зон, с ускоренным коррозионным проникновением, заметно уменьшается, язвенные повреждения на поверхности образцов практически отсутствуют (см. рис. 1 д, е). Данные количественного МРСА показали, что в сплавах ЗМИ-3У с 3,9 % (состав «4») и ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5») в составе частиц карбидной фазы снижается суммарная концентрация вольфрама и молибдена до 14 % и 12 % соответственно, что удовлетворяет граничным условиям (см. табл. 2). Вместе с тем, было установлено, что за счет огрубления эвтектических выделений $\gamma+\gamma'$, выходящих на поверхность образцов, структура сплава ЗМИ-3У с 4,8 % (состав «5») тантала отличается меньшей поверхностной стабильностью. Данный структурный фактор способствует интенсификации процессов ускоренного коррозионного проникновения не по частицам карбидной фазы (см. рис. 2, а), а преимущественно по эвтектике $\gamma+\gamma'$ (см. рис. 2, б) и ее границам (см. рис. 2, в).

При этом по эвтектике $\gamma+\gamma'$ и ее границам на поверхности образцов были выявлены отдельные участки с интенсивным и глубоким проникновением продуктов коррозии, заметно опережающие основной фронт, чего не наблюдалось в образцах опытных сплавов ЗМИ-3У с 2,8 % (состав «3») и ЗМИ-3У с 3,9 % тантала (состав «4»). Сравнительный анализ результатов (см. табл. 1, 2) показал, что в сплаве ЗМИ-3У, содержащем 4,8 % тантала (состав «5»), по сравнению со сплавом ЗМИ-3У без тантала (состав «0»), повышается концентрация тантала в карбидных частицах в 11,4 раза, одновременно снижается концентрация титана и суммарная концентрация вольфрама и молибдена в 2,9 раза.

Выводы

1. Доминирующим фактором, определяющим параметры ВТК-стойкости при температуре $t = 950$ °С, является суммарное сопротивление отдельных фаз, выходящих на внешнюю поверхность, ускоренному проникновению продуктов коррозии.

2. Лучшим суммарным сопротивлением отдельных фаз различным типам ускоренного коррозионного проникновения обладает сплав ЗМИ-3У с 3,9 % тантала (состав «4»). Несколько худшие показатели имеют сплавы ЗМИ-3У с 2,8 % тантала (состав «3») и ЗМИ-3У с 4,8 % тантала (состав «5»). Наиболее худшие показатели у сплава ЗМИ-3У без тантала (состав «0»).

Перечень ссылок

1. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / Никитин В. И. – Л.: Машиностроение, 1987. – 272 с.
2. Беликов С. Б. Исследование влияния концентраций молибдена, вольфрама и тантала на сопротивление локаль-

ному коррозионному разрушению никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2003. – № 1. – С. 162–165.

3. Гайдук С. В. Исследование дендритной ликвации и фазовой неоднородности в жаропрочных коррозионно-стойких никелевых сплавах / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Н. Б. Налесный // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 1. – С. 150–154.
4. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, А. Г. Андриенко и др.: утв. проректор по научной работе Н. С. Гамов. – Запорожье, 1995. – 30 с.
5. Беликов С. Б. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 3. – С. 99–102.
6. Пат. 6416596, США, МПК⁶ C22C 19/05. Cast Nickel-base Alloy / Wood J. H., Shores D. A., Lindblad N. R.; The General Electric Company; заявл. 29.07.94, № 282855; опубл. 09.07.02.
7. Коломыцев П. Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов / П. Т. Коломыцев. – М.: Metallurgia, 1984. – 216 с.

Одержано 26.01.2010

S. V. Gayduk

EVALUATION OF TANTALUM INFLUENCE ON RESISTANCE OF SEPARATE PHASES TO ACCELERATED CORROSION PENETRATION IN SUPERALLOY ЗМИ-3У

Оцінено вплив танталу в сплаві ЗМИ-3У на опір окремих фаз, що виходять на поверхню, прискореному проникненню продуктів корозії. Приведено результати порівняльних корозійних випробувань монокристалічних зразків модельних складів, містящих тантал в дослідженому діапазоні легування, в порівнянні зі сплавом ЗМИ-3У без танталу. За кращими сумарними показниками опіру фаз до прискореного корозійного проникнення оптимізовано вміст танталу в сплаві ЗМИ-3У.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав ЗМИ-3У, спрямована (моно) кристалізація, термічна обробка, фронт корозії, корозійне проникнення, локальне корозійне руйнування, евтектика, карбідна фаза.

The influence of tantalum on resistance of separate phases to accelerated penetration of corrosion products has been evaluated for superalloy ЗМИ-3У. The comparative corrosion test results of the experimental chemical compositions of monocrystalline specimens containing tantalum within the investigated range of alloying have been represented in comparison with superalloy ЗМИ-3У free of tantalum. Considering the total best values of the phases resistance to accelerated penetration it has been optimized the content of tantalum for superalloy ЗМИ-3У.

Key words: nickel-base superalloy ЗМИ-3У; directional (mono) crystallization; heat treatment; corrosion front; corrosion penetration; local corrosion destruction; eutectic; carbide phase.

УДК 669.018.44 : 669.054.8

О. А. Глотка, д-р техн. наук А. Д. Коваль, д-р техн. наук Ю. Н. Внуков

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ ВАЖКОТОПКИМ БРУХТОМ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

Розглянуто вплив важкотопкого брухту, що містить вольфрам, на мікроструктуру та властивості жароміцного нікелевого стопу ЗМІ-ЗУ (ХН64ВМКЮТЛ) до та після довготривалої теплової дії. Встановлено, що структура та властивості майже не відрізняються від базового стопу.

Ключові слова: жароміцний стоп, важкотопкий брухт, структура, властивості, розподіл легувальних елементів.

Розвиток газотурбобудування направлено по шляху зростання навантаження деталей турбін та одночасним збільшенням вимог до надійності, ресурсу роботи та економічності газотурбінних двигунів. Надійність та довготривалість роботи значно залежать від експлуатаційної довговічності окремих елементів, з яких найбільш відповідальними є деталі гарячого тракту турбіни, які виготовляються точним литвом [1].

Експлуатаційна довготривалість литих лопаток значною мірою залежить від стабільності структури і фізико-механічних властивостей жароміцних нікелевих стопів.

Покращення економічності виготовлення стопів можливо за рахунок удосконалення технологій виробництва, а саме за рахунок використання економічного легування та розробки удосконалених технологій режиму термічної обробки.

Зниження витрат на основні легувальні елементи можливе через пошук матеріалів, які можуть замінити основні легувальні елементи, при збереженні сприятливої структури та властивостей стопу.

Одним із коштовних матеріалів, які вводять до жароміцних стопів, є вольфрам. Він підвищує характеристики жароміцності і розміщується в твердому розчині та в карбідах типу $M_{23}C_6$, а іноді спостерігається і в карбідах типу MC. Масова частка вольфраму в жароміцних стопах коливається від 5 до 10 %, що викликає погіршення характеристик жаростійкості [2].

У роботі представлені результати дослідження впливу легування важкотопким брухтом, що в своєму складі містить приблизно 90 % вольфраму [3], на структуру і властивості жароміцного корозійностійкого нікелевого стопу ЗМІ-ЗУ (ХН64ВМКЮТЛ) до та після довготривалої теплової обробки.

Матеріал та методика досліджень

У роботі використано стоп ЗМІ-ЗУ, в якому замість вольфраму додавалася лігатура Ni-W [4], що виплавлялася з використанням важкотопкого брухту, що містить вольфрам. Топлення проводили в індукційній вакуумній печі УППФ-3М з залишковим тиском 0,266 Па при температурі 1600 °С. Заливання металу проводили при температурі 1550 °С в керамічні форми, нагріті до 900 °С (зразки діаметром 12 мм та довжиною 60 мм). Хімічний склад експериментального стопу (ЗМІ-ЗУ^Е) та згідно з ТУ 481.981.6.00009 наведено в таблиці 1.

Отримані відливки підлягали термічній обробці за режимом: нагрівання 1180±10 °С, витримка 4 години, охолодження на повітрі; нагрівання 1050±10 °С, витримка 3 години, охолодження на повітрі; старіння при 850±10 °С, 24 години, охолодження на повітрі.

З відливок виготовлялися зразки для визначення механічних та жароміцних властивостей, а також дослідження мікроструктури. Визначення механічних властивостей виконували згідно з вимогами ГОСТ 1497-84

Таблиця 1 – Хімічний склад експериментального (ЗМІ-ЗУ^Е) та згідно з ТУ481.981.6.00009

Масова частка елементів, %							
Марка сплаву	Al	Ti	W	Mo	Cr	Co	Ni
ЗМІ-ЗУ ^Е	4,0	4,5	6,5	0,9	12,55	5,05	основа
ТУ481.981.6.00009	2,8–4,0	4,0–5,5	6,5–8,5	0,5–1,25	12,5–14,0	4,0–6,0	основа

(тип зразка II, $d_0 = 5$ мм, $l_0 = 25$ мм) і ГОСТ 9651-84 (тип зразка IV, $d_0 = 5$ мм, $l_0 = 25$ мм). Довготривалу міцність визначали згідно з ГОСТ 10145-81 зразки доводили до руйнування при температурі 800 °С на машинах ВПК-11.

Мікроструктуру вивчали на електронних мікроскопі JSM 6360, який оснащений системою рентгено-спектрального енергодисперсійного мікроаналізу при прискорювальній напрузі від 15 до 30 кВ та силі струму зонда від 4 нА до 30 нА у вторинних та відбитих електронах. Характеристичні випромінювання отримані від сканування по площині шліфа (методом картування) та від характерних точок; кількісний мікрорентгеноспектральний аналіз виконаний при порівнянні отриманих спектрограм з еталонами. Зразки перед випробуванням механічно шліфували, полірували та хімічно травили в реактиві «Марбл» (100 мл HCl, 20 гр CuSO₄, 100 мл H₂O).

Результати дослідження та їх обговорення

Дослідження відбуваються у вигляді порівняння властивостей експериментального сплаву ЗМІ-3У^Е, виплавленого з використанням важкотопкого брухту, з базовим стопом ЗМІ-3У, виплавленим згідно з ТУ 481.981.6.00009.

Металографічні дослідження в діапазоні збільшення до $\times 100$ дають змогу розглянути макроструктуру, насамперед форму та міждендритні відстані до проведення повного комплексу термічної обробки. Ріст дендритів відбувається від поверхні виливка до центру, що обумовлено тепловідводом від виливниці. Структура стопів однорідна без суттєвих неметалевих вкраплень та типова для ливарних матеріалів цієї групи. Міждендритна відстань (між сусідніми осями першого порядку) приблизно однакова і становить 0,048–0,081 та 0,065–0,113 мм для експериментального та базового стопів відповідно. Таким чином, важкотопкий брухт мало впливає на розмір та форму дендритів.

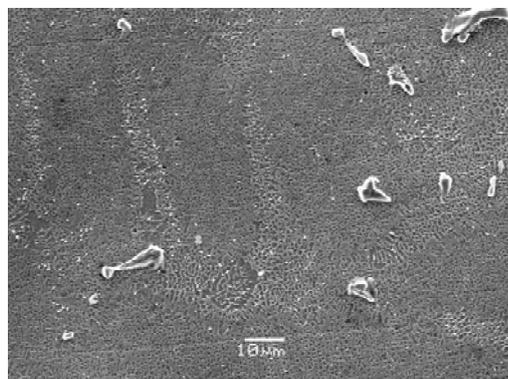
Мікроструктура після термічної обробки експериментального та базового стопу наведена на рис. 1.

Структура стопу, згідно з паспортом на стоп ЗМІ-3У [5], складається з γ - твердого розчину на основі нікелю, інтерметаліду γ' , який залежно від хімічного складу може змінювати співвідношення елементів, та карбідів типу MC і M₂₃C₆. Морфологія виділень карбідів типу MC зазвичай має форму грубих неправильних включень або ієрогліфів. Ці карбіди первинні і мають стійку структуру та повністю не розчиняються під час термічної обробки. В стопах цієї групи спостерігаються карбіди типу MC таких елементів, як Ti, Nb та Ta. Очевидно, що атоми цих металів можуть замінити одне одного в карбіді та утворювати сполуки типу (Ti, Nb) C. Однак атоми менш схильних до утворення з вуглецем сполук також можуть займати місце у складі карбідних фаз. Таке явище може приводити до виродження стабільного карбіду з проходженням реакції та утворенням менш стійкого карбіду типу M₂₃C₆.

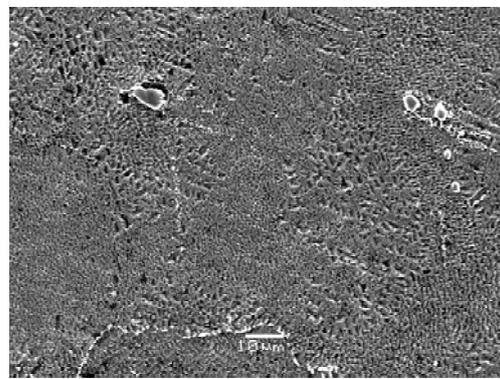
Карбіди типу M₂₃C₆ проявляють помітну схильність до виділення по границях зерен у вигляді округлої форми або у вигляді пластин. У стопі наявний вольфрам та молібден, звідси карбіди можуть набирати вигляд у Cr₂₃(W,Mo)₂C₆. Хоча хром у сполуці може замінюватися нікелем, кобальтом або навіть залізом, а вольфрам з молібденом – іншими наявними тугоплавкими металами. Саме ці карбіди перешкоджають зерномежовому проковзуванню при високотемпературній повзучості та мають найбільшу спорідненість з т.щ.п. фазами. Це може призводити до зародження на карбіді т.щ.п. фази, яка буде суттєво знижувати властивості сплаву. Т.щ.п. фази найчастіше розміщуються по границях зерен та мають пластинчасту форму. Однак на експериментальному та базовому стопах вказана фаза не спостерігається.

Після випробування на довготривалу міцність при температурі 800 °С металографія стопу значно змінюється, спостерігається збільшення в розмірах та витягування структурних складових (рис. 2).

Така структура типова для стопів, які пройшли довготривалу випробування або експлуатацію. Однак ти-



а



б

Рис. 1. Мікроструктура після термічної обробки базового (а) та експериментального (б) сплаву, $\times 1000$

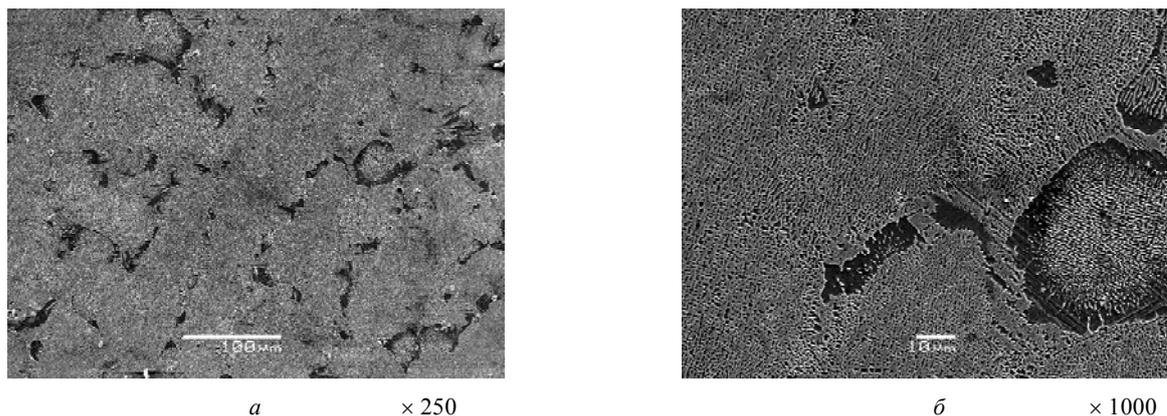


Рис. 2. Мікроструктура експериментального сплаву ЗМІ-3У після випробування на довготривалу міцність (800 °С)

повим є також виділення пластин σ - фази, яка значно знижує характеристики стопу, але таких включень не спостерігається в експериментальному стопі. Спостерігається проходження явищ зі збільшення розміру (коагуляції) та коалесценції γ' - фази, такі самі процеси відбуваються і з карбідами. Коалесценція γ' - фази проявляється утворенням на поверхні досліджуваного шліфа характерної стрічкової структури («рафт-структура»), яка має перпендикулярну орієнтацію до прикладеного навантаження. Така морфологія призводить до зниження опору руху дислокацій при високотемпературній повзучості.

Механічні властивості досліджували при кімнатних температурах та температурах близьких до експлуатаційних (800 °С) випробуванням на розтяг, а також високотемпературні довготривалі (довготривалу міцність) з навантаженням 410 МПа (табл. 2). Порівняння отриманих властивостей від експериментального стопу з технічними умовами та паспортом на сплав показало, що характеристики міцності і пластичності при кімнатній температурі та 800 °С відповідають висунутим вимогам.

Довготривалі випробування дають змогу одержати результати, які максимально наближені до умов експлуатації стопу. Середнє значення отриманих результатів випробування при напруженні 410 МПа становить 476 ± 52 годин, що дає змогу стверджувати про проходження зразком усіх стадій повзучості і кінцевої стадії – руйнування. Такі випробування чутливі до наявності шкідливих домішок (таких як залізо, сірка, фосфор, свинець та вісмут), оскільки вони призводять до утворення легкоплавких з'єднань та пришвидчення явища окислення. Після випробування зразок мав рівномірний наліт окислів темного кольору без розшарувань.

Дослідження розподілу легувальних елементів проводилося з метою визначення та ідентифікації фаз на поверхні шліфа. Також важливим завданням було визначити місце знаходження вольфраму у фазах та вплив вольфраму на структуроутворення та рівномірність розподілу.

Розподіл нікелю по всій поверхні зразків рівномірний (рис. 4–6), окрім областей, де розташовуються карбідні вкраплення. Такий же характер розподілу спостерігається і для алюмінію. Титан розміщується

Таблиця 2 – Механічні та високотемпературні властивості експериментального сплаву (ЗМІ-3У^Е) в порівнянні з паспортними даними і технічними умовами постачання

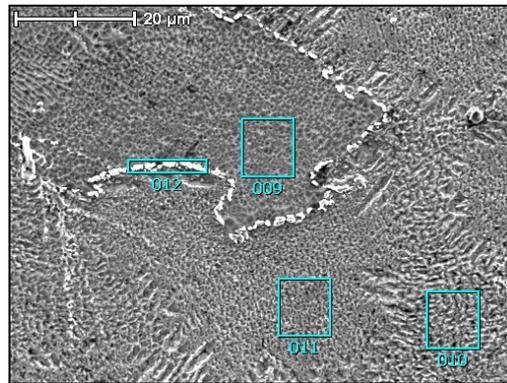
Джерело даних	Механічні властивості при 20 °С				Механічні властивості при 800 °С				Довготривала міцність, МПа ($t = 800$ °С)	
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ , МПа	τ , годин
ЗМІ-3У ^Е	973,3 $\pm 34,2$	845,3 $\pm 85,7$	8,43 $\pm 0,71$	14,26 $\pm 1,14$	894,3 ± 54	865,3 ± 38	11 $\pm 1,1$	17,23 $\pm 1,5$	410	476 \pm 52
ТУ 108.1119-82	≥ 800	≥ 700	≥ 3	–	≥ 880	≥ 680	≥ 4	–	410	≥ 100
ТУ 481.981.6.00009	≥ 834	≥ 716	≥ 3	–	≥ 784	≥ 686	≥ 3	–	–	–
Паспорт на стоп ЗМІ-3У [5]	≥ 834	≥ 716	≥ 3	$\geq 5,91$	≥ 833	≥ 686	≥ 4	$\geq 6,84$	410	490 \pm 34

майже рівномірно по всьому об'єму, окрім областей з первинними карбідами типу МС, до яких він входить і які розміщуються в товщі зерна.

Окрім Ті, до первинних карбідів входять вольфрам та молібден, що знижує стійкість карбідів, і це може призвести до карбідних реакцій у процесі високотемпературної експлуатації, які призведуть до утворення менш стійких карбідів типу $M_{23}C_6$.

Хром розміщується не тільки у твердому розчині, а й на границі зерна у вигляді карбіду типу $M_{23}C_6$, який утворюється в процесі термообробки і стійкий до температури 1050 °С. Такий розподіл карбідів веде до зміцнення границі зерна та зниження зерномежової повзучості.

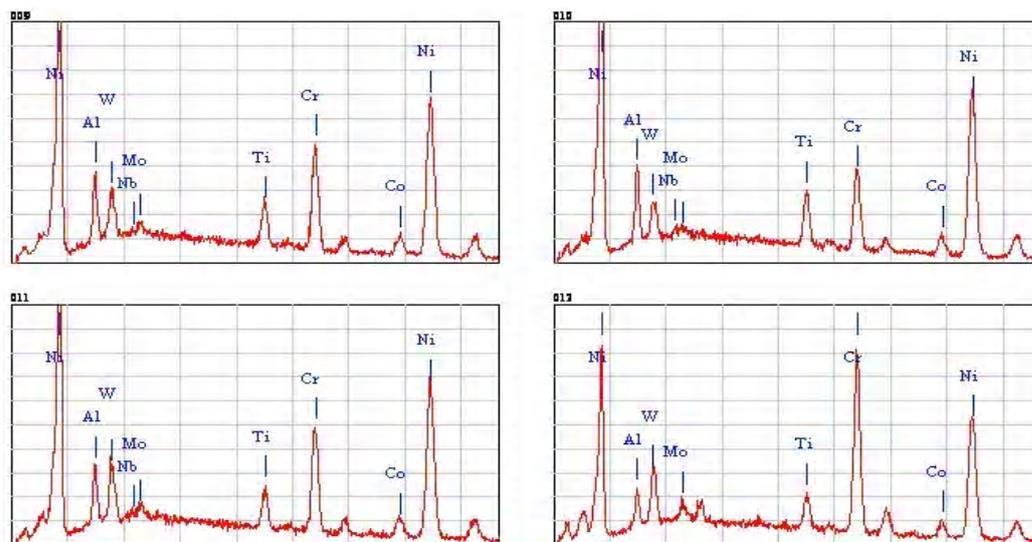
Утворення топологічно щільно пакованих фаз не спостерігається як після термічної обробки, так і після довготривалих випробувань.



а × 1500

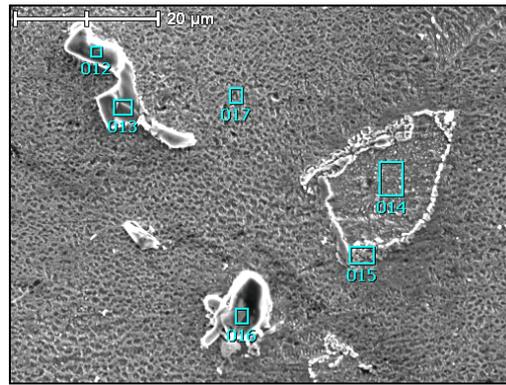
№ точки	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W	Всього, %
009	2,98	4,62	15,55	6,17	64,82	1,63	4,23	100
010	3,57	5,71	12,51	6,53	68,09	0,76	2,83	100
011	2,76	4,02	16,66	6,37	64,11	1,70	4,37	100
012	1,69	3,43	29,92	5,65	52,15	2,13	5,03	100

б



в

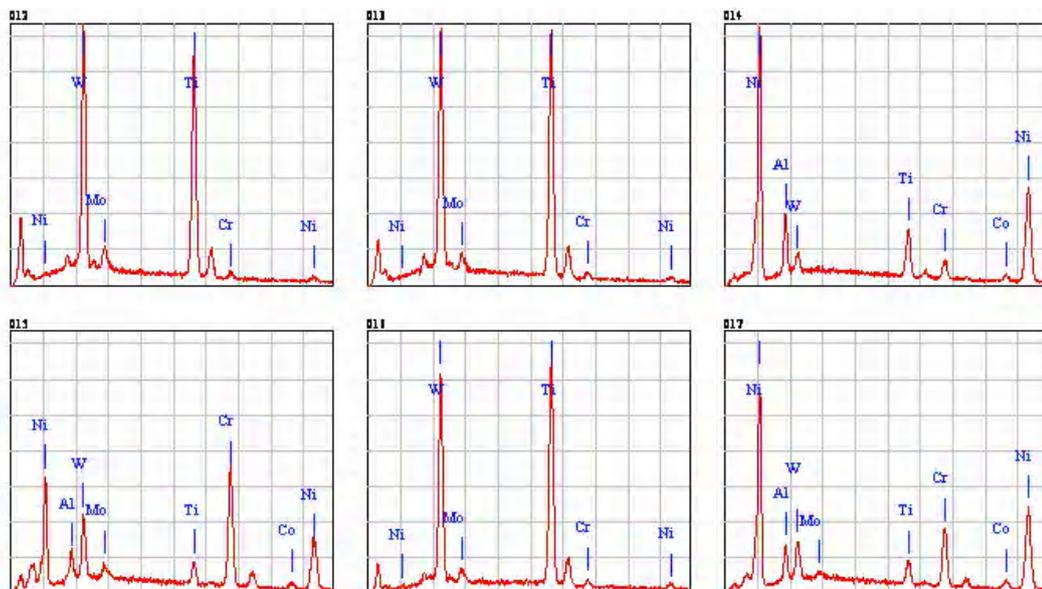
Рис. 4. Мікроструктура експериментального сплаву з відміченими місцями аналізу (а), спектрограми від місць, що аналізуються (в), приблизний хімічний склад місць, що аналізуються (б)



а × 1800

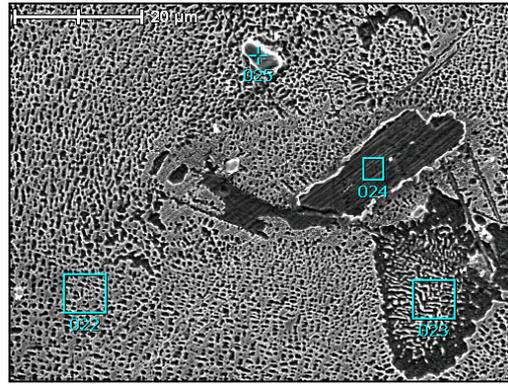
№ точки	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W	Всього, %
012	0	50,67	2,25	0	3,69	5,47	37,91	100
013	0	54,91	1,84	0	3,38	3,75	36,12	100
014	5,28	10,02	5,60	4,19	71,84	0	3,06	100
015	2,10	4,34	36,16	3,81	40,69	2,66	10,24	100
016	0	55,13	2,50	0	4,13	3,09	35,15	100
017	3,10	4,84	17,73	5,47	61,44	0,94	6,48	100

б



в

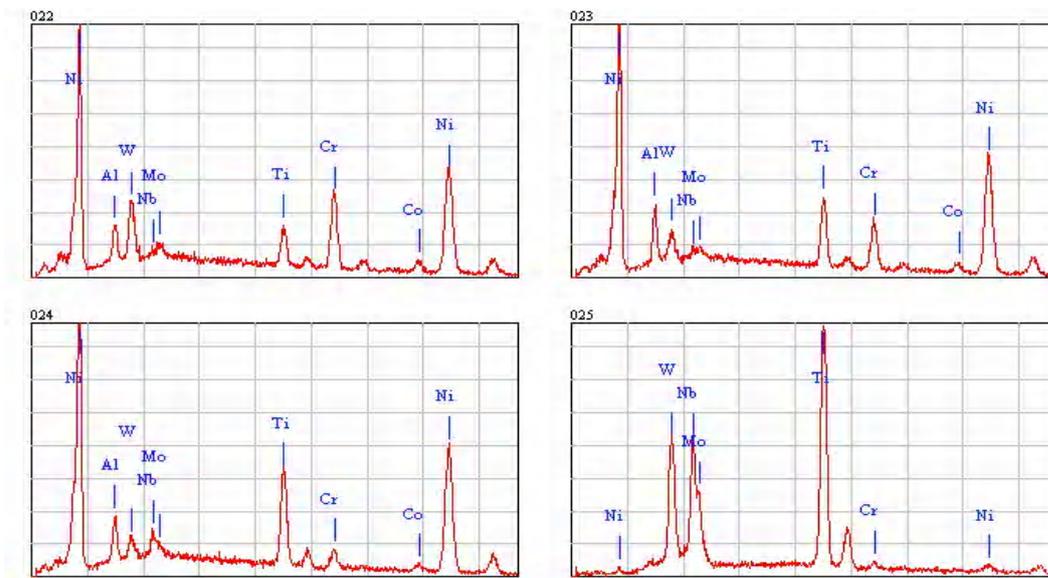
Рис. 5. Мікроструктура базового ступу з відміченими місцями аналізу (а), спектрограми від місць, що аналізуються (в), приблизний хімічний склад місць, що аналізуються (б)



a × 1600

№ точки	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W	Всього, %
022	2,37	5,34	17,27	5,3	61,1	1,55	7,06	100
023	3,24	9,98	10,64	4,02	68,7	1,15	3,07	100
024	2,55	14,06	3,84	3,01	73,98	0,67	1,89	100
025	0	60,61	1,93	0	8,50	6,70	22,26	100

б



в

Рис. 6. Мікροструктура експериментального стопу після випробування на довготривалу міцність з відміченими місцями аналізу (*a*), спектрограми від місць, що аналізуються (*в*), приблизний хімічний склад місць, що аналізуються (*б*)

Висновки

1. Досліджено структуру та властивості жароміцного корозійностійкого нікелевого стопу ЗМІ-3У до та після довготривалої теплової дії.

2. Встановлено, що структура до та після термічної обробки майже не відрізняється від базового стопу, спостерігається наявність фаз, які характерні для ливарного стопу на нікелевій основі.

3. Після випробування на довготривалу міцність встановлено, що т.щ.п. фази не виділяються, а спостерігаються явища коагуляції та коалесценції γ' - фази та утворення рафт-структури.

4. Механічні властивості експериментального стопу знаходяться в межах указаних у технічних вимогах та паспорті на стоп ЗМІ-3У.

Таким чином, можна стверджувати, що експери-

ментальний стоп відповідає вимогам ТУ 108.1119-82, ТУ 481.981.6.00009 та паспорту на стоп ЗМІ-3У і може бути використаний, як більш дешевий замітник базового стопу, за рахунок зниження коштовності легувального елемента (вольфраму), що веде до зниження собівартості.

Перелік посилань

1. Суперсплавы II : Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок : в 2 кн. / [под. ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля] ; пер. з англ. Р. В. Шалин. – М. : Metallurgiya, 1995. – Кн. 1. – 1995. – 384 с.
2. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия) / Е. Н. Каблов. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
3. Глотка О. А. Дослідження важкотопкого брукхту, що містить вольфрам / О.А.Глотка, А. Д. Коваль, Л. П. Степанова // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 17–20.
4. Глотка О. А. Виготовлення Ni-W лігатури для легування стопів на основі нікелю / О. А. Глотка, А. Д. Коваль // Вісник двигунобудування. – 2008. – № 1. – С. 139–142.
5. Паспорт на сплав ЗМІ-3У [директор по НР Гамов Н. С., научный руководитель работ Коваль А. Д., ответственный исполнитель работ Андриенко А. Г.]. – Запорожье : Запорожский государственный технический университет, 1995. – 46 с.

Одержано 26.01.2010

O. A. Glotka, A. D. Koval, Yu. N. Vnukov

RESEARCH OF INFLUENCE OF REFRACTORY CROW-BAR ALLOYING ON A STRUCTURE AND PROPERTIES OF NICKEL SUPERALLOY

Рассмотрено влияние тугоплавкого лома, который содержит вольфрам, на микроструктуру и свойства жаропрочного никелевого сплава ЗМІ-3У (ХН64ВМКЮТЛ) до и после длительного теплового воздействия. Установлено, что структура и свойства почти не отличаются от базового сплава.

Ключевые слова: жаропрочный сплав, тугоплавкий лом, структура, свойства, распределение легирующих элементов.

The influence of refractory crow-bar which contains tungsten on microstructure and properties of nickel-base superalloy ZMI-3U (XN64VMKYUTL) before and after long thermal effect is considered. It was found that a structure and properties have no difference from base alloy.

Key words: superalloy, refractory crow-bar, structure, properties, distribution of alloying elements.

УДК 669.14.018

Д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий

Национальный технический университет, г. Запорожье

ОБ АНОМАЛЬНОЙ ПОГРАНИЧНОЙ АДсорБЦИИ КРУПНОРАЗМЕРНЫХ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ В ОДНОКОМПОНЕНТНОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕ

Рассматриваются особенности перераспределения примесных атомов с большим размерным фактором между объемом и межзеренными границами однокомпонентной металлической матрицы. С использованием термодинамических представлений сделана попытка объяснить экстремальное изменение термодинамического потенциала границ зерен при их обогащении крупноразмерными атомами примесной добавки.

Ключевые слова: адсорбция, химический потенциал, термодинамический потенциал.

Рассмотренное ранее аномальное изменение зернограничной энергии при микролегировании лантаноидами высокочистых рения и железа, а также их сплавов свидетельствует, что пограничная адсорбция ато-

мов РЗМ (а также иттрия) (атомы с большим размерным фактором) не подчиняется адсорбционной изо-терме Гиббса. Это, естественно, не укладывается в рамки общепринятых представлений, поскольку счи-

тается, что положительная физическая адсорбция элементов (накопление определенного вещества на границе) всегда должна приводить к снижению зернограничной энергии. Описанные в литературе отклонения от этого правила например служат скорее исключением, а не новой информацией, так как авторы многих работ признают, что подобного рода результаты не могут найти сколько-нибудь разумных объяснений с позиции основных положений существующей теории зернограничных явлений и скорее всего связаны с неверной постановкой экспериментов (т.е. являются по существу ошибочными).

Однако ссылка на существующий теоретический опыт не является достаточно правомерной, поскольку в упомянутой литературе детально рассмотрены преимущественно стандартные ситуации и не уделено достаточно серьезного внимания различным частностям, выпадающим из рамок традиционного подхода.

Нами как раз и предпринята попытка несколько шире взглянуть на термодинамический аспект адсорбционных явлений и соответственно расширить пределы толкования самого понятия положительной адсорбции (с точки зрения ее связи с характером изменения зернограничной энергии).

Обычно граничную область, разделяющую зерна матричной фазы, рассматривают как самостоятельный термодинамический объект (гиббсову фазу) с переменным числом границ. Используя различные формы записи полного дифференциала термодинамического потенциала (свободной энергии Гиббса) можно путем проведения замены переменных (преобразование Лежандра) или осуществления минимизации этого потенциала легко получить уравнение Гиббса для адсорбции в виде

$$\Gamma_i = \frac{d\gamma}{d\mu_i} = -\frac{c_i}{kT} \frac{d\gamma}{dc_i}, \quad (1)$$

где Γ_i – избыток концентрации (числа атомов) i -го компонента на межзеренной границе; γ – удельная зернограничная энергия; μ_i – парциальный химический потенциал i -го компонента; k – константа Больцмана; T – абсолютная температура.

С помощью этого уравнения легко оценить характер перераспределения компонентов системы в результате изменения ими в том или ином направлении удельной межзеренной энергии (так, реализуемая возможность уменьшения γ за счет накопления примеси на границе ($d\gamma/dc_i < 0$) вызывает увеличение Γ_i , т.е. приводит к ее положительной адсорбции).

Однако описание изменений на межзеренной границе раздела в отрыве от того, что происходит в матричной фазе, не всегда способно правильно отображать общую термодинамическую ситуацию (например в случае, когда матрица – твердый раствор с положительной энергией смещения компонентов).

В связи с этим естественно постановка вопроса о границах применимости классического уравнения Гиббса для адсорбции, что позволяет предположить законность наблюдения в отдельных случаях аномалий пограничной адсорбции (по крайней мере, для отдельных компонентов металлических систем).

С позиции вышеизложенного несомненно правильнее проводить экстремизацию термодинамического потенциала всей термодинамической системы, а не потенциала одной лишь границы раздела, как это обычно делают при феноменологическом описании пограничных явлений. Продуктивность такого подхода продемонстрируем на примере бинарной гомогенной системы с внутренней границей раздела, что позволит максимально наглядно обозначить причины аномального поведения зернограничной энергии, например в бинарной системе никель (железо)-микродобавка лантаноида, при повышении концентрации последней.

Пусть в однофазной системе $A-B$ с внутренней границей раздела площадью S перераспределяется (за счет встречного потока вакансий) только растворимое вещество B (из объема матрицы в направлении границы). При этом, естественно, первоначальное содержание компонента-растворителя (A) на такой границе (и соответственно в объемной фазе) сохраняется все время неизменным.

Тогда для термодинамического потенциала (свободной энергии Гиббса) всей нашей системы будем иметь

$$G = G_S + G_V = \gamma S + \mu_B^S N_B^S + \mu_B^V (N_B - N_B^S) + G'. \quad (2)$$

Здесь G_S и G_V – термодинамические потенциалы внутренней границы раздела (метка « S ») и остальной (объемной) части системы (метка « V »); γ – удельная зернограничная энергия; N_B – общее количество атомов B в системе (N_B^S – избыток атомов этого типа на границе, $N - N_B^S$ – остаток атомов B в объеме системы);

$\mu_B^{S(V)}$ – эффективное значение парциального химического потенциала компонента B на границе (в объеме) гомогенной матрицы; G' – неменяющаяся (с учетом сделанных оговорок) часть общего термодинамического потенциала, связанная с компонентом системы A и его химическими потенциалами (примечание: эффективное значение термодинамического потенциала компонента B в нашем случае будет определяться разностью между его истинным значением и потенциалом вакансии).

При равновесии $dG = 0$ и, следовательно, после дифференцирования (2) будем иметь

$$\gamma dS + S d\gamma + N_B^S d\mu_B^S + (\mu_B^S - \mu_B^V) dN_B^S + (N_B - N_B^S) d\mu_B^V = 0. \quad (3)$$

В случае стабильного равновесия ($G = \min, S = \text{const}$ и $\mu_B^S = \mu_B^V$) из (3) следует соотношение

$$Sd\gamma + N_B^S d\mu_B^S + (N_B - N_B^S) d\mu_B^V = 0. \quad (4)$$

Поскольку в этом выражении член $(N_B - N_B^S) d\mu_B^V$ представляет собой величину второго порядка малости ($N_B \cong N_B^S$ из-за предположительного активного «ухода» атомов этого типа из объема матрицы на внутреннюю границу раздела), оно по сути совпадает с адсорбционным уравнением Гиббса в форме (1). Действительно из примерного равенства $Sd\gamma + N_B^S d\mu_B^S \cong 0$ (соотношение Гиббса-Дюгема) спра-

$$\text{зу получаем } \Gamma_B = \frac{N_B^S}{S} \cong - \frac{d\gamma}{d\mu_B^S}.$$

Практическая реализация подобной физической картины возможна, например, в случае, когда бинарная система содержит труднорастворимую примесь (компонент B) со сравнительно небольшим размерным фактором.

Однако, если система $A-B$ содержит такую же, но уже обладающую большим размерным фактором примесь, то из-за того, что $d\gamma$ всегда положительно, может возникнуть лишь кратковременное неустойчивое равновесие, при котором $G = \max, S = \text{const}$ и $\mu_B^V > \mu_B^S$ (причем, $\Delta\mu = \mu_B^V - \mu_B^S \cong \text{const}$). Причиной сохранения неравенства парциальных химических потенциалов компонента B в объемной и граничной фазах служит то обстоятельство, что энергия смешения обоих

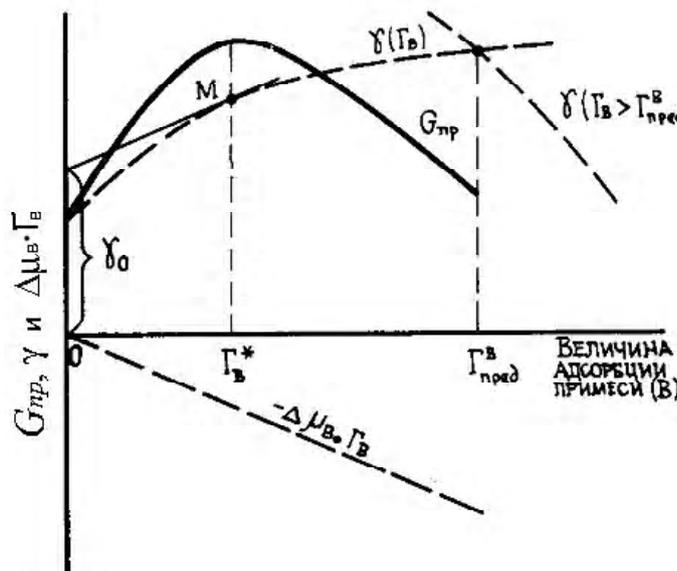


Рис. 1. Экстремальный характер изменения приведенного значения термодинамического потенциала (схема) системы металл-труднорастворимая примесь при адсорбционном обогащении границы раздела растворимым компонентом (B); Γ_B^* – критическая величина адсорбции, $\Gamma_{пр}^B$ – предельная величина адсорбции, соответствующая «критической граничной концентрации» примеси

компонентов в таких случаях, как правило, положительна и, следовательно, концентрационная кривая термодинамического потенциала $G_V(c)$ имеет отрицательную кривизну (практически по всей длине оси составов). Для матричной фазы изменение μ_B^V сильно замедляется в районе точки перегиба указанной кривой, а изменение μ_B^S пограничной фазы – в области точки максимума аналогичной концентрационной зависимости. Отмеченный факт оказывает стабилизирующее влияние на величину разности этих потенциалов после «перекачки» значительного количества атомов вещества B на межзеренную границу.

Возвращаясь к равенству (3), нетрудно видеть, что в рассматриваемой ситуации оно переходит в линейное дифференциальное уравнение

$$d\Gamma_B = \frac{1}{\Delta\mu_B} d\gamma, \quad (5)$$

в котором

$$d\Gamma_B = \frac{dN_B^S}{S}.$$

Решение этого уравнения приводит к выражению для критической положительной адсорбции

$$\Gamma_B^* = \frac{1}{\Delta\mu_B} [\gamma(N_B^*) - \gamma_0], \quad (6)$$

(N_B^* – экстремальный граничный избыток компонента B ; γ_0 – некоторое начальное значение зернограничной энергии (см. рис. 1), определяемое линейной экстраполяцией части кривой в окрестности точки N_B^S). Здесь также, как и в предыдущем случае, принимается, что $(N_B - N_B^S) d\mu_B^V \cong 0$, поскольку снова закономерно реализуется примерное равенство общего числа атомов сорта B и числа этих же атомов на границе раздела (энтропийный остаток растворенного вещества в объемной части системы в рассматриваемом случае чрезвычайно мал).

Здесь: $G_{пр} = \frac{G - C^*}{S}$ (G – термодинамический потенциал системы, S – площадь границы раздела, C^* – константа); $\Delta\mu_B = \mu_B^V - \mu_B^S \cong \text{const}$ (μ_B^V и μ_B^S – слабо зависящие от концентрации химические потенциалы компонента B в объеме матрицы и на границе раздела). При $\Gamma_B = \Gamma_B^*$ $\mu_B^V = \mu_B^S + \left(\frac{d\gamma}{d\Gamma_B} \right)_{\Gamma_B^*}$ (см. соотношение (5)).

Возможность проявления системой состояния неустойчивого равновесия (пусть даже весьма кратковременного) по достижении критической величины адсорбции Γ_B^* (при постоянном повышении энергии γ) становится достаточно очевидным, если геометрически интерпретировать все переменные (по величине N_B^S) слагаемые выражения (2) (см. рис. 1):

$$G = \gamma S + N_B^S(\mu_B^S - \mu_B^V) + G' = S \left[\gamma(\Gamma_B) - \Gamma_B |\Delta\mu_B| + \frac{G'}{S} \right], \quad (7)$$

где G'/S – постоянная (независящая от N_B^S часть удельного термодинамического потенциала).

Накопление адсорбата на границе раздела при условии, что $\Gamma_B > \Gamma_B^*$ всегда ведет к уменьшению G , несмотря на продолжающийся рост поверхностной энергии γ . Однако реально такая адсорбция происходит лишь в случаях, когда $\Delta\mu_B$ достаточно велико, а $d^2\gamma/d\Gamma_B^2 < 0$ (отрицательная кривизна зависимости $\gamma(\Gamma_B)$ обусловлена постоянным исчерпыванием (занятием атомами примеси) центров адсорбции на границе раздела).

Это как раз и объясняет, почему в экспериментах с микролегированными металлами (Ni, Fe) высокой исходной чистоты всегда наблюдался рост зернограничной энергии при незначительном увеличении дозы микродобавки элемента с очень большим размерным фактором (любой лантаноид). В остальных случаях подобного рода (при положительной энергии смещения атомов растворителя и растворимого вещества, но сравнительно малом размерном факторе последнего) неустойчивое равновесие системы практически недостижимо, так как положительный избыток элемента адсорбата, возникший флуктуационным путем или

связанный с ее предысторией, будет обязательно вытеснен с границы раздела, поскольку величина этого избытка окажется ниже величины критической адсорбции (величина $\Delta\mu_B$ относительно мала).

Таким образом, при расширенном толковании положительной адсорбции растворенных элементов необходимо предусмотреть и возможное повышение зернограничной энергии (аномальный эффект), что представляет собой вполне нормальное физическое явление, поскольку с учетом определенных обстоятельств оно вполне укладывается в рамки термодинамических законов.

Перечень ссылок

1. Натапов Б. С. Влияние адсорбционной активности элементов на характер пограничного распределения избыточных фаз : тез. всесоюзной конф. по жаропрочным сплавам / Натапов Б. С., Ольшанецкий В. Е. – М., 1964.
2. Семенченко В. К. Поверхностные явления в металлах и сплавах / Семенченко В. К. – М. : Госуд. изд. техн.-теорет. лит-ры, 1957. – 491 с.
3. Лариков Л. Н. В кн. : Физические основы прочности и пластичности металлов / Лариков Л. Н. – М. : Металлургиздат, 1963. – 255 с.
4. Степанова Л. П. Влияние примесных атомов на параметр решетки и энергию границ в никеле / Степанова Л. П., Ольшанецкий В. Е. // Физика процессов заживления макро- и микродефектов в кристаллах (Препринт ИМФ 78.9). – К. : Ин-т металлофизики АН УССР, 1978. – С. 15–16.
5. Базаров И. П. Термодинамика / Базаров И. П. – М. : Высш. шк., 1976. – 447 с.
6. Свелин Р. А. Термодинамика твердого состояния / Свелин Р. А. – М. : Металлургия, 1968. – 314 с.
7. Ольшанецкий В. Е. О некоторых аномалиях пограничной адсорбции примесей с большим размерным фактором / Ольшанецкий В. Е. // Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий : тез. докладов III Всесоюз. научн.-техн. конф. 26-28 ноября 1986 г. – Запорожье, 1986. – С. 13–15.

Одержано 26.01.2009

V. E. Olshanetskiy

ANOMALOUS BOUNDARY ADSORPTION OF LARGE SIZE ADMIXTURE ATOMS IN ONE COMPONENT METALLIC MATRIX

Розглядаються особливості перерозподілу домішкових атомів з великим розмірним фактором між об'ємом і міжзеренними межами однокомпонентної металеві матриці. З використанням термодинамічних уявлень зроблено спробу пояснити екстремальну зміну термодинамічного потенціалу меж зерен при їх збагаченні крупнорозмірними атомами домішкової добавки.

Ключові слова: адсорбція, хімічний потенціал, термодинамічний потенціал.

The features of redistribution of admixture atoms with a large size factor between volume and grain boundaries of one-component metallic matrix are examined. Using the thermodynamics ideas the explanation of grain boundaries thermodynamical potential extreme change due to concentration by admixture addition with sized atoms is given.

Key words: adsorption, chemical potential, thermodynamical potential.

II КОНСТРУКЦІЙНІ І ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

УДК 678.675

Канд. техн. наук А. И. Буря¹, канд. техн. наук Е. Ф. Кудина², Н. С. Гаюн¹

¹Государственный аграрный университет, г. Днепропетровск;

²Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого НАН Беларуси, г. Гомель

ВЛИЯНИЕ ПРИРОДЫ И СОДЕРЖАНИЯ НАПОЛНИТЕЛЕЙ НА СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ФЕНИЛОНА

Исследованы физико-механические и триботехнические свойства материалов, полученных на основе термопласта фенилон С-2, модифицированного терморасширенным графитом и синтезированным эпоксисиликатом кобальта. Установлены оптимальные состав композита и режимы эксплуатации. Показано, что совместное использование наполнителей приводит к их взаимному активированию и синергическому эффекту, позволяющему широко варьировать эксплуатационные свойства материала.

Ключевые слова: наполнитель, трение, износ, прочность.

Интенсивное развитие различных областей техники требует разработки новых композиционных материалов на основе полимеров, обладающих высокими значениями эксплуатационных свойств в широком интервале температур. Для практического применения пластмасс часто требуется, чтобы изделие обладало, с одной стороны, способностью значительно деформироваться и не разрушаться при больших нагрузках, а с другой – при умеренных нагрузках противодействовать внешним силам, сохранять размеры и форму [1]. Эти требования, как правило, могут быть удовлетворены только частично. Многие ненаполненные термопласты обладают хорошей стойкостью к ударным нагрузкам и выдерживают значительные деформации без разрушения вследствие высокой пластичности, однако имеют низкий модуль упругости. Армированные пластмассы, например стеклопластики, чаще всего отличаются большой жесткостью, но разрушаются уже при незначительном (~ 1 %) относительном удлинении. Превосходит большинство промышленных пластмасс по комплексу физико-механических показателей фенилон (ФС), получаемый на основе ароматических полиамидов. Преимущество фенилона заключается в том, что материалы на его основе сочетают высокую тепло- и термостойкость с морозостойкостью, жесткость и прочность с хорошими антифрикционными свойствами, пластичностью и стойкостью к ударным нагрузкам, высокую усталостную прочность со стабильными диэлектрическими характеристиками, что обеспечивает возможность их широкого применения в различных отраслях народного хозяйства [2, 3]. Однако высокая вязкость расплава при температурах переработки значительно усложняет процесс получения изделий на основе ФС. Высокие значения коэффициента трения в сухом режиме ограничивают его эксп-

луатационные возможности. Введение в состав ФС в качестве наполнителей твердых смазок (например графита, дисульфида молибдена, фторопласта-4 и др.) приводит к значительному улучшению антифрикционных свойств фенилона, но одновременно способствует снижению прочностных показателей. Существующие недостатки выдвигают задачи для разработки эффективных методов модификации фенилона с целью направленного регулирования его свойств.

В данной работе проведено исследование влияния на свойства ФС совместного действия двух модификаторов: терморасширенного графита (ТРГ) и синтезированного органосиликатного нанокompозита. Выбор ТРГ обусловлен тем, что его введение в ФС обеспечивает существенное улучшение износостойкости и антифрикционных свойств получаемого композита [4]. Данные [5] свидетельствуют, что эпоксисиликаты переходных металлов могут являться эффективными модификаторами для термопластов. Интерес к высокодисперсным органосиликатным продуктам обусловлен их структурными особенностями, которые обеспечивают высокую активность дисперсных частиц и улучшение адгезионного взаимодействия на границе раздела полимерное связующее – наполнитель. Реализация различных физико-химических взаимодействий между связующим и наполнителем в процессе формирования композиционного материала, улучшающих процесс совмещения компонентов, несомненно, будет оказывать значительное влияние на свойства получаемых композитов.

В качестве связующего использовали полиамид фенилон С-2 – линейный гетероциклический сополимер, содержащий в основной цепи амидную группу – НNCO-, соединенную с двух сторон фенильными фрагментами. Получен эмульсионной поликонденсацией

дихлорангидрида терефталевой кислоты со смесью *n*- и *μ*-фенилендиаминов, взятых в эквимолярных количествах.

Терморасширенный графит получен из естественного графита при окислении персульфатом аммония в сернокислой среде с последующей термообработкой при температурах до 1200 К [6]. Структура ТРГ образуется в результате разделения исходного кристалла графита по кристаллографической оси *C* на тонкие ленты из небольшого числа сильно деформированных плоскостей с образованием складчатой структуры, которая обеспечивает ему уникальные свойства. В данной работе использовался ТРГ, который представляет собой вспученные цепочки черного цвета размером 0,2–10,0 мм, насыпной вес ~ 0,005 г/см.

В качестве органосиликатного наполнителя использовали эпоксиликат кобальта (ЭС_{Co}), полученный [5, 7] при интеркаляции атомов *Co* в эпоксиликатную матрицу (ЭС), которая сформирована при модифицировании щелочесиликатного раствора эпоксидиановой смолой ЭД-20 [8] в соотношении компонентов 3SiO₂·Na₂O / ЭС=44/12 (масс. %). Структура синтезированных продуктов представляет структуру гибридно-смешанного типа [5, 9], где в эпоксиликатных нанокластерах (ЭС–Na₂Si₃O₇, ЭС–Na₆Si₃O₁₉) распределены нанодисперсные аморфные и кристаллические частицы (β-Na₂Si₂O₅, SiO₂ размером от 5 до 50 нм и CoSiO₃, CoSi₂O₅ размером 15–25 нм).

Свойства используемых исходных наполнителей представлены в таблице 1.

Гомогенизацию композиций, состоящих из фенилона С-2 и смеси наполнителей ТРГ и ЭС_{Co} (до 30 масс. %), осуществляли по методике, разработанной в лаборатории полимерных композитов ДГАУ (Днепропетровск) [10]. Образцы для исследования получали методом компрессионного прессования при температуре 588±1К и давлении 40 МПа.

Термический анализ образцов осуществляли на дериватографе Q-1500Д системы Паулик-Паулик-Эрдей. Испытания проводили в керамических тиглях на воздухе в интервале температур 298–973К и скорости нагрева – 5,0 °С/мин.

Удельную теплоемкость и коэффициент теплопроводности определяли на приборах ИТ–С-400 и ИТ–λ-400. Температуропроводность рассчитывали по формуле, используя данные коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости.

Прочностные характеристики (разрушающее напряжение при деформации 0,2 % и модуль упругости при сжатии) композиционных материалов (КМ) на основе термопластов определяли на разрывной машине FP-100. Триботехнические характеристики композиционных материалов определяли на машине трения СМЦ-2 при скорости скольжения *v* = 1 м/с и нагрузке 1 МПа.

ТРГ обеспечивает, по сравнению с традиционными графитами [1], повышение теплофизических, физико-механических и триботехнических свойств графитопластов, полученных на основе фенилона (рис. 1). Анализ экспериментальных данных показывает, что в исследуемом диапазоне концентраций ТРГ при увеличении

Таблица 1 – Свойства наполнителей

№ п/п	Наполнитель	Плотность		Пористость П, %
		насыпная, г/см ³	истинная, г/см ³	
1	ЭС _{Co}	0,476	1,998	76,7
2	ТРГ	0,0064	0,573	–

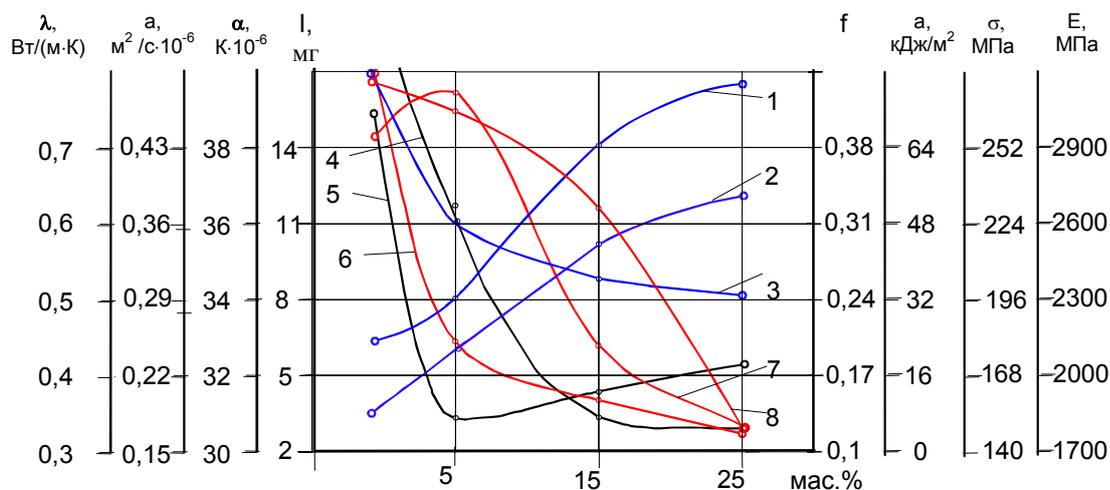


Рис. 1. Зависимость теплопроводности (1), температуропроводности (2), ТКЛР (3), износа (4), коэффициента трения (5), ударной вязкости (6), предела текучести (7) и модуля упругости (8) при сжатии графитопластов от содержания термически расщепленного графита

содержания наполнителя теплофизические (кривые: теплопроводность – 1, температуропроводность – 2, ТКЛР-3) свойства графитопласта улучшаются, а физико-механические (кривые 6, 7, 8), наоборот, как и следовало ожидать, ухудшаются. Наименьший коэффициент трения для данных условий ($PV = 3 \text{ МПа}\cdot\text{м/с}$) по результатам триботехнических характеристик (кривые 4, 5) наблюдается в материале при содержании наполнителя 5 масс. %, но при этом его износ в 5 раз больше, чем у графитопласта, который содержит 15 масс. % ТРГ. Следует указать, что данное значение критерия PV для графитопласта с 5 масс. % ТРГ является предельным, в то время как материалы с наполнителем в количестве 15 и 25 масс. % работают при $PV < 25 \text{ МПа}\cdot\text{м/с}$.

В таблице 2 приведены результаты термического анализа исходных компонентов и двухкомпонентных материалов: ФС, модифицированного ТРГ, в сравнении с материалом ФС – ЭС_{Co}. Анализ данных показывает, что модифицирование фенилона исходными наполнителями приводит к повышению термостойкости.

Для исследованных составов с ростом температуры в целом наблюдается также линейное повышение теплоемкости (табл. 3), обусловленное повышением гибкости цепных макромолекул связующего.

Введение наполнителя в ФС приводит к снижению теплоемкости, что можно объяснить взаимодействием макромолекул связующего с поверхностью наполнителя. Причем сначала наибольшее уменьшение значений теплоемкости наблюдается для составов с ТРГ, а с повышением температуры ($> 373\text{К}$) – для составов с ЭС_{Co}, что, возможно связано с активизацией активных центров эпоксисиликата кобальта и повышением степени взаимодействия компонентов на границе раздела фаз. Значения коэффициента теплопроводности бинарных композиционных материалов по сравнению с исходным связующим повышаются. Наиболее значительные изменения (на 10–58 %) отмечаются при введении ТРГ.

В таблице 4 приведены значения термостойкости ФС, полученного при введении двух наполнителей в зависимости от их соотношения. Анализ данных показывает, что увеличение содержания ТРГ во всех композициях приводит к возрастанию T_0 , T_5 , T_{10} и T_{20} и наиболее эффективное воздействие отмечается при применении наполнителя в количестве 15 масс. %. Содержание ЭС_{Co} меньше влияет на изменение термостойкости материала и наиболее оптимальным содержанием наполнителя является концентрация $\leq 8\%$ [11].

Таблица 2 – Результаты термического анализа исходных компонентов и композитов

Состав материала	Температура*, К				
	T_0	T_5	T_{10}	T_{15}	T_{20}
Фенилон	318	443	653	713	743
ЭС _{Co}	348	515	638	780	908-910
ТРГ	383	943	1013	1053	1083
Фенилон + 15 % ЭС _{Co}	323	443	703	733	753
Фенилон + 15 % ТРГ	325	523	691	733	753

Таблица 3 – Теплофизические характеристики исходного фенилона и композитов

Температура, К	Состав образца								
	Фенилон			Фенилон – 15 масс.% ТРГ			Фенилон – 15 масс.% ЭС _{Co}		
	C_p , кДж/кг·К	λ , Вт/м·К	$\alpha \cdot 10^{-6}$, м ² /с	C_p , кДж/кг·К	λ , Вт/м·К	$\alpha \cdot 10^{-6}$, м ² /с	C_p , кДж/кг·К	λ , Вт/м·К	$\alpha \cdot 10^{-6}$, м ² /с
323	1860	0,31	0,19	1100	0,45	0,35	1116	0,31	0,20
348	1950	0,31	0,19	1160	0,49	0,36	1226	0,31	0,19
373	1960	0,32	0,19	1300	0,49	0,32	1362	0,34	0,18
390	1920	0,34	0,19	1480	0,52	0,30	1344	0,36	0,19
423	1930	0,39	0,20	1680	0,57	0,29	1359	0,39	0,21
448	1910	0,37	0,19	1700	0,56	0,28	1554	0,40	0,19
473	1910	0,40	0,20	1770	0,56	0,27	1741	0,41	0,17
498	1950	0,42	0,18	1790	0,52	0,25	1695	0,42	0,18
523	2300	0,41	0,16	1900	0,45	0,20	1658	0,42	0,19
548	2440	0,43	0,17	2240	0,52	0,20	1840	0,45	0,18
573	2060	0,73	0,32	1760	0,59	0,29	1949	0,46	0,17

Таблица 4 – Термические свойства композитов на основе фенилона

Содержание наполнителей (масс. %)		Температура начала (5 %, 10 % и 20 %) потери массы (К)			
ТРГ	ЭС _{С₀}	T ₀	T ₅	T ₁₀	T ₂₀
15	15	323	393	653	693
15	8	343	618	678	723
15	1	348	488	658	733
8	15	321	373	543	683
8	8	338	518	663	703

По эффективности влияния модификаторов на уменьшение скачка теплоемкости использованные наполнители располагаются в следующий ряд (цифрами указано массовое соотношение компонентов) [11]:

ТРГ1ЭС_{С₀}15 > ТРГ1ЭС_{С₀}8 > ТРГ8ЭС_{С₀}1 > ТРГ8ЭС_{С₀}15 >
 > ТРГ15ЭС_{С₀}15 > ТРГ8ЭС_{С₀}8 > ТРГ15ЭС_{С₀}8 >
 > ТРГ15ЭС_{С₀}1 > ФС > ТРГ1ЭС_{С₀}1.

По мере роста суммарного содержания наполнителей скачок теплоемкости уменьшается к минимуму (321 Дж/кг·К), оставаясь меньшим, чем скачок исходного полимера (876 Дж/кг·К). Такой характер изменения скачка можно объяснить конкурирующим действием на его величину двух факторов. С одной стороны, величина скачка теплоемкости закономерно снижается с ростом количества введенного в композицию наполнителя, за счет исключения некоторой части макромолекул связующего из участия в кооперативном процессе стеклования вследствие взаимодействия их с поверхностью наполнителей. С другой стороны, увеличение концентрации наполнителя приводит к разрыхлению композиции, в результате чего уменьшается число контактов между цепями макромолекул, что приводит к росту их подвижности. Следует отметить,

что наибольшая эффективность гибридного наполнителя проявляется при соотношении компонентов ТРГ/ЭС_{С₀}=1/15 или 1/8, что, возможно, связано с активизирующим действием ТРГ на ЭС_{С₀}, способствующего физико-химическому взаимодействию макромолекул связующего с наполнителем. В целом применение комплексного наполнителя приводит к снижению значений теплоемкости материала и ее изменению с ростом температуры в диапазоне 1240–1360 Дж/кг·К, что значительно ниже, чем при использовании только ТРГ или ЭС_{С₀}.

В таблице 5 представлены результаты изучения теплового расширения полученных материалов.

Полученные данные показывают [11], что максимальное значение температуры стеклования (T_с) наблюдается у композитов состава 8Г15С и 15Г15С.

Анализ физико-механических свойств полученных композитов (рис. 2) позволил установить, что увеличение концентрации ТРГ в составе гибридного наполнителя приводит к уменьшению значений предела прочности и модуля упругости при сжатии, тогда как при увеличении концентрации эпоксисиликата кобальта предел прочности при сжатии уменьшается, а модуль упругости растет [11].

Анализ влияния режимов эксплуатации (давление и скорость скольжения) на триботехнические характеристики материала (рис. 3) с оптимальным содержанием

Таблица 5 – Коэффициент термического линейного расширения и температуры стеклования гибридных композитов

Температура, К	α · 10 ⁶ , К ⁻¹ при содержании наполнителя (ТРГ / ЭС _{С₀}), масс. %								
	15/15	15/8	15/1	8/15	8/8	8/1	1/15	1/8	1/1
298–323	1,85	2,35	2,33	2,67	2,17	2,58	2,63	2,20	2,66
298–348	3,56	4,48	4,63	4,71	4,10	4,93	4,40	4,45	4,88
298–373	4,80	6,60	6,71	6,75	6,14	6,88	6,02	6,73	6,89
298–398	6,47	8,37	8,39	8,62	7,81	8,91	7,54	8,79	9,16
298–423	8,02	10,21	10,15	10,41	9,70	10,64	9,37	10,65	11,15
298–448	9,11	11,78	11,92	11,92	11,28	12,47	11,11	12,51	13,03
298–473	9,57	13,44	13,52	13,77	12,93	14,16	12,62	14,38	14,93
298–498	12,28	15,08	15,59	15,53	14,58	16,45	14,43	15,96	16,79
298–523	13,99	17,19	17,99	17,19	16,69	18,48	15,75	18,21	18,66
298–548	14,24	15,91	17,72	18,53	17,20	18,34	–	–	–
T _с , К	548	544	543	547	542,5	544	540	540	545

наполнителя (состав: ТРГ/ЭС_{С0} = 8/8) по комплексу теплофизических и механических характеристик дает основание сделать следующие выводы: износ и температура в зоне контакта изменяются симбатно, а коэффициент трения антибатно росту давления и скорости скольжения; при одинаковых значениях PV температура в зоне контакта ниже в случае большей скорости, т.е. когда время фрикционного контакта меньше.

Триботехнические исследования композита позволили установить, что при одинаковых значениях PV

температура в зоне контакта ниже при более высокой скорости, т.е. когда время фрикционного контакта меньше (табл. 6). Поверхность образцов композитов в исследованном интервале нагрузок стекловидная, что характерно для усталостного механизма изнашивания.

Сравнение результатов изнашивания КМ при смазке водой и маслом (табл. 7) позволяет отдать предпочтение маслу. Картина изнашивания КМ аналогична наблюдаемой при армировании фенилона органическими волокнами: арамид-Т [12], сульфон-Т [13], и вниивлон [14].

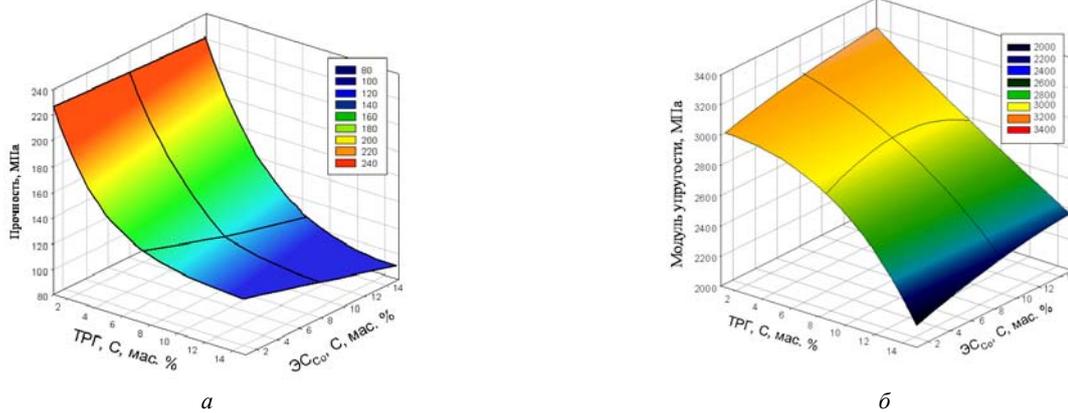


Рис. 2. Зависимость прочности (а) и модуля упругости (б) при сжатии от состава композита на основе фенилона, модифицированного ТРГ и ЭС_{С0}

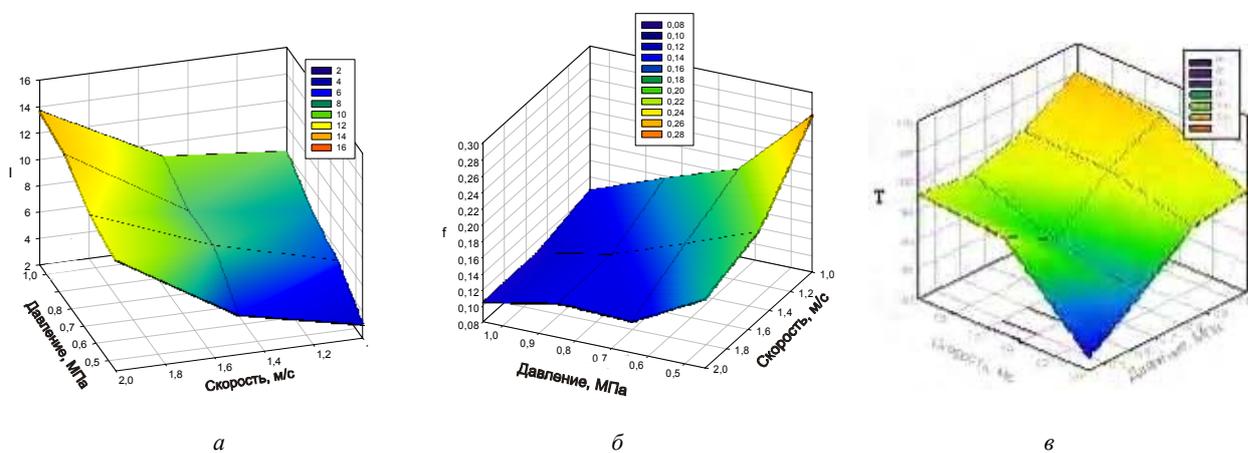


Рис. 3. Зависимость интенсивности линейного износа (а), коэффициента трения (б) и температуры в зоне контакта (в) от скорости скольжения и давления (сталь 45, HRC 52, R_a = 0,17) для композита на основе фенилона с гибридным наполнителем (ТРГ/ЭС_{С0} = 8/8)

Таблица 6 – Зависимость температуры в зоне контакта от режимов эксплуатации

Показатели	PV = 1,6 МПа·м/с	
Скорость скольжения, V (м/с)	2	1,6
Давление, P (МПа)	0,8	10
Температура в зоне контакта, T (К)	372,5	377

Таблица 7 – Износ материала на основе фенилона

Материал	Износ в условиях трения при смазке, мг					
	водой			маслом		
	при нагрузке, МПа					
	2,5	5,0	$I_{5,0}/I_{2,5}$	2,5	5,0	$I_{5,0}/I_{2,5}$
Фенилон	37,5	348,75	9,3	0,35	0,77	2,2
Композит*	1,56	8,6	5,5	0,125	0,275	2,2

Примечание: * – фенилон, модифицированный гибридным наполнителем (8 масс. % ТРГ и 8 масс. % состава ЭС_{Co}).

Таким образом, разработанный материал можно рекомендовать для эксплуатации при значениях фактора PV в режимах: сухого трения – 1,6; при смазке водой – 2,5 и маслом 5,0 МПа·м/с.

Выводы

Полученные результаты показали, что совместное использование наполнителей приводит к их взаимному активированию и синергическому эффекту, позволяющему широко варьировать теплофизические, физико-механические и триботехнические свойства материала.

Перечень ссылок

1. Сытар В. И. Конструкционные материалы на основе графитонаполненного фенилона / Сытар В. И., Буря А. И. // Придніпровський науковий вісник. – 1998. – № 78. – С. 5–31.
2. Burya A. I. Properties and industrial application of hybride composites based on polyamide / Burya A.I.// Prace naukowe Katedry Budowy Maszyn, Seria : Konferencje «Polymery I Kompozyty Konstrukcyjne», 6–9.10.98. – Vol. 2. – P. 51–54.
3. Буря А. И. Новые полимерные композиты в узлах трения железнодорожного транспорта / Буря А. И., Дудин В. Ю., Чукаловский П. А. // Вісник Східноукраїнського національного університету ім. В. Даля. Техн. науки. Серія : Транспорт. – 2004. – № 8. – С. 184–189.
4. Буря А. И. Свойства графитопластов на основе полиамида фенилон, наполненного термически расщепленным графитом / Буря А. И., Дудин В. Ю., Буря А. А. // Тезисы докл. II Украинско-Польской научн. конф. «Полимеры специального назначения», 27–31 мая 2002, Днепрпетровск. – С. 74–75.
5. Кудина Э. Ф. Дисперсные органо-неорганические нанокompозиты, получаемые из растворов силиката натрия: синтез, свойства, применение / Кудина Э. Ф., Плещачевский Ю. М., Буря А. И. // Композитные материалы. – Т. 1. – № 1. – 2007. – С. 8–19.

6. Курневич Г. И. Особенности формирования уплотнительного материала из термически расщепленного графита / Курневич Г. И., Юриков В. С., Вечер А. А. // Неорганические материалы. – 1995. –Т. 31. – С. 457–461.
7. Кудина Е. Ф. Получение эпоксимиеральных дисперсных композитов / Кудина Е. Ф. // Материалы 26-й междунац. конф. «Композиционные материалы в промышленности» (Славполикком). Ялта, Крым, 2006. – С. 315–318.
8. E. F. Kudina. Modification of Alkali Silicate Solutions by Organic Reagents and Investigation of the Properties of the Final Products / E. F. Kudina., Yu. M. Pleskachevskii // Glass Physics and Chemistry. – 2009. – Vol. 35, No. 4. – P. 436–442.
9. Кудина Е. Ф. Разработка высокодисперсных органо-кремнеземных нанокompозитов / Кудина Е. Ф., Плещачевский Ю. М., Буря А. И. // Материалы, технологии, инструменты. – 2008. – Т. 13, № 1. – С. 40–44.
10. Справочник по пластическим массам. Т. 2 / Под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. – М.: «Химия», 1975. – 568 с.
11. Кудина Е. Ф. Влияние эпоксисиликата кобальта и терморасширенного графита на теплофизические свойства фенилона / [Кудина Е. Ф., Буря А. И., Плещачевский Ю. М. и др.] // Вопросы химии и химической технологии. – 2008. – № 6. – С. 66–71.
12. Буря А. И. Повышение износостойкости фенилона, армированного волокном / Буря А. И. // Технология и организация производства : сб. науч. ст. – К.: УкрНИИИТИ, 1976. – № 11. – С. 60–61.
13. Буря А. И. Исследование композиционных материалов, армированных волокном сульфон-Т / Буря А. И., Мовчан В. О., Щетинин А. М. // Технология и организация производства : сб. науч. ст. – К.: УкрНИИИТИ, 1980. – № 1. – С. 52–54.
14. Буря А. И. Органопластики на основе волокон из ароматических полиамидов / Буря А. И., Токарев А. В. // Композиционные полимерные материалы. – 1982. – Вып. 13. – С. 43–46.

Одержано 8.12.2009

A. I. Burya, E. F. Kudina, N. S. Gayun

INFLUENCE OF NATURE AND COMPOUND CONTENT ON PROPERTES OF COMPOSITE BASED ON PHENYLONUM

Досліджено фізико-механічні та трибологічні властивості матеріалів, отриманих на основі термопласту фенілон С-2, модифікованого терморозширеним графітом та синтезованим епоксісилікатом кобальту. Встановлено оптимальний склад композиту й режими експлуатації. Показано, що одночасне використання наповнювачів приведе, до їх взаємної активації та синергетичного ефекту, який дозволяє широко варіювати експлуатаційні властивості матеріалу.

Ключові слова: наповнювач, тертя, зношування, міцність.

Physico-mechanical and tribotechnical properties of materials obtained on the basis of phenilon C-2 thermoplastic modified with thermally expanded graphite and synthesized by cobalt epoxy-silicate have been investigated. The optimum composite content and maintenance modes have been stated. The combined application of compounds result in their mutual activation and synergetic effect allowing to vary widely the operational properties of the material was shown.

Key words: compound, friction, wear, durability.

УДК 621.771.23.09.

Канд. техн. наук А. Б. Максимов

Государственный морской технологический университет, г. Керчь

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ-СЖАТИИ

Представлены данные об изменении пластических характеристик стали при деформировании образцов в одном направлении и циклическом по жесткой схеме нагружения.

Ключевые слова: деформация, растяжение, сжатие, цикличность, объём, пластичность, коэффициент поперечной деформации.

Материал и методика исследования

Для исследования использовали плоские образцы рабочей частью $3 \times 3 \times 3$ мм с захватами из толстолистовой стали марок 10ХСНД и 17Г1С-у в отожженном, нормализованном и термоупрочненном состояниях. Испытание на одноосное растяжение, сжатие и циклическое растяжение-сжатие проводили на усовершенствованной установке ИМАШ-5с-65 [1] при комнатной температуре. Циклическое деформирование проводили по жесткой схеме нагружения по симметричному циклу с амплитудой деформации 2 и 5 %. Для исследования течения металла на рабочей части образца наносили отпечатки с помощью микротвердомера ПМТ-3м через равные промежутки в продольном и поперечном направлениях. Продольную и поперечную деформацию определяли по изменению расстояний между отпечатками в соответствующих направлениях. Коэффициент поперечной деформации рассчитывали по формуле: $\nu = \varepsilon_{\perp} / \varepsilon_{\parallel}$ и брали по абсолютной величине, где ε_{\perp} и ε_{\parallel} – соответственно поперечная и продольная деформации.

Теория и анализ полученных результатов

При одноосном растяжении в интервале 2-3 % величина поперечной деформации возрастает более интенсивно, причем коэффициент поперечной деформации составляет 0,62 и 0,70 соответственно для сталей

17Г1С-у и 10ХСНД (рис. 1). С увеличением продольной деформации интенсивность возрастания поперечной деформации уменьшается, при этом коэффициент поперечной деформации составляет 0,36–0,38 (что довольно близко к значению коэффициента Пуассона в упругой области – 0,28–0,30). Характерно, что зависимость между продольной и поперечной деформациями на обоих участках носит прямопропорциональный характер.

На рис. 2 представлены зависимости относительного изменения объема при растяжении и сжатии. На первых этапах деформирования при растяжении для нормализованного и термоупрочненного состояний происходит уменьшение объема, а затем для сталей во всех структурных состояниях происходит увеличение объема. При сжатии изменение относительно объема противоположно. Такой характер изменения относительного объема находится в соответствии с результатами работы [2]. В теории упругости относительное изменение объема определяется по формуле [3]:

$$\frac{\Delta V}{V} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3, \quad (1)$$

где ε_1 – продольная деформация,

$\varepsilon_2, \varepsilon_3$ – поперечные деформации в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

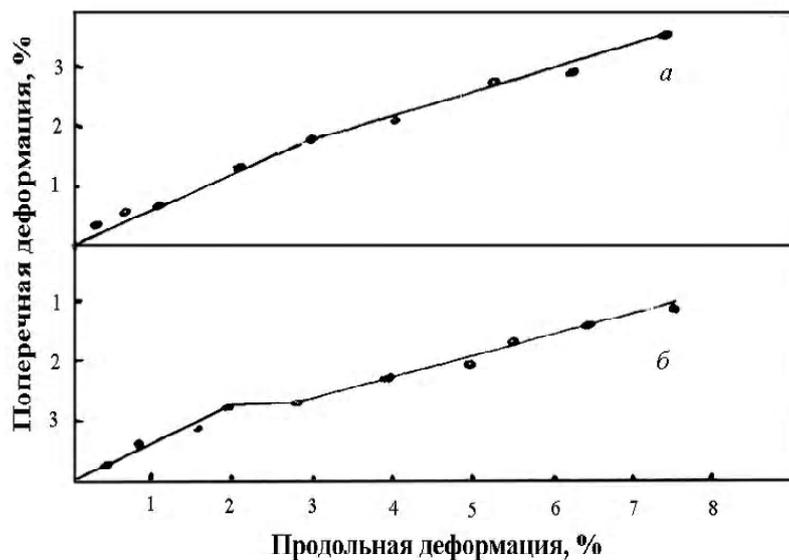


Рис. 1. Зависимость между продольной и поперечной деформациями при одноосном растяжении:

a – сталь 17Г1С – у; *б* – сталь 10ХСНД

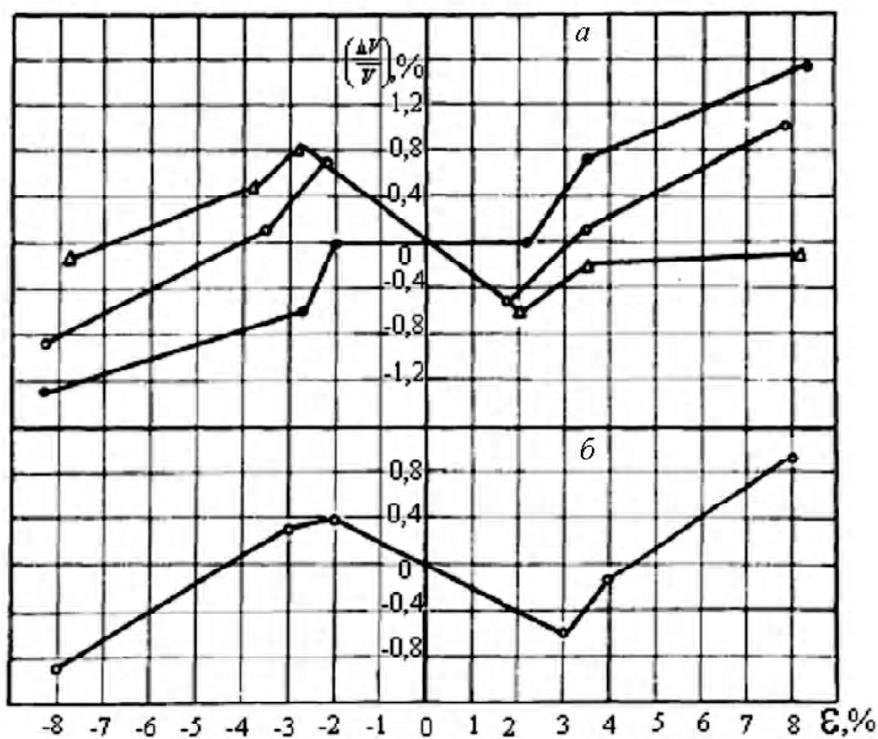


Рис. 2. Зависимость относительного изменения объема $\left(\frac{\Delta V}{V}\right)$ от деформации при растяжении и сжатии:

a – сталь 17Г1С – у; *б* – сталь 10 ХСНД;

● – отожженное состояние; ○ – нормализованное состояние; Δ – термупрочненное состояние

Так как рабочее сечение образца квадратное, то поперечные деформации в двух взаимноперпендикулярных направлениях одинаковые, т.е. $\varepsilon_2 = \varepsilon_3$, тогда формула (1) примет вид:

$$\frac{\Delta V}{V} = \varepsilon_1 + 2\varepsilon_2. \quad (2)$$

Формулы (1) и (2) справедливы и для области пластической деформации, так как отмечается кусочно-прямолинейная зависимость между поперечной и продольной деформациями (рис. 1). Учитывая зависимость между продольной и поперечной деформациями, выражение (2) преобразуем:

при растяжении:

$$\frac{\Delta V}{V} = \varepsilon_1(1 - 2\nu), \quad (3)$$

при сжатии:

$$\frac{\Delta V}{V} = -\varepsilon_1(1 - 2\nu). \quad (4)$$

Согласно экспериментальным данным, при растяжении до (2–3) % продольной деформации коэффициент поперечной деформации составляет 0,62–0,70 и относительное изменение объема уменьшается. При большей степени деформации коэффициент поперечной деформации составляет 0,36–0,38 и относительное изменение объема возрастает. Из формулы (3) следует, что если коэффициент поперечной деформации больше 0,5, то происходит уменьшение относительного изменения объема, а если менее – увеличение.

При деформации продольного сжатия до (2–3) %, когда $\nu = (0,62-0,70)$ относительное изменение объема возрастает, а при большей деформации, когда $\nu = (0,36-0,38)$ относительное изменение объема уменьшается.

Полученные экспериментальные данные находятся в полном соответствии с формулами (3) и (4).

На рис. 3 представлены зависимости поперечной деформации от продольной при растяжении с последующим сжатием по жесткой схеме нагружения, т. е. длина образца при сжатии приводится в исходное состояние. Деформирование по такой схеме приводит к появлению отрицательной остаточной деформации в поперечном направлении. Т. е. возникает гистерезис поперечной деформации. Это приводит к уменьшению относительного объема металла.

При деформировании по полному симметричному циклу по жесткой схеме нагружения с амплитудой 5 % относительное уменьшение объема составляет (0,2–0,6) % в зависимости от марки стали. При амплитуде деформации 2 % – относительного изменения объема в течение одного полного симметричного цикла практически не наблюдалось.

На рис. 5 представлено изменение поперечной деформации при циклическом растяжении – сжатии в зависимости от числа циклов. При амплитуде продольной деформации 5 % происходит увеличение степени поперечной деформации по затухающей зависимости.

Анализ полученных данных позволяет сделать вывод о наличии в реальной структуре металла ориентированных микронесплошностей, которые могут сформироваться, например, в процессе горячей прокатки.

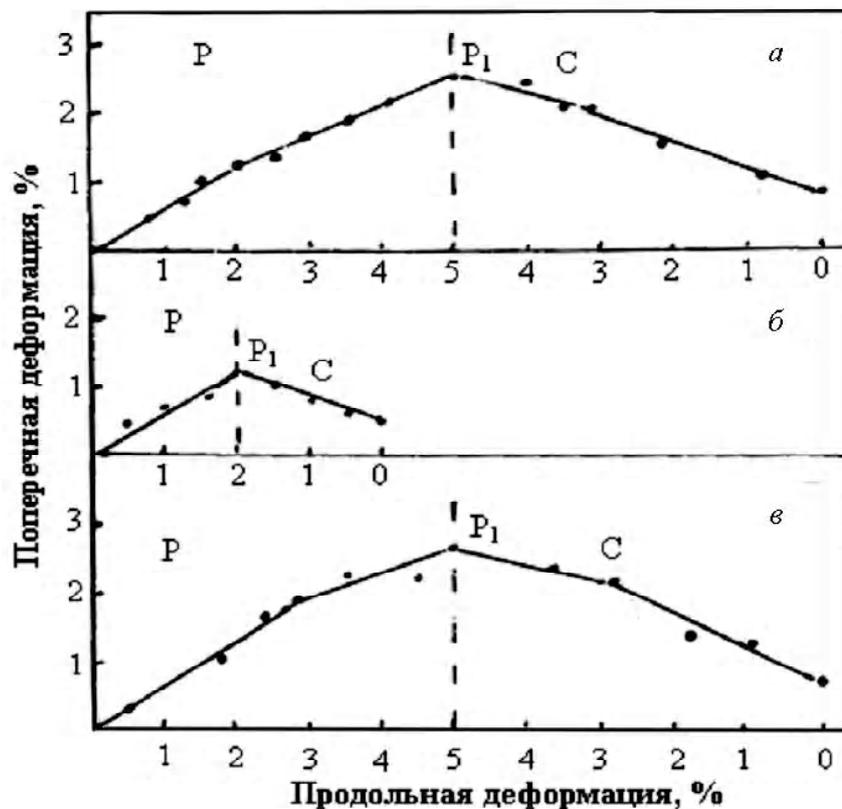


Рис. 3. Изменение поперечной деформации при циклическом деформировании:

а – сталь 17Г1С – у; б – сталь 10 ХСНД

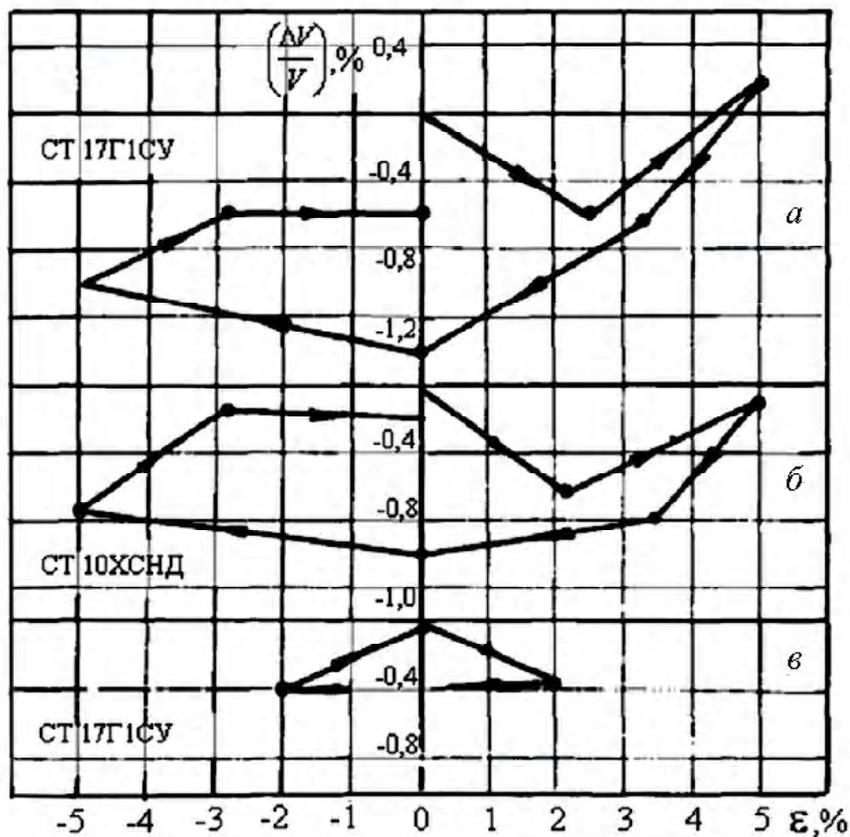


Рис. 4. Изменение относительного изменения объема за полный симметричный цикл деформирования:
a, б – амплитуда деформирования 5 %; *в* – амплитуда деформирования 2 %

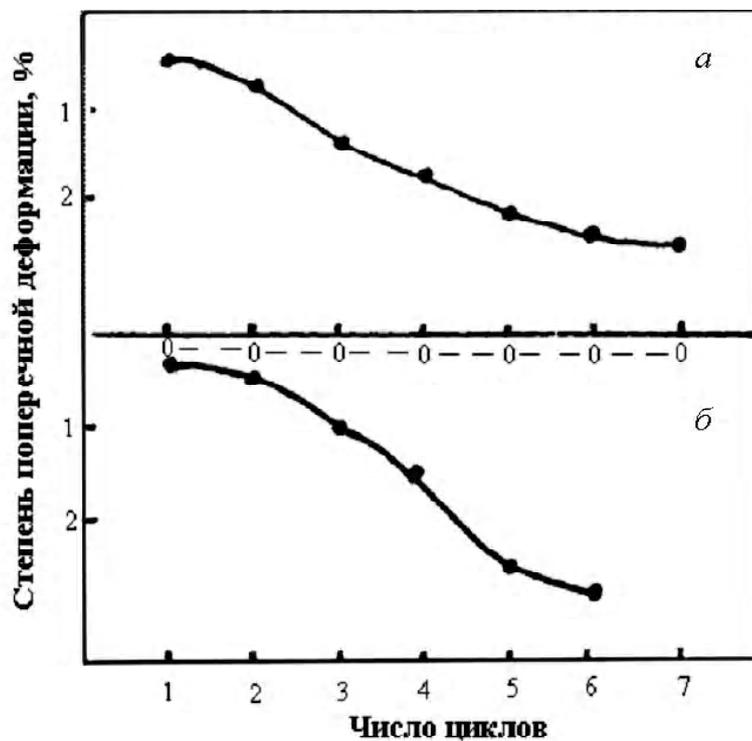


Рис. 5. Изменение продольной деформации в зависимости от числа циклов при циклическом деформировании с амплитудой 5 %: *a* – сталь 17Г1С – у; *б* – сталь 10 ХСНД

В данной работе направление продольной деформации совпадало с направлением горячей прокатки. Вследствие этого на начальных этапах растяжения или сжатия (до 2–3 %) происходит интенсивное соответственно закрытие или открытие ориентированных несплошностей металла. Поэтому в этом случае коэффициент поперечной деформации составляет (0,62–0,70), т.е. более 0,5. Для идеального металла в исходном состоянии микронесплошностей нет, поэтому $\nu = 0,5$, т.е. деформация, по крайней мере, на начальных этапах не должна приводить к изменению объема. Отсюда следует, что деформируя реальный металл на 2–3 % растяжением вдоль направления прокатки можно повысить плотность металла за счет закрытия микронесплошностей. Уменьшение количества микронесплошностей приводит к повышению работы возникновения и распространения трещины, и тем самым к увеличению прочности и вязкости стали.

При деформации стали, например растяжением, возникает упругая волна напряжений. Известно [4], что любую упругую волну можно представить как суперпозицию двух волн: продольной и поперечной, скорости которых вычисляются по формулам:

$$C_e = \sqrt{\frac{E}{\rho}}, \quad (5)$$

$$C_t = \sqrt{\frac{G}{\rho}}, \quad (6)$$

где C_e, C_t – скорости соответственно продольной и поперечной волн;

E – нормальный модуль упругости материала;

G – модуль сдвига материала;

ρ – плотность материала.

Анализ данных, полученных в данной работе и опубликованных ранее [5, 6] показывает, что выполняется соотношение:

$$\frac{\varepsilon_{\parallel}}{\varepsilon_{\perp}} = \left(\frac{C_t}{C_e} \right)^2, \quad (7)$$

Учитывая зависимости (5) и (6), получим:

$$\frac{\varepsilon_{\parallel}}{\varepsilon_{\perp}} = \frac{G}{E} \quad \text{или} \quad \nu = \frac{G}{E}. \quad (8)$$

Для стали коэффициент поперечной деформации, вычисленный по формуле (8), составляет 0,38–0,40 ($E = 21 \cdot 10^5$ МПа, $G = 8,1 \cdot 10^5$ МПа). Выше было экспериментально установлено, что при пластической деформации свыше (2–3) % коэффициент поперечной деформации составляет 0,36–0,38.

Из представленных зависимостей можно сделать предположение, что продольная деформация осуществляется продольными волнами, а поперечная деформация – поперечными волнами.

В области упругой деформации коэффициент поперечной деформации вычисляется по формуле [7]:

$$\nu = \frac{E - 2G}{2G} \quad \text{или} \quad \nu = \frac{E}{2G} - 1. \quad (9)$$

Расчет по формуле (9) дает значение $\nu \approx 0,3$.

Таким образом, коэффициент поперечной деформации в упругой области меньше, чем в пластической. Коэффициент поперечной деформации характеризует степень трансформации продольной деформации в поперечную. Т.е. чем выше коэффициент поперечной деформации, тем больше поперечная деформация.

Выводы

На основании проведенного анализа экспериментальных данных сделаны следующие выводы:

1. При пластическом деформировании растяжением до 2–3 % происходит уплотнение стали за счет закрытия ориентированных микротрещин.

2. Пластическое растяжение с последующим сжатием по жесткой схеме нагружения приводит к возникновению остаточной деформации сжатия в поперечном направлении.

3. При циклическом растяжении – сжатии по жесткой схеме нагружения с амплитудой деформации 5 % происходит накопление остаточной деформации сжатия до 3 %.

Перечень ссылок

1. Подгайский М. С. Усовершенствование установки ИМАШ – 5с – 65. / М. С. Подгайский, А. Б. Максимов // Заводская лаборатория. – 1982. – Т. 47. – № 5. – С. 84–85.
2. Дарков А. В. Сопротивление материалов : [учеб. для студ. высш. учебн. завед.] / А. В. Дарков, Г. С. Шпиро. – М. : Высшая школа, 1989. – 623 с.
3. Надаи А. Пластичность и разрушение твердых тел ; [пер. с англ. Э. М. Надгорного] / Андре Надаи. – М. : Мир, 1989. – 863 с.
4. Ландау Л. Д. Теория упругости : [учеб. для студ. высш. учебн. завед.] / Л. Д. Ландау, Е. М. Лившиц. – М. : Наука, 1968. – 220 с.
5. Максимов А. Б. Распространение упругих волн в композитных сталях / А. Б. Максимов // Механизация производственных процессов рыбного хозяйства, промышленных и аграрных предприятий. – 2005. – № 6. – С. 141–149.
6. Максимов А. Б. Особенности распространения упругих волн в композитных сталях / А. Б. Максимов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2007. – № 1. – С. 39–42.
7. Хирт Дж. Теория дислокаций ; [пер. с англ. Ю. А. Осипьяна] / Джон Хирт, Жак Лоте. – М. : Атомиздат, 1972. – 590 с.

Одержано 16.07.2009

A. B. Maximov

INVESTIGATION OF PLASTIC DEFORMATION UNDER CYCLIC TENSION-COMPRESSION

Представлені дані про зміну пластичних характеристик сталі при деформації зразків у одному напрямку і циклічному за жорсткою схемою навантаження.

Ключові слова: деформація, розтягнення, стиснення, циклічність, об'єм, пластичність, коефіцієнт поперечної деформації.

Changes of steel plastic characteristics during uni-directional samples deformation under cyclic loading on a rigid scheme data was presented.

Key words: deformation, tensile, compression, cyclicity, volume, plasticity, coefficient of transverse strain.

УДК 678.5-419.4:666.189.2

Д-р техн. наук Л. Р. Вишняков, О. В. Нешпор, канд. техн. наук О. В. Мазна,
канд. техн. наук Б. М. Сінайський

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ

УДАРНА СТІЙКІСТЬ ПРИ ШВИДКІСНИХ УДАРНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ СКЛОПЛАСТИКІВ ІЗ ЕПОКСИДНОЮ МАТРИЦЕЮ

Досліджено вплив співвідношення олігомер/отверджувач в епоксидному зв'язуючому на механічні властивості та ударну стійкість склопластиків при високошвидкісному ударному навантаженні. Показано, що збільшення вмісту отверджувача в епоксидному зв'язуючому (до 20 мас. %) збільшує ударну в'язкість композитів.

Ключові слова: композиційний матеріал, полімерна матриця, склопластик, епоксидне зв'язуюче, ударна стійкість.

Вступ

Відомо, що полімерні композиційні матеріали (ПКМ) мають високі функціональні можливості для експлуатації в екстремальних умовах [1, 2]. При створенні таких композитів особливо важливе значення надається природі та характеристикам матеріалу матриці (зв'язуючого). Саме матриця в ПКМ сприймає зовнішнє навантаження та передає його наповнювачу. Разом з тим матриця повинна перешкоджати росту тріщин, які з'являються при руйнуванні волокон [3]. Тому підвищення здатності матеріалу матриці ПКМ до пластичної деформації при збереженні міцності та модуля пружності композиту є актуальною проблемою.

Для армування ПКМ використовують різні види органічних та неорганічних волокон, ниток та волоконистих матеріалів на їх основі. Так, ПКМ на основі арамідних тканин за міцністю, ударною стійкістю і низькою вагою мають одні з найкращих захисних властивостей. У той же час композити на основі скловолокон, що також широко використовують у техніці як ударостійкі матеріали, мають привабливе поєднання

високих механічних характеристик та низької вартості скляних волокон.

Як правило, склопластики на основі термореактивних смол, а саме епоксидних, відрізняються високими показниками міцності [4]. В залежності від хімічної структури епоксидних смол, які використовують як зв'язуюче, а також типу отверджувача та співвідношення олігомер/отверджувач властивості склопластиків можуть варіюватися в широких межах [5]. Метою цієї роботи було дослідження впливу складу епоксидного зв'язуючого на механічні властивості склопластиків та визначення впливу співвідношення олігомер/отверджувач на ударну стійкість при високошвидкісному ударному навантаженні.

Матеріали та методи дослідження

Об'єктами досліджень були полімерні композиційні матеріали на основі склотканини TG- 660 (120) (скло типу E) сатинового плетіння з поверхневою густиною 663,4 г/м². Як матрицю для склопластиків використовували епоксидно-діанову смолу марки ЕД 20

(ГОСТ 10587-84) з масовою долею епоксидних груп 20,0-22,5 %. Як отверджувач епоксидної смоли було використано поліетиленполіамін (ТУ 2413-357-00203447-99).

У роботі з метою дослідження впливу хімічної структури епоксидної композиції на властивості ПКМ були застосовані декілька певних співвідношень олігомер/отверджувач: вміст отверджувача у зв'язуючому становив 10, 15 та 20 мас. %. Кількість зв'язуючого була розрахована для одержання композиту із вмістом матриці – 35 % мас. смоли. Пакет заготовок із просоченої смолою склотканини формували та отверджували під тиском у роз'ємній формі з обмежувачами по розрахованому об'єму в сушильній шафі. Зважаючи на те, що епоксидні терморективні зв'язуючі холодного твердіння, як правило, утворюють ПКМ з меншою монолітністю та з нижчим рівнем властивостей, в роботі проводили термічне отвердження досліджуваного зв'язуючого.

Режим формування вели в такій послідовності: підняття температури до 90 °С та ізотермічна витримка протягом 2 годин; підняття температури до 120 °С та ізотермічна витримка протягом 2 годин; охолодження під тиском у шафі до кімнатної температури.

Визначення механічних властивостей та ударної міцності отриманих зразків ПКМ проводили не раніше, ніж через 7 діб.

Визначення механічних характеристик розроблених матеріалів проводили за стандартними методиками. Розміри і кількість зразків на кожен вид випробувань відповідали стандартам: при розтягу – за ГОСТ 9550-81, при стиску – за ГОСТ 4651-82, при згині – за ГОСТ 4648-71, при зсуві – за ОСТ 1 90032-71, при ударному згині – за ГОСТ 4647-80.

Ударну стійкість отриманих ПКМ визначали при швидкісних імпульсних навантаженнях за спеціальною стандартною методикою шляхом визначення позаперешкодної деформації. Кількісною характеристикою позаперешкодної деформації слугував приведений об'єм вм'ятини в підтримувальному матеріалі (пластиліні), який розраховували за формулою (1), запропонованою авторами в [6]:

$$V' = V \frac{v_{um.}}{v_{\delta}}, \quad (1)$$

де V' – приведений об'єм вм'ятини, см³;

V – вимірний об'єм вм'ятини, см³;

v_{um} – штатна швидкість індентора, що дорівнювала 315 м/с;

v_{δ} – дійсна швидкість індентора, м/с;

Об'єм вм'ятини визначався за виразом:

$$V = \pi h^2 \left(\frac{1}{2} h + \frac{d^2}{8h} - \frac{1}{3} h \right), \quad (2)$$

де h – глибина вм'ятини, см;

d – діаметр вм'ятини, см.

Аналіз отриманих результатів

Результати визначення механічних характеристик отриманих композитів показані на рисунках 1–5 та таблиці 1. Встановлено, що зі збільшення вмісту отверджувача від 10 % (стехіометричного) до 20 % відбувається зниження механічних характеристик склопластику, проте його ударна в'язкість збільшується (з 194 кДж/м² до 210 кДж/м²).

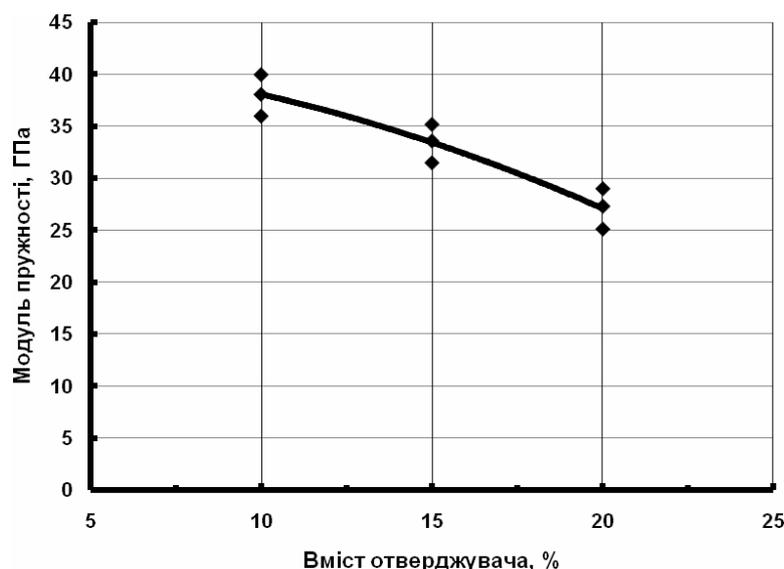


Рис. 1. Залежність модуля пружності при розтягу склопластика від вмісту отверджувача

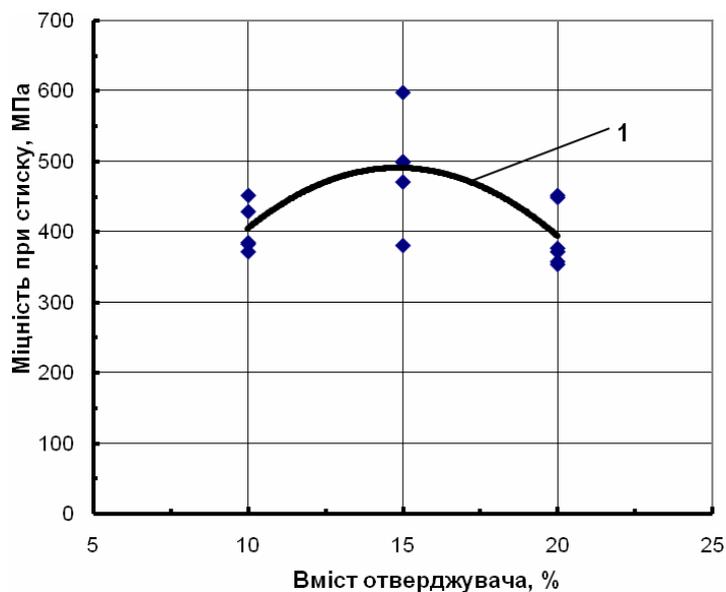


Рис. 2. Залежність міцності при стиску склопластика від вмісту отверджувача

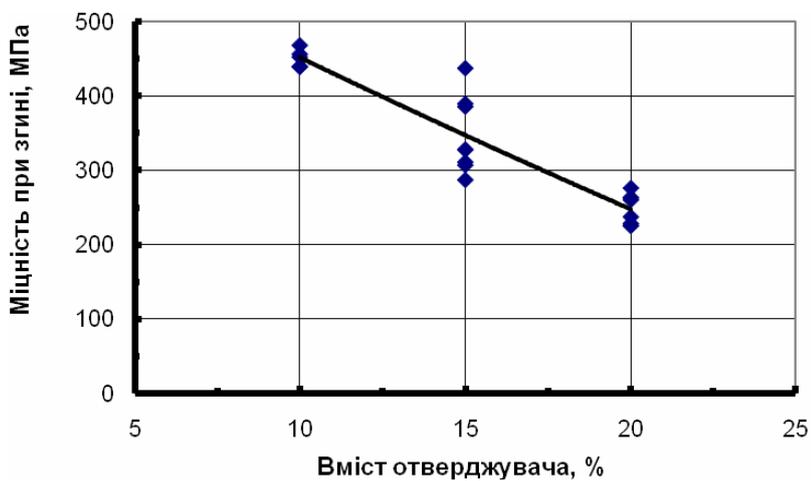


Рис. 3. Залежність міцності при згині склопластика від вмісту отверджувача

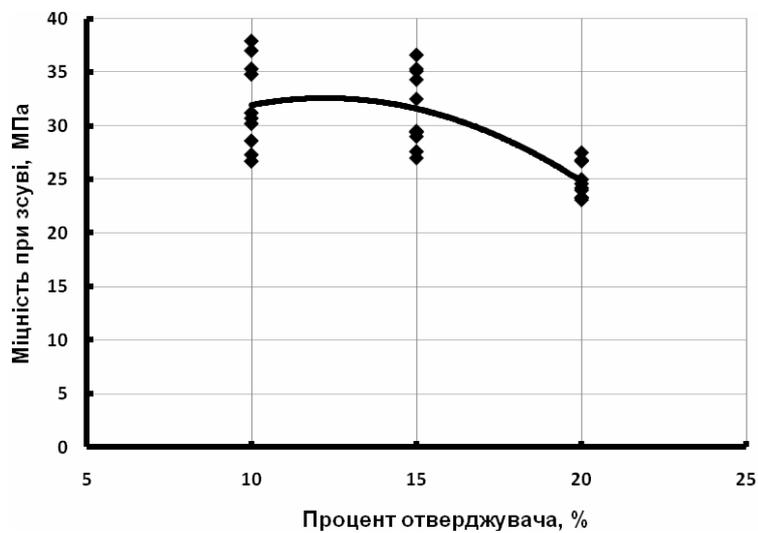


Рис. 4. Залежність міцності при зсуві склопластика від вмісту отверджувача

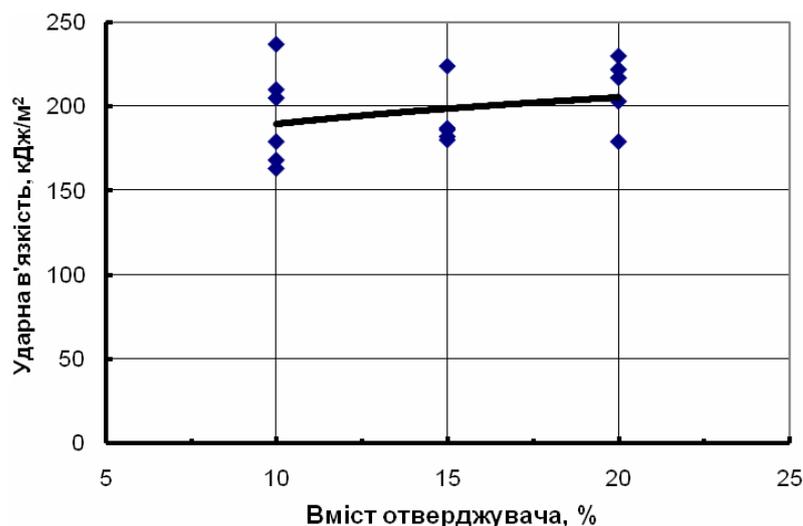


Рис. 5. Залежність ударної в'язкості склопластика від вмісту отверджувача

Таблиця 1 – Механічні властивості склопластиків залежно від вмісту отверджувача в епоксидному зв'язуючому

Вміст отверджувача	Механічні властивості														
	E, ГПа			σ_{cm} , МПа			$\sigma_{зг}$, МПа			$\tau_{зсв}$, МПа			a, кДж/м ²		
	\bar{E}	S_E	$E_{0,95}$	$\bar{\sigma}_{cm}$	S_E	$\sigma_{0,95}$	$\bar{\sigma}_{зг}$	S_E	$\sigma_{0,95}$	$\bar{\tau}_{зсв}$	S_E	$\tau_{0,95}$	\bar{a}	S_E	$a_{0,95}$
10 %	38,0	1,6	35,1-40,9	404 229	30,8 229	(361-446) (216-242)	452	11,0	437-467	32,0	3,8	27,6-36,4	194	26,1	164-224
15 %	33,4	1,5	30,7-36,1	490 248	69,4 16,4	(394-585) (225-271)	347	48,5	304-390	31,6	3,3	29,1-34,1	194	17,4	170-218
20 %	27,3	1,6	24,2-30,2	393 193	40,9 15,0	(346-440) (176-210)	247	19,2	230-264	24,8	1,5	23,7-25,9	210	17,9	185-235

Примітка: 1. E – модуль пружності, σ_{cm} – міцність на стиск, $\sigma_{зг}$ – міцність на згин, $\tau_{зсв}$ – міцність на міжшаровий зсув, a – ударна в'язкість, \bar{E} – середньоарифметичне значення, S_E – середньоквадратичне відхилення, $E_{0,95}$ – 95 % довірчий інтервал.
2. У чисельнику значення міцності при стиску поперекармувальних шарів, у знаменнику – продовж шарів.

Такий характер отриманих властивостей ПКМ можна пояснити тим, що вміст отверджувача викликає зміну просторової структури полімеру, а саме – перемену щільності утворюваної полімерної сітки. Відомо, що затверділі епоксидні зв'язуючі являють собою аморфні тримірні полімери, ланки або ланцюжки яких поєднані між собою в поліфункціональних вузлових точках (хімічних вузлах), утворюючи єдину просторову сітчасту структуру – полімерну сітку [7]. Щільність сітки визначається довжиною ланцюжка між реакційноздатними групами олігомерів, функціональністю олігомерів та отверджувачів і ступенем конверсії реакційноздатних груп (ступенем отвердження). Епоксидні зв'язуючі, які отверджені амінами, являють собою, як правило, густосітчасті полімери, що містять оксиамінні та прості

ефірні групи, які додають гнучкість ланкам макромолекул. При цьому максимальна щільність полімерної сітки спостерігається при стехіометричному співвідношенні олігомерів (смоли) та отверджувача [5, 7]. У випадку недостатньої кількості отверджувача зменшується частота хімічних вузлів сітки, а при надлишковій кількості отверджувача може виникати пластифікувальний ефект, який саме і може впливати на ударну стійкість ПКМ.

Показники ударної стійкості зразків склопластиків (рис. 6) залежно від вмісту отверджувача при швидкісних імпульсних навантаженнях наведені в табл. 2. Випробувані зразки панелей, які були навантажені інденторами зі швидкістю 296–310 м/с (табл. 2), свідчать про зменшення зон руйнування при 20 мас. % отверджувача. Подібні результати були отримані в [8, 9].

Таблиця 2 – Ударна стійкість склопластиків

Вміст отверджувача, % мас.	Глибина вм'ятини, см	Діаметр вм'ятини, см	Швидкість індертору, м/с	Приведений об'єм вм'ятини, см ³	Приведеного об'єм вм'ятини (середнє значення), см ³
10	1,0	6,3	308	16,4	12,5
	0,9	4,8	303	8,8	
	1,0	5,4	305	12,3	
15	1,1	5,1	307	12,6	13,5
	1,2	5,3	297	15,14	
	1,0	5,4	296	12,7	
20	0,9	5,2	301	10,3	10,7
	1,1	4,9	310	11,2	
	1,0	5,0	305	10,6	



a



б



в

Рис. 6. Зразки склопластиків після випробувань на епоксидному зв'язуючому з вмістом отверджувача:

a – 10 %, *б* – 15 %, *в* – 20 %

Таким чином, в досліджуваних композитах продемонстрована менша позаперешкодна деформація, а площа зон руйнування (розшарування) на тильному боці пластин є малою. Саме це становить певну привабливість для практичного застосування склопластиків.

Висновки

Проведені дослідження показали, що склад епоксидного зв'язуючого, а саме співвідношення олігомер/отверджувач впливає на механічні властивості склопластиків. Збільшення вмісту отверджувача в епоксидному зв'язуючому спричиняє зниження механічних характеристик склопластику і разом з тим збільшує його ударну в'язкість. Це приводить до зростання ударної стійкості при швидкісному ударному навантаженні.

Перелік посилань

1. Перепелкин К. Е. Полимерные волокнистые композиты, их основные виды, принципы получения и свойства / Перепелкин К. Е. // Химические волокна. – 2005. – № 4. – С. 7–22.
2. Нешпор А. В. Ударопрочные слоистые полимерные композиционные материалы / Нешпор А. В., Вишняков Л. Р., Мазная А. В. // Технологические системы. – 2009. – № – С. 20–24.
3. Михайлин Ю. А. Связующие для полимерных композиционных материалов Михайлин Ю. А., Кербер М. Л., Горбунова И. Ю. // Пластические массы. – 2002. – № 2. – С. 14–21.
4. Забашта В. Ф. Полимерные композиционные материалы конструкционного назначения / Забашта В. Ф., Кривов Г. А., Бондарь В. Г. – К. : Техніка, 1993. – 160 с.
5. Зайцев Ю. С. Эпоксидные олигомеры и клеевые композиции / [Зайцев Ю. С., Кочергин Ю. С., Пактер М. К., Кучер Р. В.]. – К. : Наук. думка, 1990. – 200 с.
6. Вишняков Л. Р. Дослідження конструктивно-технологічних факторів для розробки високоенергостійких бронееlementів на основі кераміки / [Вишняков Л. Р., Мазная А. В., Нешпор О. В. и др.] // Проблемы прочности. – 2004. – № 6. – С. 43–47.
7. Смотровая С. А. Исследование жесткоцепных и демпфирующих характеристик эпоксидных связующих применяемых для изготовления динамически подобных моделей / Смотровая С. А. // Пластические массы. – 2002. – № 1. – С. 15–18.
8. L. M. Nunes Evaluation of the damaged area of glass-fiber-reinforced epoxy-matrix composite materials submitted to ballistic impacts / L. M. Nunes, S. Paciornik, J.R.M. d'Almeida // Composites Science and Technology. – 2004. – Vol. 64. – P. 945–954.
9. J.E.L. da Silva Jr Determination of the post-ballistic impact mechanical behavior of a $\pm 45^\circ$ glass-fabric composite / J.E.L. da Silva Jr, S.Paciornik, J.R.M. d'Almeida // Polymer Testing. – 2004. – Vol. 23. – P. 599–604.

Одержано 12.01.2010

L. R. Vishnyakov, A.V. Neshpor, A. V. Maznaya, B. M. Sinayskiy

IMPACT RESISTANCE TO HIGH IMPACT LOADING OF GLASS-EPOXY MATRIX

Исследовано влияние соотношения олигомер/отвердитель в эпоксидном связующем на механические свойства и ударную стойкость стеклопластиков при высокоскоростном ударном нагружении. Показано, что увеличение содержания отвердителя в эпоксидном связующем (до 20 мас. %) увеличивает ударную вязкость композитов.

Ключевые слова: композиционный материал, полимерная матрица, стеклопластик, эпоксидное связующее, ударная стойкость.

The oligomer to solidifier ratio in an epoxy binder was investigated in terms of its influence on the mechanical properties and the impact resistance of glass fiber plastics at high-velocity impact loading. It was shown that the solidifier content increase in the epoxy binder (up to 20 wt. %) increases the composite fracture toughness.

Key words: composite material, polymer matrix, glass fiber plastics, epoxy binder, impact resistance.

III ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ТА ОБРОБКИ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ

УДК 669.295

Т. А. Коваленко¹, канд. техн. наук А. В. Овчинников²

¹ ОАО «Мотор Сич», ² Национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

Исследовано влияние исходного состояния (литого и деформированного) на формирование субмикроструктурной структуры в техническом титане ВТ1-0 после интенсивной пластической деформации методом винтовой экструзии. Показано, что в сплаве ВТ1-0 независимо от его исходного состояния после винтовой экструзии формируется однородная субмикроструктурная структура, повышаются прочностные характеристики и относительное сужение. Для сокращения технологической цепочки получения субмикроструктурных α -титановых сплавов предложено в качестве исходной заготовки при винтовой экструзии использовать слитки взамен прутков.

Ключевые слова: титан, винтовая экструзия, субмикроструктурная структура, прочность, отливка, прутки.

1 Введение

Традиционные методы повышения механических свойств титановых сплавов, в том числе путем легирования и термообработки, в большинстве своем исчерпали свои возможности. Для существенного повышения механических свойств необходимы принципиально новые подходы. В связи с этим большой интерес представляют методы измельчения структуры до субмикроструктурного (СМК) и наноразмерного состояний [1, 2].

Одним из наиболее эффективных методов получения СМК структуры является технология интенсивной пластической деформации (ИПД), которая позволяет получать объемные заготовки, достаточные для изготовления изделий [3]. Из ряда методов ИПД наибольшего внимания заслуживает винтовая экструзия (ВЭ) с применением противодавления [4, 5]. Микроструктурное измельчение при этом происходит за счет сдвиговой деформации.

На микроуровне пластический сдвиг зарождается в зонах структурных концентраторов напряжений и проявляется во взаимодействии дефектов кристаллического строения [6]. Формирование границ СМК зерен обусловлено объединением элементарно подобных фрагментов, в которых число «поверхностных» и «объемных» атомов сопоставимо. Такой «поверхностный эффект» является физической причиной специфического поведения СМК и наноразмерных материалов [7].

В публикациях, посвященных вопросам получения титана и его сплавов в субмикроструктурном состоянии, широко изучен комплекс механических свойств [8], различные технологические схемы ИПД [9, 10]. Однако в них практически отсутствуют данные о влиянии исходной структуры на формирование СМК структуры, о распределении элементов в сплаве, подвергнутом ИПД.

Учитывая, что использование в качестве исходной заготовки при ВЭ слитков взамен прутков может существенно сократить технологический процесс изготовления полуфабрикатов с СМК структурой, в работе исследовали титановый сплав ВТ1-0 после обработки ВЭ в литом и деформированном состоянии.

Целью данной работы явилось определение влияния исходной структуры (литой и деформированной) на формирование субмикроструктурной структуры в сплаве ВТ1-0, механизмы его разрушения и комплекс механических свойств.

2 Материалы, методика исследования, оборудование

В работе использовали титан технической чистоты марки ВТ1-0 в литом (слиток вакуумно-дугового переплава диаметром 60 мм, высотой 70 мм) и деформированном (фрагмент прутка диаметром 60 мм, длиной 70 мм) состоянии. Химический состав сплава определяли спектральным анализом по ГОСТ 1 9863.1-19863.13.

СМК структуру получали интенсивной пластической деформацией методом винтовой экструзии (давление прессования 2400 МПа, противодавление 200 МПа, температура 350 °С) на установке, разработанной ДонФТИ им. А.А. Галкина [11]. Количество проходов при ВЭ изменялось от 1 до 7.

Полученные заготовки имели прямоугольное сечение 25×40 мм, длину 65 мм, из последних изготавливали цилиндрические образцы с размерами рабочей части Ø 5×55 мм для определения механических свойств при испытании на растяжение. Испытания проводили на машине INSTRON-8801 при скорости перемещения захватов 15 мм/мин. Оценивали предел текучести ($\sigma_{0,2}$), предел прочности (σ_b), относительное удлинение (δ), относительное сужение (ψ). Механические характеристики определяли в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Микротвердость измеряли на приборе ММ7Т фирмы «BUEHLER» при нагрузке индентора, равной 50 г в течение 10 с (ГОСТ 2999, ГОСТ 9450). Для замера микротвердости изготавливали продольные осевые микрошлифы, подвергавшиеся механическому полированию. На каждом образце ставили по 10 отпечатков алмазной пирамидки.

Структурный анализ проводили с использованием оптического микроскопа «НЕОРНОТ-32» при увеличении 500× и растрового электронного микроскопа JSM-T300 фирмы JEOL (увеличение 2500×) при ускоряющем напряжении 20...30 кВ во вторичных электронах. Травление металлографических шлифов осуществляли в реактиве следующего состава: HF-10мл, HNO₃ – 25 мл, глицерин – 65 мл).

Качественное распределение химических элементов в сплаве BT1-0 определяли на электронном микроскопе JSM-6360LA, оснащенный системой для проведения энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа (РСМА)

Поверхности разрушения образцов исследовали при увеличении 16× осмотром под тринокулярным микроскопом МСП-2 фирмы «ЛМО», фрактографическое исследование проводили при увеличениях 1000×, 5000× на микроскопе JSM -T300.

Размер структурных составляющих определяли методом секущих [12] при увеличениях 500-1000× на 10 полях размером 0,1×0,1 мм, размер ямок в изломах измеряли на 5 полях (0,1×0,1 мм) фрактограмм каждого образца.

3 Результаты исследования и их обсуждение

Заготовки, подвергавшиеся ИПД методом ВЭ, имели различное исходное состояние: литое (слиток) и

деформированное (пруток). Химический состав и механические свойства прутка и слитка приведены в таблице 1.

Микроструктура литого сплава BT1-0 представляла собой β-превращенные зерна размерами 150...200 мкм, состоящие из пачек параллельных α-пластин, толщина которых составляла 4...10 мкм, их длина соизмерима с размером первичного β-зерна (рис. 1, а).

Микроструктура прутка отличалась от литой нечеткими границами исходного β-зерна, большей разориентировкой колоний α-пластин и меньшими размерами последних: толщина α-пластин составляла 2...4 мкм, длина – 60...100 мкм (рис. 1, б).

Для сплава BT1-0 характерно наличие повышенной концентрации примесных элементов по границам зерен и между α-пластинами [13, 14], что отражается на механизмах его разрушения и на механических свойствах. Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что по границам α-пластин исходных литых и деформированных образцов в виде тонких прослоек располагаются примеси железа (рис. 2).

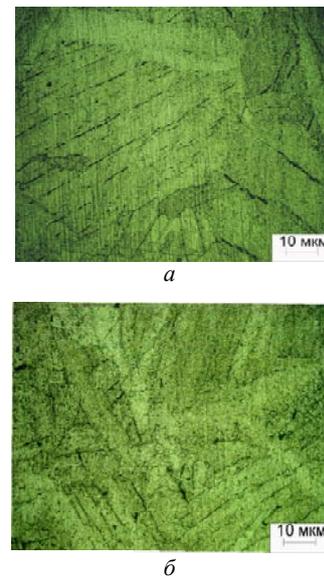


Рис. 1. Микроструктура исходных образцов из сплава BT1-0: а – слиток ; б – пруток

Проведение ИПД методом ВЭ титановых заготовок привело к измельчению структурных составляющих и более равномерному распределению примесей.

Анализ микроструктуры образцов (с исходным литым и деформированным состоянием) после каждого прохода показал, что после 1-2 проходов α-пластины изгибались и вытягивались вдоль направления

Таблица 1 – Химический состав и механические свойства исходных заготовок из сплава BT1-0

Исходная заготовка	Содержание элементов, (средние значения, % масс.)						Механические свойства (средние значения)			
	Ti	Fe	Si	O ₂	N ₂	H ₂	σ _b	σ _{0,2}	δ	ψ
							МПа		%	
пруток	основа	0,20	0,08	0,14	0,04	0,01	426	385	20	48
слиток	основа	0,25	0,10	0,10	0,04	0,01	350	300	17	37

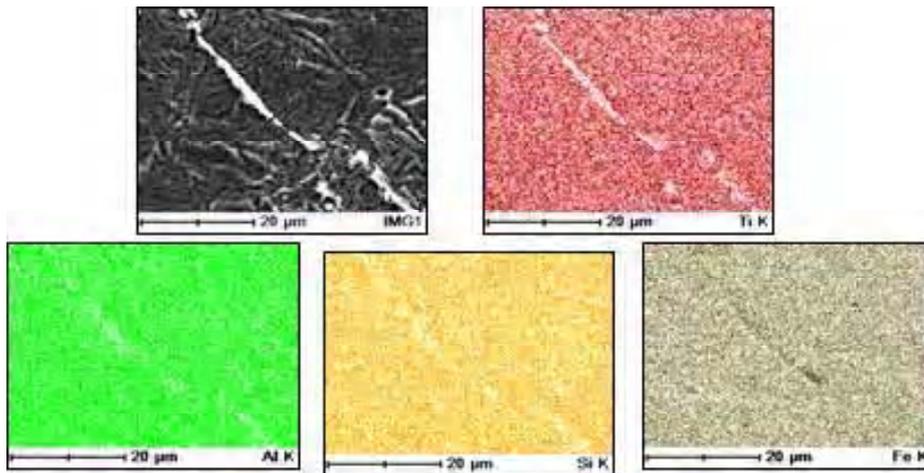


Рис. 2. Энергодисперсионный рентгеноспектральный качественный микроанализ распределения элементов в сплаве ВТ1-0 (исходное состояние)

течения металла. Наибольшее формоизменение испытывали пластины, расположенные перпендикулярно этому направлению, однако изменение структуры произошло не во всем объеме заготовки (рис. 3, *a, z*).

После 3-го прохода в образцах с исходным деформированным состоянием наблюдалось дробление внутризеренной структуры (рис. 3, *б*). В структуре сплава с исходным литым состоянием после 3-го прохода длина пластин уменьшилась до 5...10 мкм, толщина существенно не изменилась (рис. 3, *д*). Дробление α -пластин на отдельные вытянутые фрагменты, вероятно, связано с перерезанием и разделением их в местах сильной локализации сдвиговой деформации.

После 4-го прохода толщина и длина α -пластин становились примерно одной величины: 3...5 мкм – в образцах с исходной литой структурой и 2...3 мкм – в структуре образцов, изготовленных из прутка. Таким образом, уже после 4-х проходов в сплаве ВТ1-0 происходит переход от микроструктуры пластинчатого типа к равноосной.

Пятый проход при ВЭ вызывал дальнейшее дробление структурных составляющих до СМК размеров (0,4...1 мкм). Микроструктура образцов становилась гомогенной, практически идентичной независимо от их исходного состояния (рис. 3, *в, e*). Последующая ИПД нецелесообразна, т. к. не приводила к видимым изменениям в микроструктуре сплава.

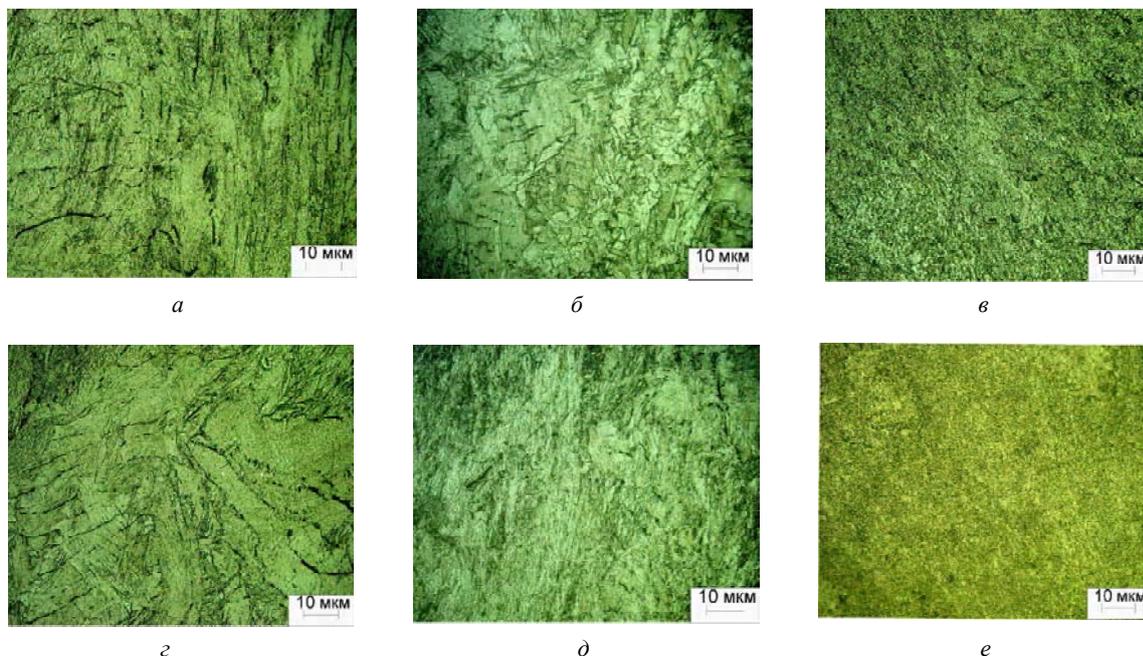


Рис. 3. Изменение микроструктуры сплава ВТ1-0 при ВЭ:

a, б, в – образцов с исходным литым состоянием; *z, д, e* – образцов с исходным деформированным состоянием

По мере изменения структуры в результате ИПД заготовок изменялись и свойства сплава ВТ1-0.

Об упрочнении сплава ВТ1-0 за счет накопления деформаций свидетельствовало повышение микротвердости с увеличением количества проходов при ВЭ по сравнению со значениями исходных образцов (рис. 4).

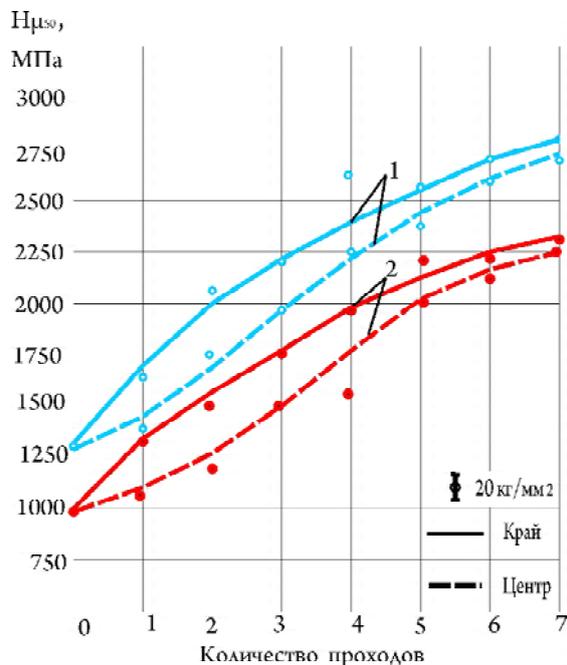
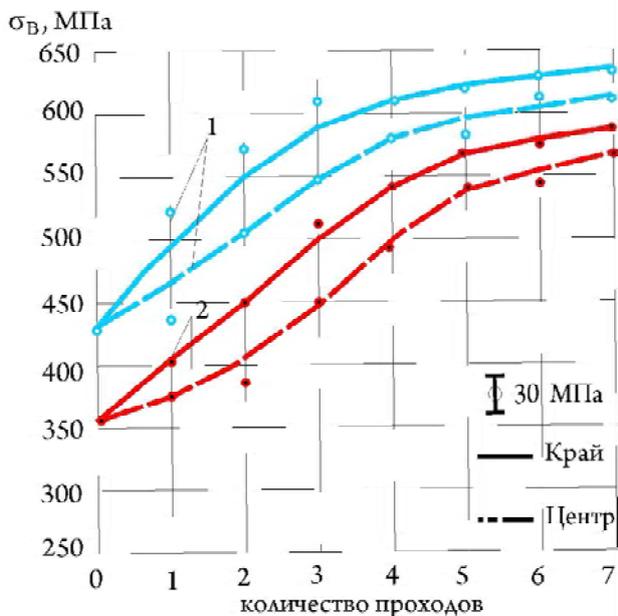
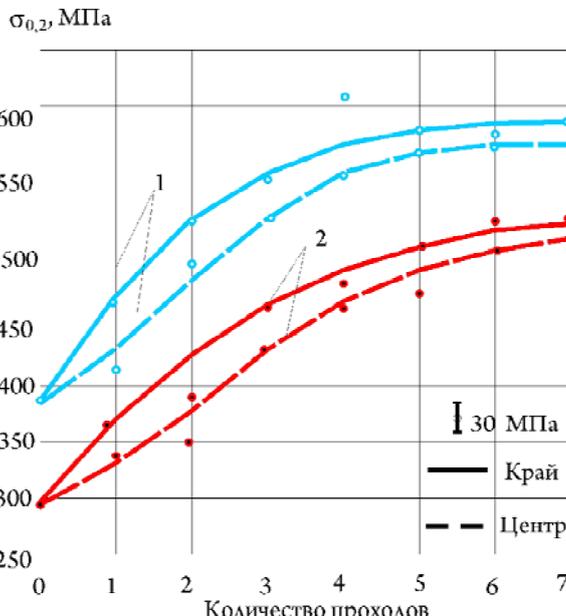


Рис. 4. Зависимость микротвердости образцов из сплава ВТ1-0 от количества проходов при ВЭ:

- 1 – исходная заготовка – пруток;
- 2 – исходная заготовка – отливка



а



б

Рис. 5. Зависимости предела прочности (а) и относительного предела текучести (б) образцов из сплава ВТ1-0 от количества проходов при ВЭ:

- 1 – исходная заготовка – пруток; 2 – исходная заготовка – отливка

Из представленной зависимости следует, что с увеличением количества проходов при ВЭ микротвердость сплава ВТ1-0 возрастает в ~2,5 раза. При этом уже после первого прохода отмечается разница в уровне свойств между образцами, изготовленными из центральных и периферийных (краевых) зон полученной заготовки. Это связано с неравномерной деформацией (проработкой) материала образцов на первых проходах. После 2...3 проходов разница в значениях микротвердости краевой и центральной областей заготовки составляла 14 %, по мере увеличения количества проходов разница в значениях микротвердости сократилась до 5 %, из чего следует, что после 5-7 проходов деформация осуществлялась равномерно по сечению заготовки и структура ее становилась проработанной во всем объеме.

Тенденция, аналогичная изменению микротвердости, прослеживалась и для пределов прочности (рис. 5, а), и для текучести материала образцов (рис. 5, б).

Предел прочности образцов также повышался с увеличением количества проходов: в среднем на 50 МПа за один проход, после 1-3 проходов, начиная с 4-го прохода, интенсивность прироста прочности уменьшилась до 20 МПа и после 5-го прохода изменялась на величину менее 10 МПа. Уменьшение величины прироста прочности связано с тем, что в структуре деформированного металла после 5-ти проходов существенного дробления структурных составляющих не происходило.

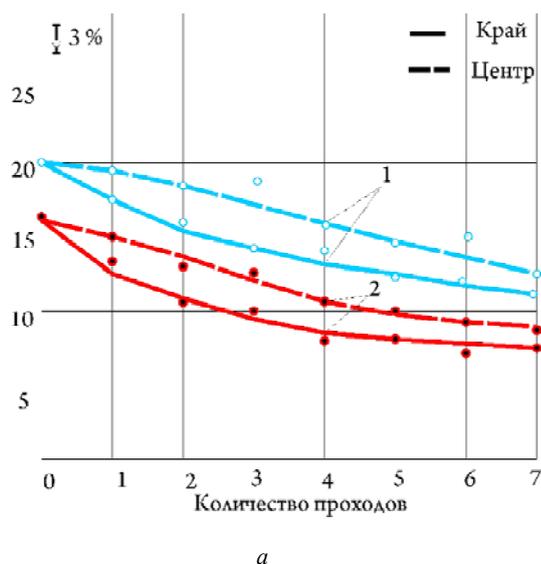
В результате после 7-ми проходов прочность образцов из сплава ВТ1-0 с исходной деформируемой структурой повысилась с 426 до 658 МПа (до 1,5 раза),

а с исходной литой структурой – с 350 до 610 МПа (до 2 раз). Таким образом, разница в упрочнении между образцами с исходным литым и деформируемым состоянием составляла не более 5 %.

Характер изменения предела текучести аналогичен изменению предела прочности независимо от исходного состояния образцов: по сравнению с исходным состоянием предел текучести повысился в 1,7 раза – для исходного литого состояния и в 1,4 раза – для исходного деформированного состояния.

Характер изменения пластических характеристик (относительного удлинения и сужения) различен. Относительное удлинение снижалось уже после 1-го прохода с 20 до 17 % для образцов с исходным деформированным состоянием и с 17 до 15% для образцов с исходной литой структурой. С увеличением количества проходов тенденция к снижению относительного удлинения сохранялась, и после 7-го прохода составляла ~ 12 % (рис. 6, а).

Снижение пластичности по сравнению с исходным состоянием в ~ 2 раза обусловлено накоплением пластичности, %



тических деформаций и связанными с этим процессами упрочнения. Более низкие значения относительного удлинения образцов с СМК структурой также свидетельствует о склонности к быстрой локализации деформации и, как следствие, низкой способности к равномерному деформированию при растяжении, что хорошо видно по форме образовавшейся шейки – более узкой и вытянутой в образцах с СМК структурой (рис. 7, а, б).

В тоже время относительное сужение образцов после ИПД методом ВЭ увеличивалось по сравнению с исходным литым состоянием – с 33 до 62 % и с 50 до 66 % – на образцах с исходным деформированным состоянием. Увеличение относительного сужения до ~1,5 раза связано с тем, что с измельчением микроструктуры в сплаве ВТ1-0 повышается работа деформации за счет увеличения протяженности межзеренных границ, наличия полос двойникования, выступающих в роли регулярных барьеров на пути развития трещины и повышения однородности микроструктурного состояния [15].

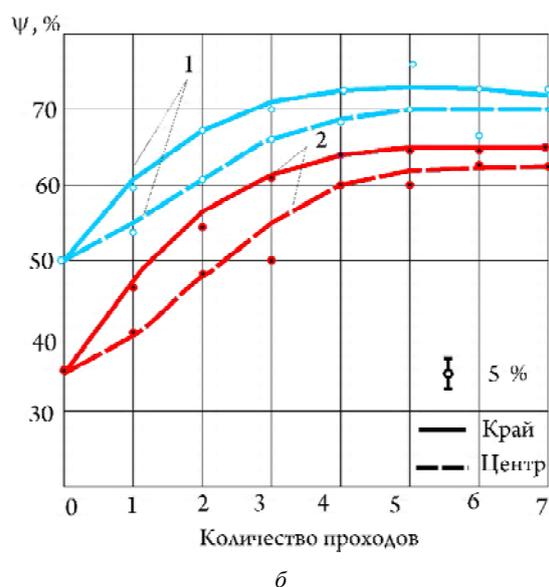


Рис. 6. Зависимости относительного удлинения (а) и сужения (б) образцов из сплава ВТ1-0 от количества проходов при ВЭ: 1 – исходная заготовка – пруток; 2 – исходная заготовка – отливка

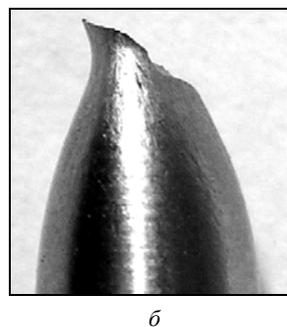
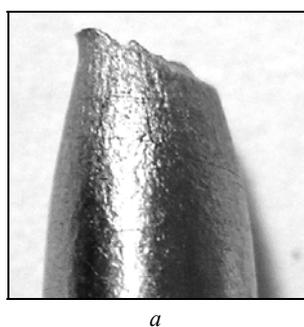


Рис. 7. Внешний вид шейки разрывных образцов из сплава ВТ1-0 после испытания: а – исходное состояние (пруток), б – СМК-состояние прутка

Таким образом, можно сделать вывод о том, что после 5-7 проходов разница в прочностных и пластических свойствах образцов с различным исходным состоянием сокращается до ~ 5 %, поэтому дальнейшее увеличение количества проходов нецелесообразно.

Поверхности разрушения разрывных образцов из сплава ВТ1-0 независимо от их микроструктуры имели чашечную форму, характерную для вязкого разрушения материала, с волокнистой средней (донной) частью и более гладкой конической поверхностью (скосами). При этом у образцов в исходном состоянии (рис. 8, *а*) донная часть имела округлую форму и занимала большую площадь (3,0×3,5 мм), чем средняя часть эллипсоидной формы поверхности разрушения разрывного образца (2,0×4,2 мм) с СМК структурой (рис. 8, *б*). Ширина скосов, образованных по механизму вязкого среза и характеризующих способность материала образца пластично деформироваться, также различна: в образце с литой структурой она составляла ~ 1,5 мм, с СМК структурой ~ 2,5 мм.

Фрактографическое исследование поверхностей разрушения позволило установить, что разрушение образцов сплава ВТ1-0 вязкое как в исходном состоянии (литое, деформированное), так и после ВЭ (субмикроструктурное). Изломы имеют ямочное строение, отличающиеся по своим размерам: в исходном состоянии размер ямок составлял с 30...40 мкм, в СМК – 3...5 мкм (рис. 9).

На поверхностях разрушения обнаружены микропоры, наличие которых свидетельствуют о разрушении сплава ВТ1-0 по механизму слияния микропор (на рис. 10). Как показано в работе [15], различные пластические свойства титановых сплавов обусловлены, прежде всего, отличием в механизмах развития микродефектов, а не природой их возникновения.

Низкая пластичность титановых сплавов с крупнозернистой пластинчатой структурой объясняется быстрым формированием устья макротрещины из микропор и ускоренным ее развитием по внутренним границам раздела [16]. В литом и деформированном состояниях сплава ВТ1-0 границами раздела, по-видимому, являются прослойки примесей между α -пластинами (см. рис. 2), наличие которых приводит к преждевременному разрушению образцов. При исследовании также обнаружено, что микропоры на поверхности разрушения образцов с СМК структурой расположены близко одна к другой (рис. 10, *б*) и между ними нет прослоек из примесных химических элементов, поскольку СМК сплав более однороден по химическому составу и микроструктуре.

Исследование при высоких разрешениях позволило установить, что СМК структура α -сплава ВТ1-0 состоит из взаимопроникающих фрагментов со средним размером 0,4...1,0 мкм. СМК структура идентичная как в образцах с исходной деформированной (рис. 11, *а, в*), так и с литой структурой (рис. 11, *б, г*).



Рис. 8. Поверхности разрушения образцов из сплава ВТ1-0, вырезанных из прутка:

а – исходное состояние; *б* – после ВЭ (7 проходов), $\times 16$

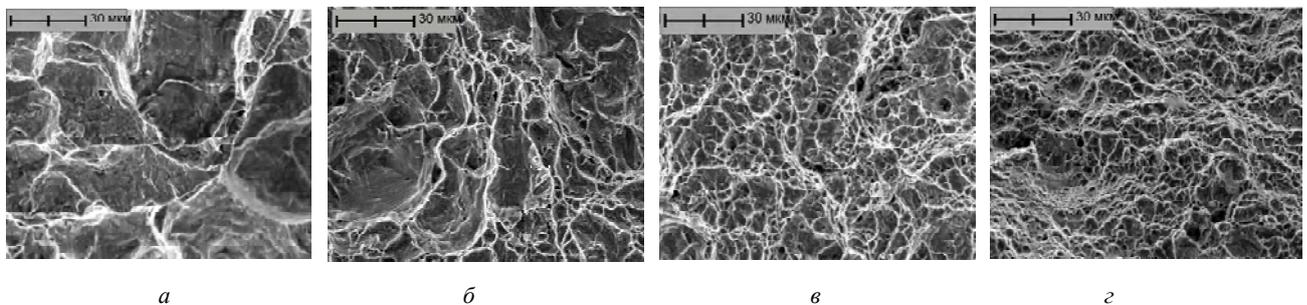


Рис. 9. Фрактография изломов образцов из сплава ВТ1-0 в исходном состоянии (*а* – литое, *б* – деформированное) и после ВЭ, 5 проходов (*в*, *г* – соответственно образцов с исходной литой и деформированной структурой), $\times 1000$



Рис. 10. Поверхность разрушения разрывных образцов из сплава ВТ1-0:

a – исходное литое состояние, *б* – СМК состояние

В работе [6] отмечалось, что для фрагментированных структурных составляющих нарушаются требования классической кристаллографии (граница раздела не обязательно является плоскостью, а сами фрагменты – кристаллами). Такие фрагменты рассматриваются как единые структурные построения, объединяющиеся по когерентным границам. Формирование когерентных границ обусловлено объединением элементарно подобных фрагментов, в которых число «поверхностных» и «объемных» атомов сопоставимо. Увеличение при этом общей протяженности границ зерен уменьшает проницаемость границ движущимся дислокациям и приводят к упрочнению.

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что примеси железа, образующие в структуре исходного сплава ВТ1-0 по границам зерен и α -пластин грубый каркас, в сплаве с СМК структурой распределены равномерно (рис. 12).

Результаты проведенных исследований можно представить в виде столбчатых диаграмм (рис. 13), из которых следует:

- разница в прочностных свойствах ($\sigma_s, \sigma_{0,2}$) исходного слитка и прутка из сплава ВТ1-0 составляла $\sim 20\%$, по относительному удлинению (δ) она составляла $\sim 15\%$, по относительному сужению (ψ) $\sim 34\%$;

- дробление микроструктурных составляющих в сплаве ВТ1-0 до субмикроструктурного размера при ИПД методом ВЭ имеет место в образцах как с исходной литой, так и деформированной структурой, при этом прочностные характеристики и относительное сужение повысились в $2 \dots 2,5$ раза при некотором снижении относительного удлинения;

- после ВЭ (5...7 проходов) разница как в уровне прочностных, так и пластических свойств образцов с исходным литым и деформированным состоянием сократилась до $\sim 5\%$.

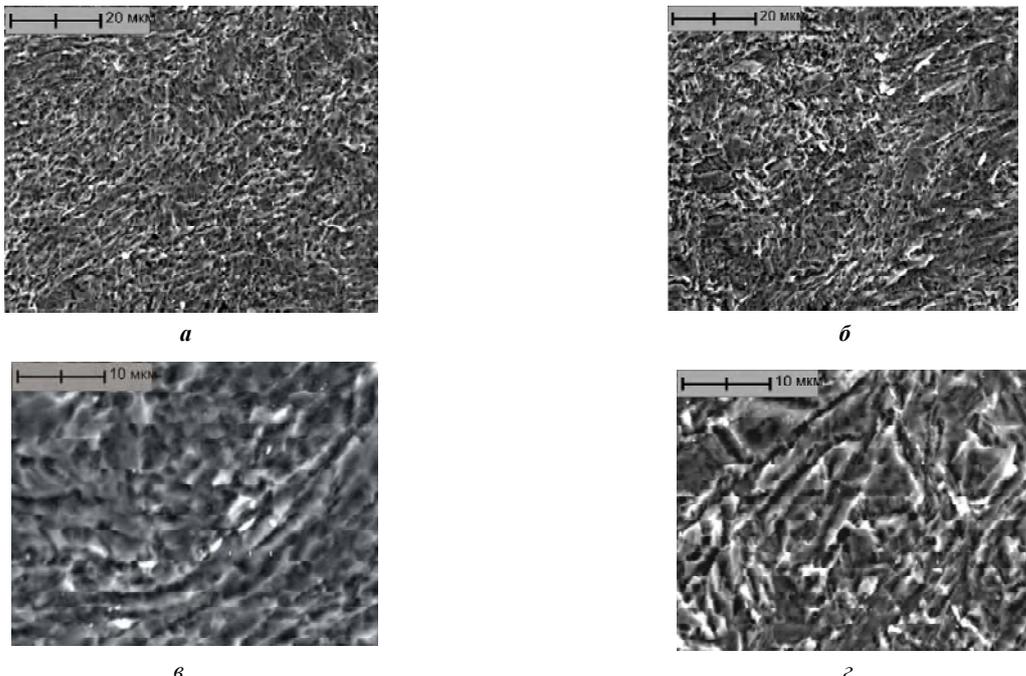


Рис. 11. Субмикроструктурная структура сплава ВТ1-0:

a, в – полученная на заготовке с исходной деформированной структурой; *б, г* – с исходной литой структурой

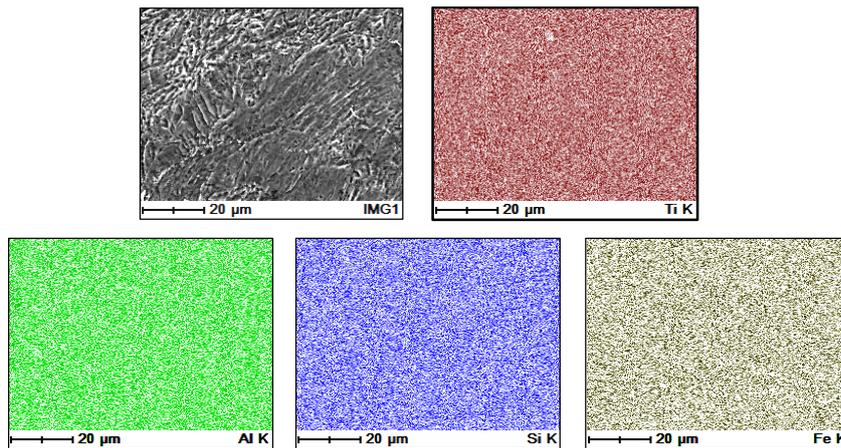


Рис. 12. Энергодисперсионный рентгеноспектральный микроанализ распределения элементов в СМК сплаве ВТ1-0

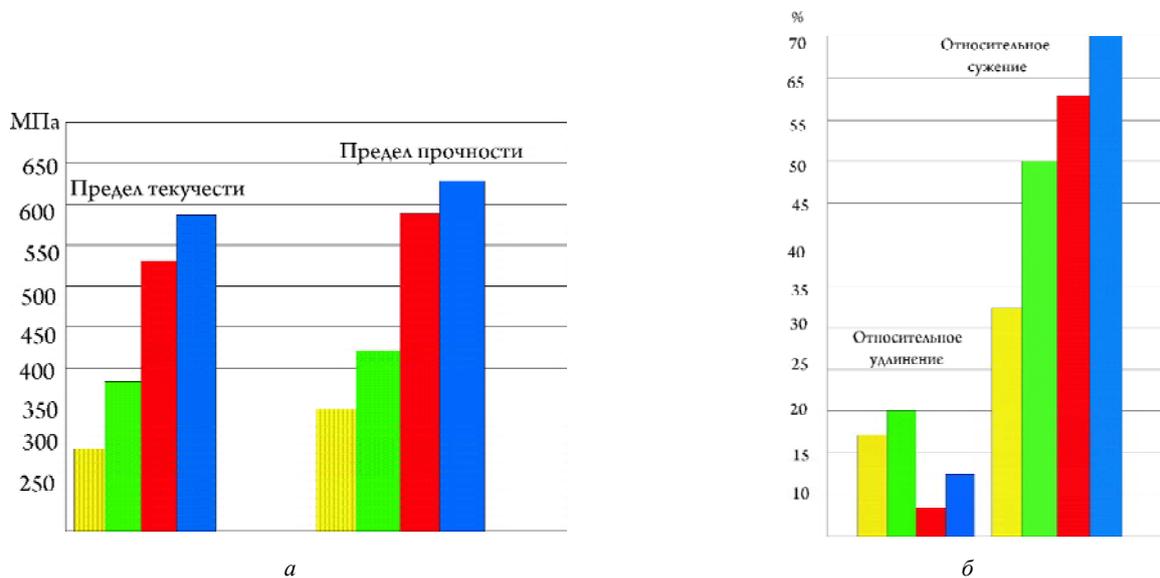


Рис. 13. Сравнительные диаграммы прочностных (а) и пластических (б) характеристик сплава ВТ1-0 в различных микроструктурных состояниях

Известно, что технологический процесс изготовления прутков включает десятки операций, таких как: обточка слитков, порезка слитков на заготовки, нагрев заготовок до температур β -, $\alpha + \beta$ - температурных областей, прокатка и волочение при данных температурах, механическая обработка, термообработка и др. Сложная технология получения титановых прутков обуславливает их высокую стоимость [17].

Анализируя результаты проведенного исследования, можно сделать вывод о том, что интенсивная пластическая деформация методом винтовой экструзии позволяет получать СМК структуру, однородную во всем объеме заготовок как с исходным литым, так и деформированным состоянием сплава ВТ1-0. Таким образом, использование при ВЭ в качестве исходных заготовок литой сплав ВТ1-0 вместо прутков позволяет сократить технологическую цепочку получения СМК структуры на десятки операций.

4 Выводы

1. Интенсивная пластическая деформация методом винтовой экструзии приводит к формированию в сплаве ВТ1-0 однородной субмикроструктурной структуры с размером структурных составляющих 0,4...1,0 мкм.
2. Дробление микроструктуры сплава ВТ1-0 до субмикроструктурных размеров при винтовой экструзии (5...7 проходов) имеет место в образцах как с исходной литой, так и деформированной структурой. При этом прочностные характеристики и относительное сужение повышаются в среднем в 2...2,5 раза по сравнению с исходным состоянием при некотором снижении относительного удлинения.
3. Применение в качестве исходных заготовок при ВЭ слитков вместо прутка позволяет сократить технологическую цепочку получения СМК структуры в техническом α -титане.

Перечень ссылок

1. Титановые сплавы с ультрамелкозернистой структурой, проблемы их использования на мировом рынке : труды конф. 21-24 мая 2006 г., Суздаль / отв. ред. А. В. Александров. – К. : Межгосударственная ассоциация Титан, 2006. – 342 с.
2. Практические аспекты применения титановых сплавов с нанокристаллической структурой : труды конф. 15-18 апреля 2007 г., Ялта / отв. ред. А. П. Шпак. – К. : Межгосударственная ассоциация Титан, 2007. – С. 342 с.
3. Ю.И. Головин. Наноматериалы и нанотехнологии : справочник / Головин Ю. И. // Инженерный журнал. – 2006. – № 1. – С. 2–8, 10–11.
4. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / Гусев А. И. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
5. Применение винтовой экструзии для получения субмикрорекристаллической структуры и гомогенизации титанового сплава BT3-1 / [Д. В. Павленко, А. В. Овчинников, А. Я. Качан и др.] // Вестник двигателестроения. – 2007. – № 2. – С.185–188.
6. Чеховой А. Н. Синергетика наноструктурирования : справочник / Чеховой А. Н. // Инженерный журнал. – 2006 – № 9. – С. 16–19.
7. Лякишев Н. П. Конструкционные наноматериалы / Н. П. Лякишев // Технология легких сплавов. – 2006. – № 3. – С.40–48.
8. Исследование механических свойств титановых сплавов с субмикрорекристаллической структурой / [Г. А. Салищев, С. В. Жеребцов, С. П. Малышева и др.] // Титан. – 2009. – № 1. – С. 20–25.
9. Сынков С. Г. Технологические схемы процессов накопления больших пластических деформаций / С. Г. Сынков // Вестник двигателестроения. – 2007. – № 2. – С. 146–149.
10. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / [Бейгельзимер Я. Е., Варюхин В. Н., Орлов Д. В. и др.]. – Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
11. Пат. № 46999 Украина. Способ упрочнения материала и устройство для его осуществления / Сынков С. Г., Варюхин В. Н., Сынков В. Г. и др. ; заявитель и патентообладатель Дон ФТИ НАН Украины ; заявл. 12.04.2001 ; опубл. 15.05.2001.
12. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография / Салтыков С. Г. – М. : Металлургия, 1976. – 272 с.
13. Металлография титановых сплавов / [Борисова Е. А., Бочвар Г. А., Брун М. Я. и др.]. – М. : Металлургия, 1980. – 464 с.
14. Плавка и литье титановых сплавов / [Андреев А. Л., Аношкин Н. Ф., Борзцовская К. М. и др.]. – М. : Металлургия, 1978. – 383 с.
15. Колачев Б. А. Физические основы разрушения титана / Б. А. Колачев, А. В. Мальков. – М. : Металлургия, 1983. – 160 с.
16. Влияние субмикрорекристаллической структуры и включений на деформацию и разрушение алюминиевых сплавов и титана / [С. А. Никулин, С. В. Добаткин, В. Г. Ханжин и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 5(647). – С. 8–18.
17. Полуфабрикаты из титановых сплавов / [Александров В. К., Аношкин Н. Ф., Бочвар Г. А. и др.]. – М. : Металлургия, 1979. – 512 с.

Одержано 14.10.2009

T. A. Kovalenko, A. V. Ovchinnikov

NFLUENCE OF THE INITIAL STRUCTURE ON DESTRUCTION MECHANISMS AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM

Досліджено вплив структури вихідної заготовки (ливої та деформованої) на формування субмікрорекристалічної структури в сплаві BT1-0 після інтенсивної пластичної деформації методом гвинтової екструзії. Показано, що в титані BT1-0 незалежно від його вихідного стану після гвинтової екструзії формується однорідна субмікрорекристалічна структура, підвищуються характеристики міцності та відносне подовження. З метою скорочення технологічного процесу отримання субмікрорекристалічних α-титанових сплавів запропоновано як первинні заготовки при гвинтовій екструзії використовувати відливки на заміну прутків.

Ключові слова: титан, гвинтова екструзія, субмікрорекристалічна структура, міцність, виливка, пруток.

Influence of the initial structure (cast and wrought) on formation of submicrocrystalline structures in BT1-0 alloy following intensive plastic deformation by screw extrusion method has been investigated. It is shown, that in BT1-0 alloy regardless of its initial condition, after screw extrusion uniform submicrocrystalline structure is formed, the strength characteristics and reduction of area are increased. In order to reduce the technological chain of the submicrocrystalline α-titanium alloys production it is proposed to use ingots instead of rods as a blank at the screw extrusion operation.

Key words: titanium, screw extrusion, submicrocrystalline structure, strength, blank, rod.

УДК 669.295:621.762.5

М. В. Матвийчук, канд. техн. наук Д. Г. Саввакин

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев

СИНТЕЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Титановые сплавы Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr и Ti-10V-2Fe-3Al (масс. %) синтезированы экономичным методом прессования и спекания смесей порошковых компонентов на основе гидрированного титана. Проанализирована эволюция микроструктуры и плотности на разных этапах синтеза, характеристики конечных сплавов и их механические свойства. Прочность и пластичность синтезированных сплавов сравнимы с соответствующими показателями для данных сплавов в литом/горячедеформированном состоянии. Достигнутый комплекс механических свойств достаточен для практического применения синтезированных сплавов и изделий из них.

Ключевые слова: титановые сплавы, порошковые смеси, синтез, микроструктура, плотность, механические свойства.

Введение

Высоколегированные титановые сплавы псевдо бета класса имеют наиболее высокие значения удельной прочности среди титановых сплавов и значительный потенциал для оптимизации комплекса механических свойств термообработкой. Прочность этих сплавов может достигать значений 1600 МПа, что делает их чрезвычайно привлекательными для использования в качестве конструкционных материалов. Наиболее распространенные сплавы данного класса Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (масс. %) и Ti-10V-2Fe-3Al (масс. %) широко применяются в современном самолетостроении [1]. В то же время, сфера использования титановых сплавов псевдо бета класса, как и большинства материалов на основе титана, существенно ограничена их относительно высокой стоимостью. Поэтому значительный интерес представляет получение титановых сплавов и изделий из них с помощью экономично-эффективных технологий, например методами порошковой металлургии.

Преимущество порошковой металлургии проявляется наиболее полно при использовании метода смесей порошковых компонентов (СПК), в котором сплавы необходимого состава получают смешиванием порошка титановой основы и легирующих элементов (металлов или лигатур), компактированием смеси в изделия необходимой формы и их спеканием, преимущественно в вакууме, при температурах, обеспечивающих образование химически гомогенного сплава и необходимое уплотнение (залечивание пор).

Ранее на примере наиболее распространенного титанового сплава Ti-6Al-4V было показано [2], что получение данным методом оптимальных микроструктур, обеспечивающих необходимый комплекс физико-механических характеристик, возможно лишь при использовании в качестве основы смесей порошка гид-

рированного титана вместо традиционного порошка титана.

Целью данного исследования было изучить возможность синтеза химически и микроструктурно однородных сплавов Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr и Ti-10V-2Fe-3Al методом СПК на основе гидрированного титана.

Материалы и методики исследования

В качестве основы порошковых смесей использовали порошок гидрида титана TiH_2 (3,5 %H, < 100 мкм). Для достижения составов Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr и Ti-10V-2Fe-3Al легирующие элементы вводили в виде порошков комплексных лигатур состава 27.8Al-27.8V-27.8Mo-16.6Cr и 66.67V-13,33Fe-20Al соответственно.

Использование этих лигатур, строго соответствующих содержанию всех легирующих элементов в сплавах, упрощает процесс изготовления исходных порошковых смесей. К тому же, данные лигатуры технологически удобны, поскольку в силу своей хрупкости легко измельчаются до требуемой дисперсности. Важно и то, что при нагревании до температуры спекания выбранные лигатуры не склонны к образованию легкоплавких эвтектик, способных существенно замедлить процесс уплотнения [3].

Смеси компактировали при комнатной температуре и давлении 750 МПа в компакты размера 10×10×50 мм, нагревали в вакуумной печи со скоростью 20 °С/мин до температур в интервале 1000-1350 °С и охлаждали вместе с печью. Часть образцов изотермически выдерживали при 1250 °С в течение 15, 60, 120 и 240 мин и 240 мин при 1350 °С.

Плотность образцов после различных стадий нагрева определяли методом гидростатического взвешивания, объемный процент пор дополнительно контролировали численным анализом изображений поверхности шлифов. Микроструктуру термообработанных материалов исследовали с помощью оптической микроскопии (Olympus

IX-70). Механические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 4 мм.

Результаты и дискуссия

На рис. 1 изображен график повышения плотности обоих исследованных составов при поэтапном нагреве и выдержках. Рост плотности порошковых пресовок определяется двумя процессами: дегидрированием порошка основы и собственно спеканием порошковых частиц.

При нагреве гетерогенных смесей на основе гидрированного титана выделение водорода из его решетки активно проходит выше 350 °С. Этот процесс сопровождается значительным объемным эффектом (усадкой), в результате чего плотность образцов резко возрастает еще до начала активной диффузии и спекания порошковых частиц. В интервале температур до 1000 °С концентрация водорода в титановой матрице существенно снижается, что и определяет значительное повышение плотности образцов от исходной 3,2–3,3 г/см³ до 3,6 г/см³ (рис. 1).

Анализ микроструктур, полученных нагревом до 1000 °С (рис. 2), не даёт оснований утверждать, что диффузионное перераспределение элементов между матрицей и лигатурой получило заметное развитие: частички лигатуры всё ещё чётко очерчены, вокруг отсутствуют признаки образования диффузионных зон. Однако, такое перераспределение активно происходит при нагреве до 1100 °С и, особенно, до 1250 °С (рис. 2), что проявляется в размытии зон с повышенной концентрацией легирующих элементов, хорошо различимых микроструктурно на фоне титановой матрицы. Нагрев в интервале 1000–1250 °С сопровождается существенным повышением плотности, что, безусловно, вызвано уплотнением матрицы. При этом повышение плотности сплава Ti-10V-2Fe-3Al в этом температурном интервале происходит заметно быстрее. В то же время, из рис. 2 видно, что достаточно

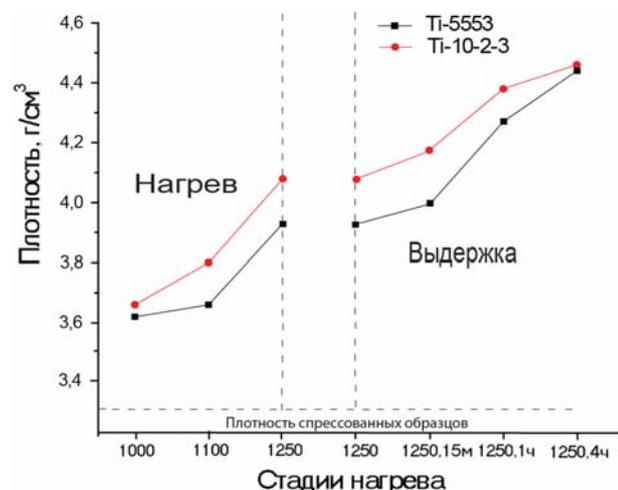


Рис. 1. Изменение плотности сплавов при нагреве и изотермической выдержке

много пор образуется на границе диффузионного фронта вокруг исходных легирующих частиц. Этот процесс более заметен в сплаве Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr. Причиной возникновения таких пор является коагуляция вакансий, образовавшихся вследствие различия в диффузионной подвижности атомов легирующих элементов в титановую матрицу и встречной диффузии атомов титана (так называемая пористость Киркендалла). Исследованные составы содержат достаточно большое количество легирующих элементов (15–18 %), и формирование пористости по данному механизму объясняет несколько повышенную конечную пористость (2–3 %) по сравнению с конечной пористостью сплава Ti-6Al-4V (1,8 %), содержащего всего 10 % легирующих элементов.

Выдержка при 1250 °С приводит к дальнейшему повышению плотности и постепенному выравниванию химического состава по всему объёму материала.

При небольших выдержках (15 мин) весь объём материала ещё чётко разделяется на зоны, где концентрация легирующих элементов выше или ниже $\alpha+\beta/\beta$ границы однофазной и в двухфазной $\alpha+\beta$ областей. Первые, расположенные вокруг исходных частиц лигатур, не претерпевают при охлаждении фазовых превращений, в то время как в менее легированных областях высокотемпературная β -фаза распадается с образованием пластинчатой ($\alpha+\beta$)-структуры. Однородная микроструктура формируется при 1250 °С в течение 2 часов для сплава Ti-10V-2Fe-3Al и в течение 3 часов для Ti-5553. Однако, для достижения достаточной плотности необходимы выдержки не менее 4 часов. При 1350 °С гомогенное состояние достигается уже в течение 1 часа; при этом конечная плотность после выдержки 4 ч заметно выше (4,48 г/см³ для сплава Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr и 4,50 г/см³ для Ti-10V-2Fe-3Al), чем при 1250 °С (соответственно, 4,43 г/см³ и 4,46 г/см³).

Характеристики (микроструктура, остаточная пористость и механические свойства) обоих сплавов, полученных спеканием в течение 4 часов при 1250 и 1350 °С, приведены в таблице 1. Прирост в прочности и пластичности при повышении температуры до 1350 °С связан с уменьшением как общей пористости, так и среднего размера пор, что минимизирует их негативное влияние на механические свойства. Комбинация прочности и пластичности сплава Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr выглядит несколько предпочтительнее. Прочность и пластичность обоих синтезированных сплавов сравнимы с соответствующими показателями для данных сплавов в литом/горячедеформированном состоянии. Такой комплекс механических свойств достаточен для практического применения данных сплавов и изделий из них, к тому же баланс прочности и пластичности можно существенно улучшить последующей термообработкой.

Описанный метод получения сплавов может быть широко задействован в промышленности, что обеспечит значительный экономический эффект и расширение сферы использования титановых изделий.

Таблиця 1 – Влияние температуры спекания на свойства синтезированных сплавов

Сплав	T спекания, °C	Сред. размер зерна, мкм	Пористость, %	Ср. размер пор, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
10V-2Fe-3Al	1350	159	2,8 %	10,5	939	1033	12,0	19,5
	1250	105	4,0 %	11,3	944	1033	8,0	13,5
Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr	1350	102	1,6 %	7,0	1025	1111	10,9	14
	1250	87	2,4 %	7,2	1029	1108	6,0	8,2

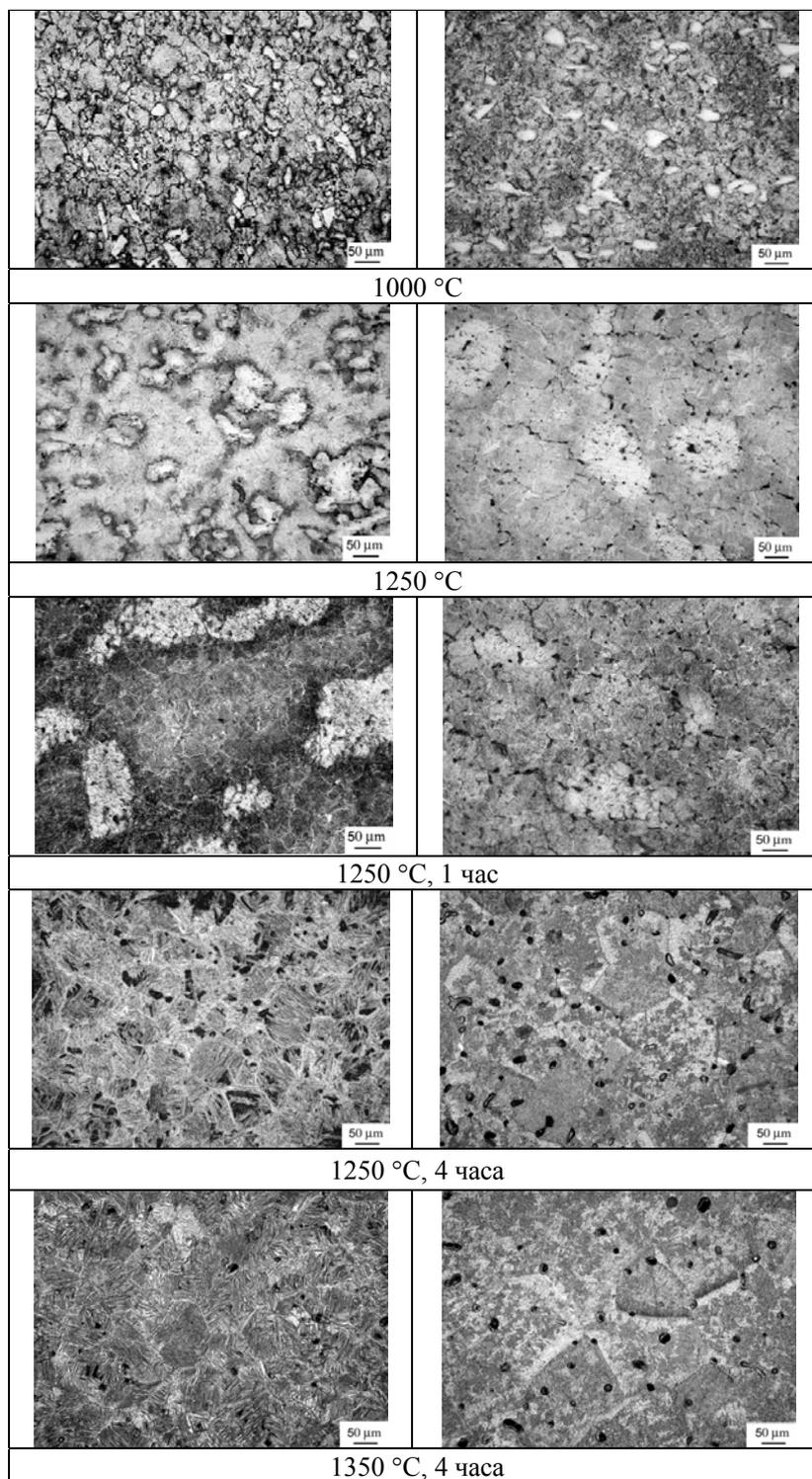


Рис. 2. Эволюция микроструктуры при нагреве образцов состава Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr (слева) и Ti-10V-2Fe-3Al (справа)

Выводы

1. Химически гомогенные сплавы Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr и Ti-10V-2Fe-3Al были успешно синтезированы методом прессования и спекания смесей порошковых компонентов на основе гидрированного титана.

2. Температура спекания определяет размер зерна и характеристики остаточной пористости синтезированных сплавов. Эти параметры, в свою очередь, определяют комплекс механических свойств.

3. Прочность и пластичность синтезированных сплавов сравнимы с соответствующими показателями для данных сплавов в литом/горячедеформированном состоянии. Баланс прочности и пластичности можно существенно улучшить последующей термообработкой.

Авторы статьи выражают благодарность академику НАН Украины О. М. Ивасишину за ценную дискуссию и полезные замечания при анализе полученных результатов.

Перечень ссылок

1. R. Boyer Recent titanium developments and applications in the aerospace industry / R. Boyer, K. Slattery et al. // *Ti-2007 Science and Technology : Proc. of 11th World Conference on Ti*, printed by Japan Institute of Metals (Eds : M. Niinomi, S. Akiyama et al.). – 2007. – P. 1255–1262.
2. Синтез сплава Ti-6Al-4V с низкой остаточной пористостью методом порошковой металлургии / [О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, Ф. Фроес и др.]. // «Порошковая металлургия». – 2002. – № 7/8. – С. 54–64.
3. Синтез сплавов Ti-Fe и Ti-Al-Fe из элементарных порошковых смесей / [О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, К. А. Бондарева и др.]. // «Металлофизика и новейшие технологии». – 2004. – Т. 26. – № 7. – С. 963–980.

Одержано 14.10.2009

M. V. Matviychuk, D. G. Savvakin

SYNTHESIS OF HIGHLY ALLOYED TITANIUM COMPOSITIONS USING POWDER METALLURGY METHODS

Титанові сплави Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr та Ti-10V-2Fe-3Al (мас. %) синтезовані економічним методом пресування та спікання сумішей порошкових компонентів на основі гідрованого титану. Проаналізована еволюція мікроструктури та густини на різних етапах синтезу, характеристики кінцевих сплавів та їх механічні властивості. Міцність та пластичність синтезованих сплавів порівняні з відповідними показниками для даних сплавів у литому/горячедеформованому стані. Досягнутий комплекс механічних властивостей є достатнім для практичного використання синтезованих сплавів та виробів з них.

Ключові слова: титанові сплави, порошкові суміші, синтез, мікроструктура, густина, механічні властивості.

Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr and Ti-10V-2Fe-3Al alloys were synthesized with press-and-sinter blended elemental powder metallurgy approach using hydrogenated titanium powder. Microstructure and density evolution at different stages of synthesis, characteristics and mechanical properties of final materials were analyzed. Strength and ductility of manufactured alloys are comparable to corresponding data of materials produced with ingot metallurgy approach. Achieved complex of mechanical properties is enough for practical use of manufactured alloys and their products.

Key words: titanium alloys, powder blends, synthesis, microstructure, density, mechanical properties.

УДК 621.295.087

А. Н. Рябец, канд. техн. наук А. В. Богомаз, Л. Е. Березенко

Казенное предприятие «Запорожский титано-магниевого комбинат», г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАВОДОРАЖИВАНИЯ ТИТАНА ГУБЧАТОГО В ОПЫТНО-ПРОМЫШЛЕННЫХ УСТАНОВКАХ С ПРЯМЫМ НАГРЕВОМ

Изучен процесс гидрирования титана губчатого в аппаратах с прямым нагревом, разработана конструкция теплового узла установки и выбран оптимальный вариант размещения кассет с титаном губчатым в объеме реактора. Исследованы распределение температуры в радиальном направлении кассет при гидрировании, а также динамика поглощения водорода титаном губчатым во времени. Определены оптимальные условия нагрева кассет и проведения процесса, обеспечивающие однородное и заданное насыщение водородом титана губчатого по радиусу и высоте кассет. Проведено опытно-промышленное испытание технологии получения гидрида титана губчатого.

Ключевые слова: гидрид титана губчатого, прямой нагрев, наводороживание, реактор, кассета, водород, азот, кислород, аргон.

Введение

Гидрид титана находит широкое применение в порошковой металлургии при изготовлении коррозионно- и температуростойких изделий, а также при получении пористых металлгидридов [1, 2]. Применение в порошковой металлургии гидрида титана губчатого, в сравнении с традиционным порошком титана губчатого, с добавками легирующих элементов в виде лигатур позволяют улучшить синтез, химическую однородность, однородность микроструктуры, обеспечить повышенную относительную плотность (до 99 %), высокие механические свойства изделий при снижении их стоимости [3]. Перспективным направлением использования порошков гидрида титана губчатого является производство титановых лент методом прокатки [4, 5].

Состояние вопроса. В промышленных и опытно-промышленных условиях при получении гидрида титана губчатого применяют аппараты гидрирования с косвенным нагревом [4]. Аппараты с косвенным нагревом характеризуются значительной тепловой инерционностью при нагреве и охлаждении загруженного материала, что приводит к существенному усложнению и снижению эффективности процесса гидрирования. Наиболее ярко отмеченные недостатки проявляются при получении гидрида титана губчатого с требуемым и однородным содержанием водорода. В этом случае, зачастую, используют двухстадийный процесс: вначале осуществляют максимальное насыщение (до 4,0 % масс.) титана губчатого водородом, а затем проводят постепенное его дегидрирование до требуемой концентрации водорода. Такая организация процесса существенно снижает его производительность, приво-

дит к росту потребления электроэнергии и, как следствие, к росту затрат на производство гидрида титана губчатого. В то же время в процессе наводороживания титана губчатого возможно использовать аппараты с прямым нагревом, которые, в сравнении с аппаратами косвенного нагрева, имеют ряд преимуществ. Основными преимуществами таких аппаратов являются минимальное потребление электроэнергии и высокая эффективность управления процессом.

Постановка задачи

Целью настоящих исследований является изучение процесса гидрирования титана губчатого в аппарате с прямым нагревом и испытание его в опытно-промышленных условиях.

Методика эксперимента и обсуждение результатов исследований

Экспериментальные исследования проводили на модернизированной установке с прямым нагревом С-3179 (разработка «Гиредмета», Россия), используемой в промышленных условиях для получения изделий из кремния методом литья. Разработана конструкция теплового узла установки, состоящего из бокового разрезного нагревателя, расположенного коаксиально относительно центральной оси реактора, а также боковых и верхних теплоизоляционных экранов, изготовленных из графита марки ГМЗ, а также углеродной ткани и войлока. Схема реактора установки приведена на рис. 1.

В качестве исходного материала использовали титан губчатый квалификации ТГ-110, фракционного состава +2...-12 мм. Титан губчатый загружали в кассеты, имеющие цилиндрическую или трапецидальную

форму; при этом их высота составляет 250...450 мм. Кассеты с титаном губчатым размещали в реакторе установки симметрично относительно его центральной оси. Общая масса загружаемого титана губчатого составляла 76 кг.

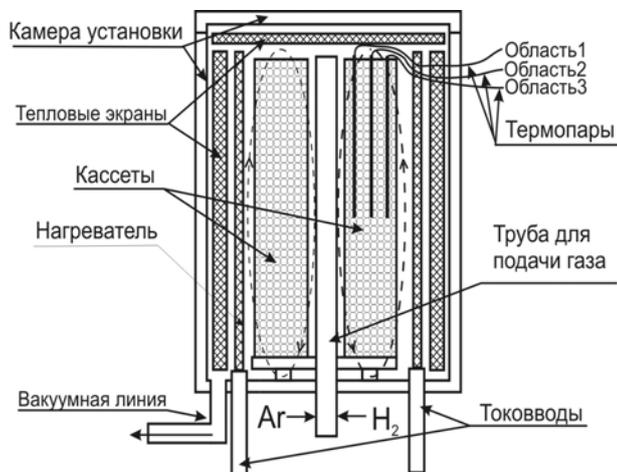


Рис. 1. Схема реактора установки гидрирования

Содержание кислорода в применяемом газообразном аргоне не превышало $2 \cdot 10^{-3}$ % об., а азота – $1 \cdot 10^{-2}$ % об. Используемый водород подвергали каталитическому гидрированию и адсорбционной очистке; при этом содержание кислорода и влаги не превышало соответственно $4 \cdot 10^{-4}$ % масс. и $4 \cdot 10^{-3}$ мг/л. Температуру процесса контролировали с помощью хромель-алюмелевой термопары с выводом сигнала на регистрирующий прибор КСП-4. Содержание кислорода, водорода и азота в гидриде титана губчатого определяли соответственно методами сравнительной теплопроводности и ИК-спектрометрии по методикам раз-

работанным на КП «ЗТМК».

Процесс наводороживания титана губчатого включает следующие основные стадии: дегазация титана губчатого в вакууме при нагревании, наводороживание титана губчатого и охлаждение.

Дегазацию титана губчатого выполняли в вакууме при повышении температуры от комнатной до $330 \dots 340$ °С. На рис. 2 приведена зависимость изменения температуры и давления в объеме реактора от времени при дегазации титана губчатого. Как видно из данных, представленных на рис. 2, давление в реакторе возрастает при достижении температуры порядка 120, 190 и 240 °С. Повышение давления происходит за счет повышения парциального давления паров воды, образующихся при разложении при указанных температурах кристаллогидратов хлористого магния. Разложение кристаллогидратов хлористого магния с ростом температуры протекает по схеме в направлении $MgCl_2 \cdot 6H_2O \rightarrow MgCl_2 \cdot 4H_2O \rightarrow MgCl_2 \cdot 2H_2O \rightarrow MgCl_2 \cdot H_2O$. Полученные результаты согласуются с данными литературных источников [6]. Дальнейшее повышение температуры (от 230 °С до 330 °С) приводит к уменьшению давления до уровня 0,13 Па и менее.

Отметим, что в процессе дегазации происходит также удаление из титана губчатого несвязанных в соединения газовых включений (кислорода и азота), а также разрушение оксидных пленок. Наиболее интенсивно разрушение оксидных пленок происходит при гидрировании титана губчатого, когда оксидные пленки восстанавливаются водородом.

После дегазации титана губчатого в реактор подавали аргон и водород до установления избыточного давления 19,6...63,7 кПа; при этом соотношение парциальных давлений аргона к водороду поддерживали

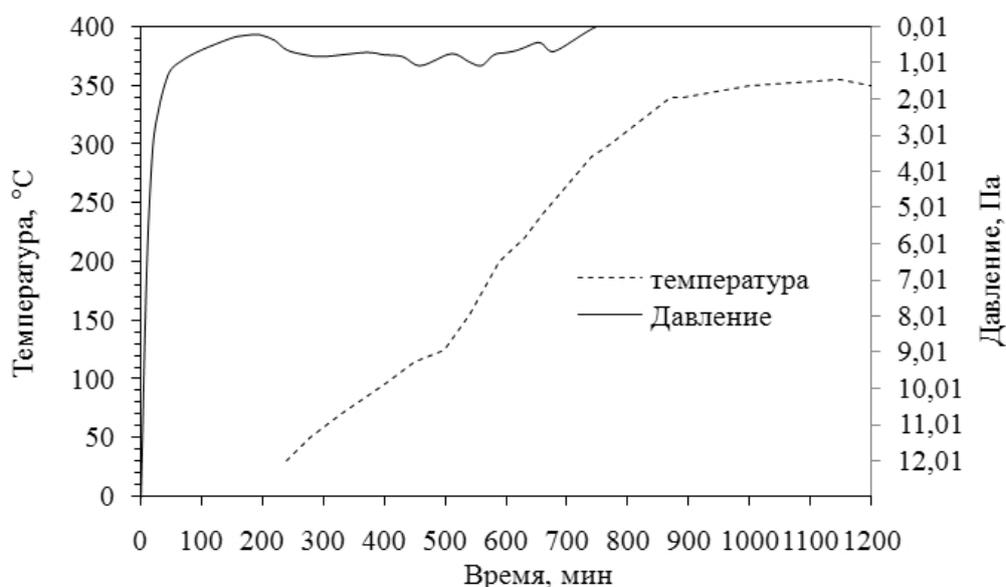


Рис. 2. Зависимость изменения температуры и давления в объеме реактора от времени при дегазации титана губчатого

в пределах 1,55:6,02. Данная особенность позволяет обеспечить безопасные условия проведения процесса наводороживания. На рис. 3 приведена зависимость изменения температуры в радиальном направлении трапецидальной кассеты в процессе гидрирования титана губчатого.

На начальной стадии процесса гидрирования наблюдается незначительный перепад по температуре по радиусу кассеты; при этом, более высокая температура отмечается в области 3 и связана с максимальным приближением ее к нагревателю. По истечению 20...30 мин после начала процесса гидрирования температура в областях 1, 2 повышается и становится существенно выше температуры в области 3. Изменение температуры во времени в радиальном направлении кассет обусловлено тем, что процесс гидрирования за счет конструктивных особенностей реактора,

связанных с подачей водорода в центральную его часть, начинается в периферийных областях 1 кассет. Поскольку реакция взаимодействия водорода с титаном губчатым имеет экзотермический характер, то в результате интенсивного выделения тепла температура в центральной части 2 кассеты и в периферийных 1 ее областях повышается и зачастую достигает 640...680 °С. При таких температурах начинает протекать процесс дегидрирования. Поэтому в процессе гидрирования расход водорода постепенно уменьшаются от 19,0 до 0,5 м³/ч.

Зависимость расхода водорода от времени процесса при температуре гидрирования 340...640 °С приведена на рис. 4. Экспериментальная зависимость аппроксимирована и получено следующее уравнение расхода водорода от времени:

$$y = 8E-10x^4 - 1E-06x^3 + 0,0006x^2 - 0,1555x + 18,181.$$

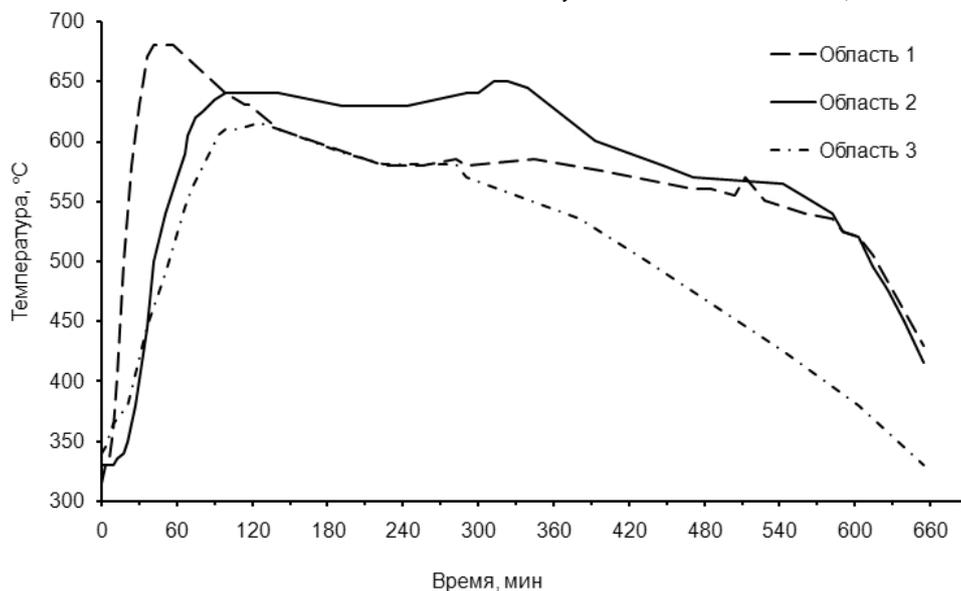


Рис. 3. Зависимость изменения температуры в радиальном направлении трапецидальной кассеты в процессе гидрирования

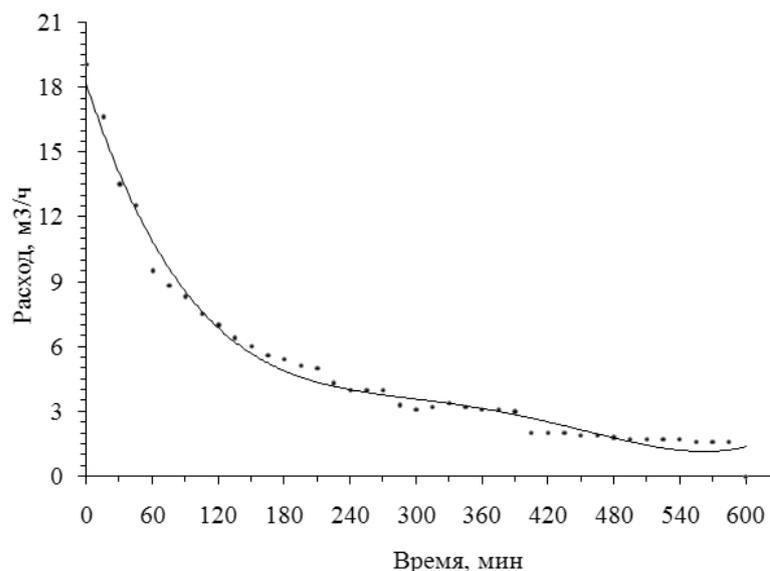


Рис. 4. Зависимость расхода водорода от времени процесса

Наиболее активно поглощение водорода происходит в начальный период процесса гидрирования. По мере насыщения титана губчатого водородом растворение его в материале существенно снижается.

В ходе проведения исследований также установлено, что при пульсационном нагреве кассет с титаном губчатым, когда подводимая электрическая мощность изменяется во времени, в радиальном направлении кассет формируется однородное температурное поле; при этом различие в температуре в периферийных 1, 3 областях, обращенных к нагревателю и к центральной оси реактора, не превышает 20...30 °С. Радиальный температурный градиент в системе центральная ось реактора-нагреватель составляет 0,8...1,7 град/см.

Сформированное однородное температурное поле в сочетании с установленным соотношением парциальных давлений аргона и водорода в газовой смеси позволяют управлять диффузионными процессами, протекающими под воздействием температуры на поверхности и в объеме титана губчатого. В результате действия отмеченных выше факторов полученный гидрид губчатого, по данным рентгеновского фазового анализа, является однофазным δ-гидридом титана и характеризуется кристаллической структурой. Установленные опытным путем условия наводороживания титана губчатого обеспечивают однородную и заданную концентрацию водорода в титане губчатом по высоте и радиусу кассет.

На рис. 5 приведено распределение содержания водорода, азота и кислорода в гидриде титана губчатом по радиусу и высоте кассеты. Как видно из результатов, приведенных на рис. 5, поглощение водорода титаном губчатым происходит равномерно и практически не зависит от его расположения в кассете. Отмечается лишь незначительное снижение концентрации водорода в гидриде титана губчатом, находящемся в центральной части кассеты.

Аналогичные результаты были получены и при наводороживании титана губчатого до концентраций 2,0...2,5 % масс. Содержание водорода в гидриде титана губчатом регулировали общим расходом водорода на процесс с учетом количества загруженного в реактор титана губчатого; при этом расход водорода составлял 0,7...0,9 м³/ч и поддерживался постоянным в процессе гидрирования, а температура изменялась в интервале значений 340...450 °С.

Достаточно равномерным выглядит и распределение азота и кислорода, причем как по высоте, так и по радиусу кассеты.

Проведены испытания в опытно-промышленных условиях технологии получения гидрида титана губчатого. При загрузке в кассеты титана губчатого на уровне 76,0 кг потребление электроэнергии на 1 кг гидрида титана губчатого, в сравнении с материалом, полученным в аппаратах с косвенным нагревом [4] в 1,5...2 раза меньше. Кроме того, реализация процесса в аргонно-водородной смеси при избыточном давлении в реакторе обеспечивает безопасные условия процесса наводороживания титана губчатого.

В «Институте Металлофизики им. Г. В. Курдюмова» НАН Украины (г. Киев) изучены механические свойства порошков гидрида титана губчатого и установлено, что прочность (σ_B) титановых образцов, спеченных из порошков, составляет 550...560 МПа при пластичности (ψ) 21,8...30,7 %. После измельчения гидрида титана губчатого, проводимого на воздухе, прочность спеченных образцов сохранилась на уровне 560...570 МПа при пластичности 21,9...23,1 %.

Выводы

1. Исследован процесс наводороживания титана губчатого в аппарате с прямым нагревом. Разработана конструкция теплового узла установки и выбран оптимальный вариант размещения кассет с титаном губчатым в объеме реактора.

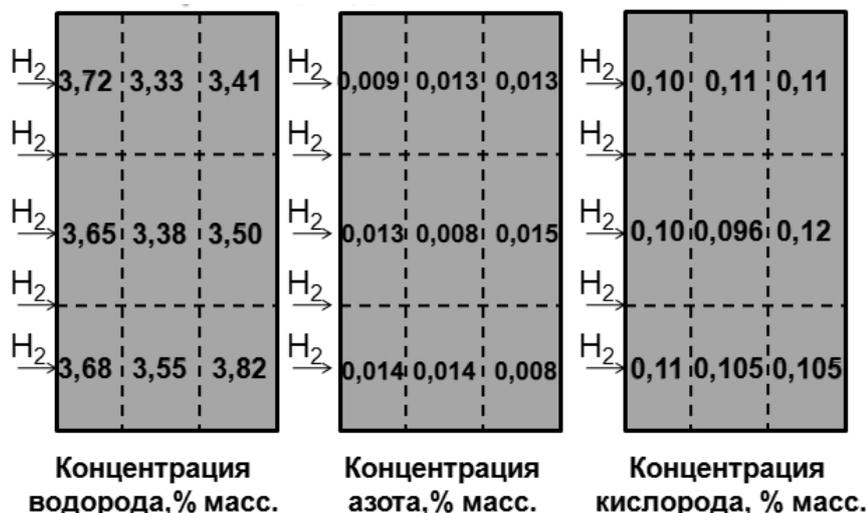


Рис. 5. Распределение содержания примесей в гидриде титана в радиальном сечении трапецеидальной кассеты

2. Изучен процесс дегазации титана губчатого в вакууме при постепенном повышении температуры от комнатной до 330...340 °С. Установлено, что при температурах 120, 190 и 240 °С увеличивается давление в объеме реактора, которое связано с ростом парциального давления паров воды, образующихся при разложении кристаллогидратов хлористого магния.

3. Изучено распределение температуры в радиальном направлении трапецеидальных кассет при гидрировании титана губчатого. Определен оптимальный вариант нагрева кассет, при котором радиальные температурные градиенты в системе центральная ось реактора-нагреватель минимальные и не превышают 0,8...1,7 град/см.

4. Установлено, что процесс гидрирования титана губчатого целесообразно проводить в аргоно-водородной смеси при общем избыточном давлении 19,6...63,7 кПа и соотношении парциальных давлений Ar: H₂=1,55:6,02; при этом обеспечивается однородное и заданное насыщение водородом титана губчатого, а также безопасность проведения процесса.

5. Изучено распределение содержания водорода, азота и кислорода в гидриде титана губчатого по радиусу и высоте кассеты. Установлено, что поглощение водорода титаном губчатым происходит достаточно равномерно и практически не зависит от его расположения в кассете.

Проведены опытно-промышленные испытания технологии получения гидрида титана губчатого. Установлено, что потребление электроэнергии на 1 кг гидрида титана губчатого в сравнении с материалом, полу-

ченным в аппаратах с косвенным нагревом, в 1,5...2 раза меньше. Эффективность и безопасность процесса обеспечивает достаточную его перспективность в технологии получения гидрида титана губчатого в промышленных условиях.

Перечень ссылок

1. Разработка комбинированной технологии производства титановых порошков / [А. Н. Петрунко, А. Е. Андреев, В. А. Дрозденко и др.]. // Титан-2006 в СНГ : Международная конференция. Россия, г. Суздаль 21–24 мая 2006 г. : сб. трудов. – К. : Наук. думка, 2006. – С. 399–406.
2. Порошковая металлургия титановых сплавов с применением гидрированного титана / [О. М. Ивасишин, Д. Г. Саввакин, В. Моксон и др.]. // Титан-2006 в СНГ : Международная конференция. Россия, г. Суздаль 21–24 мая 2006 г. : сб. трудов. – К. : Наук. думка, 2006. – С. 32–38.
3. Ивасишин О. М. Производство титановых сплавов и деталей экономичным методом порошковой металлургии для широкомасштабного промышленного применения. / Ивасишин О. М. // Наука та інновації. – 2005. – Т. 1. – № 2. – С. 44–57.
4. Тэлин В. В. Разработка новых экономных процессов и оборудования на КП ЗТМК/ [В. В. Тэлин, С. М. Теслевич, Л. Я. Шварцман и др.]. // Теория и практика металлургии. – 2007. – № 4–5 (56–90). – С. 3–8.
5. Воробьев Б. Я. Производство изделий из титановых порошков / Б. Я. Воробьев, Ю. Г. Олесов, В. А. Дрозденко. – К. : Техника, 1976. – 174 с.
6. Фурман А. А. Неорганические хлориды / А. А. Фурман. – М. : Химия, 1980. – 416 с.

Одержано 14.10.2009

A. N. Ryabets, A. V. Bogomaz, L. E. Berezenko

RESEARCHING OF TITANIUM SPONGE HYDROGENATION PROCESS IN A PILOT FURNACE WITH DIRECT HEATING

Досліджено процес гідрування титану губчастого в апаратах з прямим нагріванням, розроблена конструкція теплового вузла устатковини та обрано оптимальний варіант розміщення касет з титаном губчастим в об'ємі реактора. Досліджено розподіл температури в радіальному напрямку касет під час гідрування, а також динаміка поглинання водню титаном губчастим у часі. Визначені оптимальні умови нагрівання касет та здійснення процесу, що забезпечують однорідне та задане насичення воднем титану губчастого по радіусу та висоті касет. Проведено дослідно-промислове випробування технології отримання гідриду титану губчастого.

Ключові слова: гідрид титану губчастого, пряме нагрівання, наводнення, реактор, касета, водень, азот, кисень, аргон.

Process of hydrogenation of the titanium sponge in apparatuses with direct heating is studied, the design of thermal area of furnace is developed and the optimum alternative of disposing of cartridges with the titanium sponge in reactor volume is chosen. Temperature distribution in the radial direction of cartridges at hydrogenation, and also dynamics of hydrogen sorption by the titanium sponge in a time are investigated. Optimum conditions of cartridges heating and the process holding, which provide homogeneous and set saturation by hydrogen of the titanium sponge on radius and height of cartridges, are defined. Trial technics test of reception of the titanium sponge hydride is conducted.

Key words: titanium sponge hydride, direct heating, hydrogen saturation, furnace, container, hydrogen, nitrogen, oxygen, argon.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ И ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРЕССОВАННЫХ ТИТАНОВЫХ БРИКЕТОВ

Приведены сведения об исходных материалах при прессовке брикетов и методы изготовления расходных электродов. Рассмотрен процесс изготовления прессованных брикетов из титана губчатого в условиях литейного цеха титанового литья ОАО «Мотор Сич».

Ключевые слова: титан губчатый, брикет, компактирование, легирующая добавка, матрица, изложница, расходный электрод.

Введение

Титан и сплавы на его основе благодаря высокой удельной прочности и коррозионной стойкости в последнее время находят все более широкое применение в авиа- и ракетостроении, транспортном, пищевом, химическом и энергетическом машиностроении, приборостроении, архитектуре, а также при изготовлении медицинского оборудования, спортивного инвентаря и потребительских товаров. Но особенно эффективно его применяют в авиадвигателестроении.

В ОАО «Мотор Сич» остро стоит вопрос о своевременном обеспечении производства титановыми слитками, поэтому руководство ОАО «Мотор Сич» видит решение этой проблемы в организации работ по выпуску титановых слитков собственного производства, на существующем оборудовании, с использованием в качестве исходного материала титана губчатого отечественного производства. Разработка технологии прессовки брикетов из титана губчатого, как одного из основных звеньев технологии изготовления электродов собственного производства, весьма актуальна и будет способствовать решению проблемы по обеспечению производства фасонного литья титановыми электродами, что приведет к снижению себестоимости титановых слитков – основы для производства фасонных отливок, одновременно с сохранением или повышением их качества.

Исходные материалы при изготовлении прессованных брикетов

В качестве исходных материалов при изготовлении прессованных брикетов являются титан губчатый и технически чистый алюминий. Титан губчатый представляет собой серую пористую металлическую массу плотностью 1,5...2,9 г/см³. Качество поставляемого титана губчатого определяется следующими основными характеристиками: химическим составом и связанными с ним механическими свойствами; однородностью распределения примесей и механических

свойств во всем объеме товарной партии; отсутствием окисленных кусков, кусков со шламом и кусков с резко отличным от основной массы химическим составом. Задача обеспечения научно-технического уровня и объема производства высококачественного губчатого титана в свое время была успешно решена Запорожским титано-магниевым комбинатом совместно с научными коллективами исследовательских центров. В настоящее время качество губчатого титана, выпускаемого отечественной промышленностью, конкурирует с мировым.

В литейном производстве качество слитков и отливок непосредственно определяется качеством исходных шихтовых материалов. Одним из факторов, оказывающих наиболее значительное влияние на механические и служебные свойства литого металла при заданной кристаллической структуре, является чистота по неметаллическим включениям и содержанию газов. Последние могут находиться в растворенном состоянии и способствовать в слитках газовой пористости [1].

Значительное содержание газовых примесей в губке, высокая температура плавления окислов и нитридов титана, их большая плотность по сравнению с расплавом вакуумной дуговой плавки приводят к тому, что включения сохраняются в слитках. Заданный уровень механических свойств полуфабрикатов из титановых сплавов достигается путем правильного подбора (согласно расчета) сортности титановой губки (по ее твердости). Уровень прочности сплава в значительной мере зависит от прочности губки, т.е. содержания в ней примесей. В основном снижение качественных характеристик титановых сплавов компенсируется долегиrowанием сплавов основными элементами (Al, Mo, V, Zr и др.), а также малыми добавками O₂, Si, Fe и даже углерода с азотом [2].

Алюминий по своим металлохимическим свойствам близок к титану, образует с ним твердый раствор и является α -стабилизатором. Однако по своим метал-

лургическим, теплофизическим и термодинамическим характеристикам алюминий отличается от титана. И это оказывает существенное влияние на его поведение при производстве слитков методом вакуумно-дуговой плавки (ВДП). Сплавы титана с алюминием (в пределах 0,5...6,5 % по массе) претерпевают сложные фазовые превращения, в результате которых происходит их упрочнение: каждый вводимый процент алюминия упрочняет титановые α -сплавы на 60 МПа. Поэтому его содержание и однородность распределения в значительной степени влияют на физико-механические свойства изготавливаемых сплавов.

Из всех физических свойств легирующих элементов наиболее важными являются их температура плавления и плотность. Прежде всего, от температуры плавления компонента зависит степень равномерности его распределения в расплаве металла, отсутствие локальных включений в местной микронеоднородности.

Алюминий входит в группу легирующих элементов, температура плавления которых значительно ниже температуры плавления титана и в легировании титановых сплавов имеет особое значение по ряду причин: это единственный металл, стабилизирующий α -фазу; он эффективно упрочняет α -, $\alpha+\beta$ - и β -сплавы при сохранении удовлетворительной пластичности; с увеличением содержания алюминия повышается жаропрочность и сопротивление ползучести сплавов титана; алюминий широко распространен в природе, доступен, сравнительно дешев; плотность алюминия значительно меньше плотности титана, и поэтому введение алюминия снижает плотность сплавов и повышает их удельную прочность [2].

Методы изготовления прессованных титановых электродов

Наиболее простым методом получения электродов было прессование титана губчатого в глухую горизонтальную матрицу. Этот метод применяли только в лабораторных условиях, он не был пригоден для промышленности ввиду низкой производительности при прессовании, необходимости мощного нестандартного прессового оборудования для получения крупных электродов и из-за трудоемкости операции соединения электродов при помощи аргоно-дуговой сварки.

В связи с этим были поставлены опыты по изготовлению расходных электродов прессованием небольших цилиндрических шашек с резьбой, в глухую матрицу, с дальнейшим свинчиванием этих шашек. Испытание таких электродов показало, что вследствие недостаточного контакта в местах соединения шашек и большой плотности тока дуги электроды при плавке перегревались и разрушались в местах соединений. Этот метод не получил применения даже в лабораторном масштабе.

Имеет место способ прессования электродов в глухую круглую металлическую вертикальную матрицу, которая может быть цельная или разъемная.

В настоящее время в основном применяется метод изготовления расходных электродов путем прессования титана губчатого через открытую коническую матрицу. Спрессованные таким методом электроды обладают достаточной прочностью и годны для плавки без дополнительной обработки.

Изготовление прессованных брикетов в ОАО «Мотор Сич»

Технологический процесс изготовления прессованных брикетов из титана губчатого состоит из следующих основных операций: компактирования основного исходного материала – титана губчатого марок ТГ100-ТГ110 по ДСТУ 3079-95 и легирующего элемента – алюминия марки А99 по ГОСТ 11069-2001 в брикеты. Основным исходным материалом является титан губчатый марки ТГ110, характеристика которого приведена в табл. 1.

В качестве легирующей добавки был использован алюминий марки А99, измельченный до кусков габаритами не более $\varnothing 20 \times 50$ мм. Выбор фракционного состава алюминия исходит из необходимости полного расплавления на торце электрода и равномерного распределения в ванне жидкого металла. Алюминий запрессован совместно с титаном губчатым в брикет, который, таким образом, представляет собой спрессованную гетерогенную смесь шихтовых материалов.

Дегазированный титан губчатый компактирован на вертикальном гидропрессе ДБ2436 (усилие прессования – 150 т) с использованием прошивной цилиндрической неразъемной матрицы (см. рис. 1), конструкция которой разработана в ОАО «Мотор Сич».

Прессованием получены брикеты размером $\varnothing 130 \times 150$ мм, состоящие из ~ 94 % титана губчатого и ~ 6 % алюминия, плотностью 2,6...2,8 т/м³, которая обеспечивает необходимую электропроводность при переплавке в печи и прочность электрода, и массой около 5,3 кг (см. рис. 2). Отпрессованные брикеты – плотные и не осыпаются.



Рис. 1. Матрица



Рис. 2. Прессованный брикет из титановой губки и алюминия

Ввиду гигроскопичности титановой губки, перед плавкой брикеты подвергаются сушке в электрической нагревательной печи при температуре (150^{+50}) °С в течение 5 часов (см. рис. 3). Перед плавкой брикеты укладываются в изложницу стопками (см. рис. 4) и готовы к заливке металлом для получения расходоуемого электрода.

Таким образом, разработанная технология прессовки брикетов из титана губчатого решает проблему по обеспечению производства фасонного литья титановыми электродами.

Выводы

ОАО «Мотор Сич» освоено изготовление прессованных брикетов для обеспечения собственного производства расходоуемых электродов: разработаны и внедрены конструкция проходной цилиндрической матрицы и технология изготовления прессованных брикетов. Основой для этого является наличие сырьевой базы с большими запасами титаносодержащего сырья высокого качества и производства титана губчатого непосредственно в Украине; наличие существующих производственных мощностей; уменьшение себестоимости титановых изделий в результате разработанной технологии изготовления прессованных брикетов из доступного исходного сырья для обеспечения производства электродами собственного производства.

Титановые сплавы заняли прочное место в ведущих отраслях техники. Возникают все новые области



Рис. 3. Сушка брикетов в нагревательной печи



Рис. 4. Брикеты в изложнице

применения титана, в которых он дает существенный эффект по сравнению с другими материалами. Производство слитков титановых сплавов занимает особое место в современной промышленности и объем их выпуска сравним с объемами выпуска слитков традиционных цветных металлов. И переход от губки к компактному титану – важнейший этап на пути к широкому использованию титана в народном хозяйстве.

Перечень ссылок

1. Баландин Г. Ф. Основы теории формирования отливки. Ч. 2. / Геннадий Федорович Баландин – М. : Машиностроение, 1979. – 336 с.
2. Титановые сплавы. Плавка и литье титановых сплавов / [Андреев А. Л., Аношкин Н. Ф., Борзцовская К. М. и др.] ; под ред. В. И. Добаткина. – М. : Металлургия, 1978. – 383 с.

Одержано 12.10.2009

Z. A. Ivchenko, V. V. Lunev

PRODUCTION AND USE OF COMPACTED TITANIUM BRIQUETTES

Наведені дані про вихідні матеріали при пресуванні брикетів та методи виготовлення витрачуваних електродів. Розглянуто процес виготовлення пресованих брикетів із титану губчастого в умовах цеху титанового литва ВАТ «Мотор Січ».

Ключові слова: титан губчастий, брикет, компактування, легуюча домішка, матриця, виливниця, витрачуваний електрод.

Data of initial materials used for the briquette compaction and methods of consumable electrode production are provided. The procedure of production of compacted titanium sponge briquettes in titanium casting shop of OAO Motor Sich was considered.

Key words: sponge titanium, briquette, compaction process, alloying additive, die, ingot mold, consumable electrode.

УДК 669.295:669.76

И. Г. Захарченко, канд. физ.-мат. наук Н. А. Волчок,
П. А. Брюханов, канд. физ.-мат. наук Т. С. Совкова

Южноукраинский национальный педагогический университет, им. К. Д. Ушинского, г. Одесса

ВЛИЯНИЕ КОМБИНАЦИИ ПРЯМОЙ И ПОПЕРЕЧНОЙ ПРОКАТОК НА ТЕКСТУРУ И АНИЗОТРОПИЮ СВОЙСТВ ЛИСТОВ α -ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-3Al-1,5V

Поперечная прокатка текстурированных листов сплава Ti-3Al-1,5V разрушает предыдущую текстуру и формирует новую с высокой интенсивностью базисной компоненты. Это уменьшает анизотропию свойств и изменяет ее характер. Текстурированное упрочнение листов составило 0,210 после прямой прокатки до 20 % и поперечной – до 30 %.

Ключевые слова: текстура, анизотропия, модуль Юнга, модуль сдвига, полюсная фигура, тензор, текстурированное упрочнение.

1 Введение

Управление текстурой и обусловленной ею анизотропией физико-механических свойств является одной из главных задач современного металловедения. Разработка технологий, позволяющих создавать в листах оптимальную текстуру, может служить важным резервом улучшения свойств изделий по многим параметрам. Такие технологические процессы обычно включают в себя комбинацию различных видов пластической деформации и термообработки.

В [1–3] показано, что прочностные характеристики изделий из α - и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов, например, сферических сосудов высокого внутреннего давления могут быть существенно улучшены за счет создания в них текстуры с высокой интенсивностью базисной компоненты, обеспечивающей изотропность свойств в направлениях, касательных к их поверхности. Усиление базисной ориентировки в текстуре титановых сплавов может быть получено в результате комбинаций прямой и поперечной прокатки [4–8]. Применение поперечной прокатки, кроме того, позволяет направленно менять характер анизотропии свойств в листах и изделиях из гексагональных металлов [2, 9, 10]. Для листов титановых сплавов характер анизотропии после прямой прокатки определяется главным образом второй гармоникой ее Фурье-представления. Поэтому можно ожидать, что изменение направления прокатки на $\frac{\pi}{2}$ должно подавить эту гармонику, что в результате вначале приведет к уменьшению анизотропии свойств в плоскости листов [9, 10], а затем – к развитию другой по характеру анизотропии свойств. Эти соображения и определили цель и содержание данной работы.

Целью работы явилось изучение влияния вида и степени деформации холодной прокаткой на текстуру

и анизотропию свойств листов α -титанового сплава Ti-3Al-1,5V.

2 Материалы и методы исследований

Материалом для исследований служили полумиллиметровые листы сплава Ti-3Al-1,5V с полиэдрической структурой (рис.1) в условиях поставки (окончательная обработка – теплая прокатка+вакуумный рекристаллизационный отжиг при ~ 820 °C).

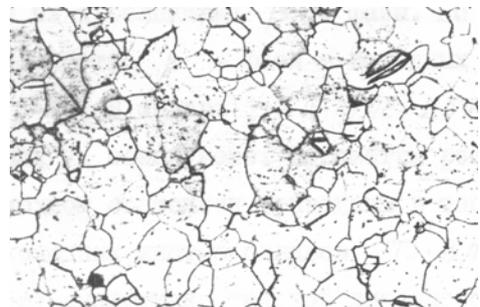


Рис.1. Структура листов сплава Ti-3Al-1,5V в условиях поставки ($\times 300$)

Далее полосы сплава прокатывали в направлении прокатки (НП) на стане с диаметром валков 150 мм без реверса до 20, 40, 60, 80 и 90 % по толщине. Исходные листы, а также листы, прокатанные в прямом направлении до 20 и 40 %, дополнительно прокатывали в поперечном (ПН) к первоначальному направлению прокатки (НП) или (НП') до 10, 20, 35 и 50 % деформации. Из полученных полос вырезали дискообразные образцы для рентгенодифрактометрических исследований и прямоугольные (длиной 100, шириной 12 мм) под различными углами к НП через каждые 15° для измерения модуля Юнга. Модули Юнга определяли динамическим методом по частоте собственных поперечных колебаний образца [11]. Постоянные решет-

ки a и c сплава в исходном состоянии определили рентгеновским методом по стандартной методике [12]. Они составили: $a = 4,6882 \text{ \AA}$, $c = 2,9462 \text{ \AA}$. Отношение $c/a = 1,5913$ отличается в сторону увеличения от йодидного титана [13] только в третьем знаке. Наличие β -фазы на рентгенограммах нами не было обнаружено. Кривые полюсной плотности снимали по методу Шульца [12] «на отражение» в CuK_α -излучении на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М для плоскостей (0002). ПФ нормировали в уровнях средней полюсной плотности [14]. Дефокусировку при наклоне образца к оси гониометра учитывали аналитически по методу Сегмюллера [15]. Периферийную часть ПФ обнуляли.

3 Результаты и их обсуждение

На рисунке 2 приведены полюсные фигуры (0002) для некоторых видов деформации прокаткой листов исследуемого сплава.

Текстура исходных листов сплава Ti-3Al-1,5V характеризуется наличием главным образом базисной компоненты $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$ (рис. 3). Присутствуют также и ориентировки $\{(0001)\pm\alpha_1\text{НН}-\text{НП}\}$ и $\{(0001)\pm\alpha_2\text{НН}-\text{НП}\}$, где НН – нормальное к плоскости листа направление. Однако эти ориентировки поглощены базисной ориентировкой $(0001)\langle 10\bar{1}0 \rangle$, что выражается на ПФ значительной протяженностью областей рассеяния. Рассеяние вдоль ПН составляет $\sim 60^\circ$, а вдоль оси НП – $\sim 35^\circ$.

Холодная прокатка до 20 % обжатия не изменяет существенно тип текстуры сплава. Выделяется близости от центра небольшой максимум в ПН. Дальнейшая холодная прокатка существенно изменяет текстуру.

Четко различаются две ориентировки: $\{(0001)\pm\alpha_1\text{НН}-\text{НП}\}$ и $\{(0001)\pm\alpha_2\text{НН}-\text{НП}\}$, которые развиваются по мере увеличения степени деформации холодной прокаткой. Углы α_1 и α_2 и интенсивность полюсной плотности, соответствующая этим углам, меняются немонотонно в довольно небольших пределах. Величина α_1 меняется в пределах $18\text{--}22^\circ$, а величина α_2 – от 8 до 12° . Листы становятся существенно анизотропными в отношении упругих свойств, которую мы наблюдаем на экспериментальных кривых анизотропии модуля Юнга в плоскости листов сплава (рис. 3). При этом сохраняется базисная компонента. Она ослабляется, но все равно присутствует на ПФ. Остается и значительным рассеяние в НП и ПН. Поэтому надежно спрогнозировать анизотропию свойств листов сплава, пользуясь только данными об идеальных ориентировках, не представляется возможным.

Анализ текстуры поперечнокатаных листов позволяет сделать вывод о том, что на уровне зерен пластическая деформация при поперечной прокатке обеспечивается главным образом реализацией двух кристаллографических механизмов: пирамидального скольжения в плотнотупакованных направлениях $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ и базисного – в направлениях $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Роль призматического, более легкого с точки зрения критических напряжений сдвига, скольжения в сплаве при поперечной прокатке мала, вследствие ориентационного фактора. Двойников в исследованном сплаве мы не обнаружили. В результате реализации указанных механизмов деформации в текстуре формируется достаточно интенсивная базисная центрального типа компонента, которую часто называют «прочной». Эта компонента и обеспечивает «текстурное упрочнение»

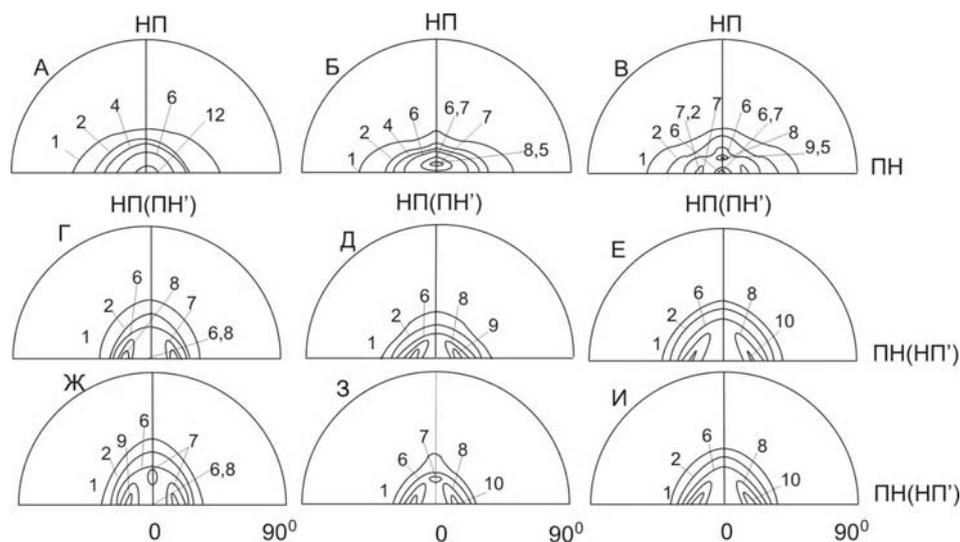


Рис. 2. Полюсные фигуры (0002) листов сплава Ti-3Al-1,5V в состоянии поставки (А) и деформированных прямой холодной прокаткой до Б-20 и В-40 % обжатия, а далее поперечной прокаткой до 20 (Г-Е) и 50 % (Ж-И) от исходного состояния (Г, Ж) и после прямой прокатки до 20 (Д, З) и 40 % (Е, И) деформации

листов сплава, подвергнутого комбинации прямой и поперечной прокаток. На рисунках приведены значения микротвердостей ($H_{НН}$, $H_{НП}$, $H_{ПН}$) листов сплава, подвергнутых прямой и комбинации прямой и поперечной прокаток для направлений НН, НП и ПН, а также значения коэффициентов «текстурного упрочнения», которые принято задавать формулой [1]:

$$K_{\perp} = \frac{H_{НН} - \frac{1}{2}(H_{НП} + H_{ПН})}{H_{НН}}$$

Из приведенных данных следует, что значения $H_{НН}$ и K_{\perp} существенно выше, чем в листах, прокатанных только в прямом направлении с теми же суммарными обжатиями. Наибольшее упрочнение листов в НН достигается при поперечной прокатке в прямом направлении до 20 %. Максимальное значение коэффициента K_{\perp} в сплаве получено при деформации прямой и поперечной прокаток в соотношении 20 % вдоль + 30 % поперек. K_{\perp} для таких листов составил величину 0,210.

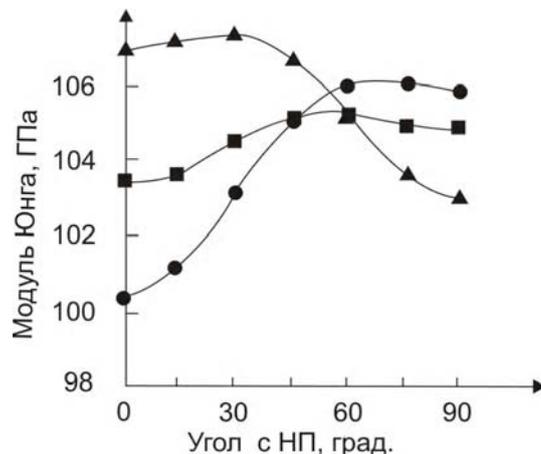


Рис. 3. Анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-3Al-1,5V в ● – исходном состоянии и после деформации комбинацией прямой до 20 % обжатия и поперечной до ■ – 30 и ▲ – 40 % обжатия холодной прокаткой

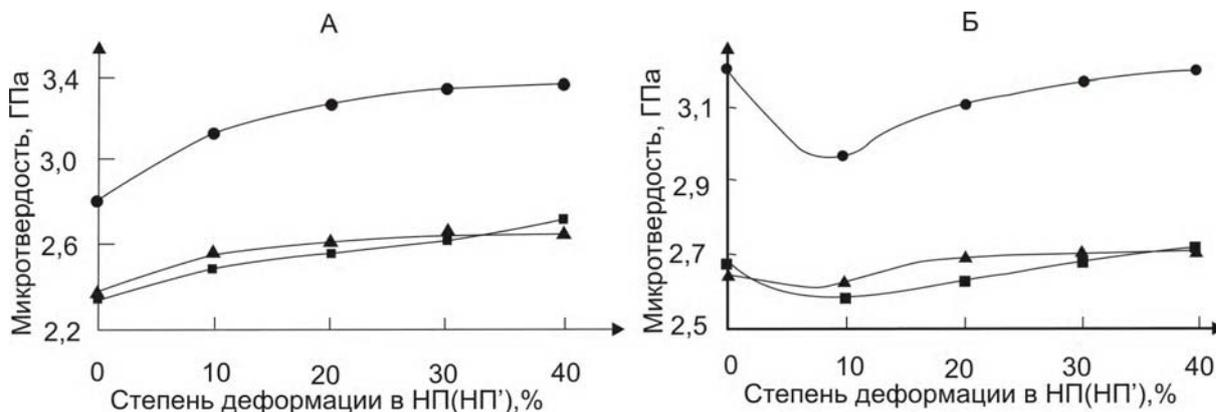


Рис. 4. Зависимость микротвердости от деформации холодной прокаткой в поперечном направлении к первоначальному листов сплава Ti-3Al-1,5V, предварительно прокатанных до 20 (А) и 40 % (Б) обжатия для ● – НН, ■ – НП и ▲ – ПН

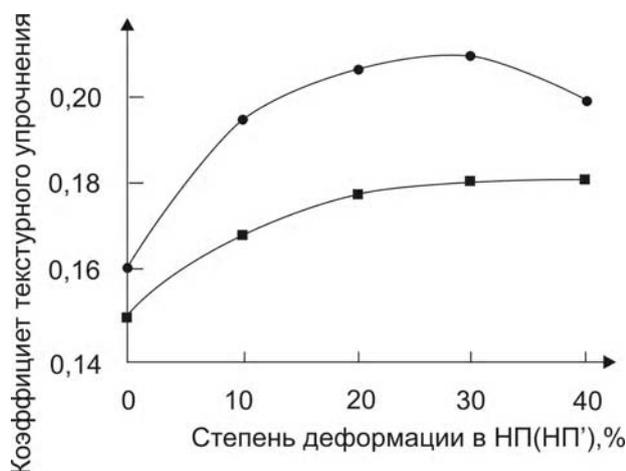


Рис. 5. Изменение коэффициента «текстурного упрочнения» в процессе деформации поперечной прокаткой листов сплава, предварительно прокатанных вдоль НП до ● – 20 и ■ – 40 % деформации

По методу [16], рассчитали интегральные характеристики текстуры (I_i), которые несут исчерпывающую информацию об анизотропии свойств текстурованного листового проката (табл. 1).

Экспериментальную анизотропию модуля Юнга листов сплава в условиях поставки (теплая прокатка + вакуумный отжиг при 320 °) представили в виде ряда Фурье, содержащего только четные коэффициенты:

$$\frac{1}{E(\varphi)} = A_0 + A_2 \cos 2\varphi + A_4 \cos 4\varphi,$$

где амплитуды гармоник ряда, рассчитанные из экспериментальной анизотропии, составили: ($A_0 = 0,957$; $A_2 = 0,01$; $A_4 = -0,003$) $\cdot 10^{-11} \frac{M^2}{H}$. Угол φ отсчитывается от НП.

В модели орторомбического квазимонокристалла анизотропия модулей Юнга и сдвига имеют вид [17]:

$$\begin{aligned} E^{-1}(\varphi) &= s_{11} + 2\left(s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44}\right)\psi_2^T(\varphi) + \\ &= (s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44})\psi_4^T(\varphi), \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} G^{-1}(\varphi) &= \frac{1}{2}S_{44} + s_{11} - s_{12} + \\ &+ \left(s_{11} - 2s_{33} - 4s_{13} - \frac{3}{2}s_{44} + s_{12}\right)\psi_2^T(\varphi) + \\ &+ 2(s_{11} + s_{33} - 2s_{13} - s_{44})\psi_4^T, \end{aligned} \quad (2)$$

где

$$\begin{aligned} I_1^{(h)} &= \langle \alpha_{13}^2 \rangle, I_2^{(h)} = \langle \alpha_{23}^2 \rangle, I_3^{(h)} = \langle \alpha_{33}^2 \rangle, I_4^{(h)} = \\ &= \langle \alpha_{13}^4 \rangle, I_5^{(h)} = \langle \alpha_{23}^4 \rangle, I_6^{(h)} = \langle \alpha_{13}^2 \alpha_{23}^2 \rangle, \end{aligned} \quad (3)$$

названные в [17] интегральными характеристиками текстуры (ИХТ); s_{ij} – константы податливости гексагонального монокристалла; α_{mn} – направляющие косинусы гексагональной оси относительно системы координат листа, которыми являются (НП), (ПН) и (НН); $\langle \rangle$ – усреднение по всем ориентациям кристаллов; индекс (h) означает принадлежность I_k к гексагональной системе;

$$\psi_2^T(\varphi) = I_1^{(h)} \cos^4 \varphi + I_2^{(h)} \sin^4 \varphi + \frac{1}{4}(I_1^{(h)} + I_2^{(h)}) \sin^2 \varphi$$

$\psi_4^T(\varphi) = I_6^{(h)} \cos^4 \varphi + I_4^{(h)} \sin^4 \varphi + 1,5I_5^{(h)} \sin^2 2\varphi$ – функции анизотропии текстурованных листов; угол φ отсчитывается от НП.

Отсюда несложно получить выражения для амплитуд гармоник ряда Фурье через интегральные характеристики текстуры и значения монокристалльных характеристик податливости исследуемого сплава, а располагая экспериментальными значениями амплитуд гармоник соответствующих рядов Фурье решить обратную задачу – найти компоненты тензора податливости произвольного сплава гексагональной структуры. Формулы для их расчета мы получили в виде:

$$\begin{aligned} s_{11} &= A_0 - \frac{A_2(I_1 + I_2)}{I_1 - I_2} + 4 \frac{A_4(I_6 - I_4)(I_1 + I_2)}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)} - \\ &- 3 \frac{A_4(I_4 + I_6 + 2I_5)}{(I_4 + I_6 - 6I_5)}, \end{aligned}$$

$$s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44} = \frac{2A_2}{I_1 - I_2} - 8A_4 \frac{I_6 - I_4}{(I_1 - I_2)(I_4 + I_6 - 6I_5)},$$

$$s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44} = \frac{8A_4}{(I_4 + I_6 + 6I_5)}.$$

По (3) рассчитали интегральные характеристики текстуры листов сплава после указанных выше обработок (табл. 1), константу податливости S_{11} и комбинации $s_{13} - s_{11} + \frac{1}{2}s_{44}$ и $s_{33} + s_{11} - 2s_{13} - s_{44}$ для исходного состояния сплава.

В данной работе мы не располагали данными по анизотропии свойств модуля сдвига. Однако, учитывая, что для гексагональных металлов компонента $|S_{13}|$ примерно в 12 раз меньше компоненты S_{44} , а компонента S_{12} по модулю примерно в два раза меньше S_{11} [17], получили следующие значения констант податливости для монокристалла сплава Ti-3Al-1,5V в исходном состоянии:

$$\begin{aligned} (S_{11} = 1,128211; S_{12} = -0,564105; S_{44} = 2,2564212; \\ S_{33} = 0,753266; S_{13} = -0,1808) \cdot 10^{-11} \frac{M^2}{H}. \end{aligned}$$

Из таблицы следует, что для текстуры, которая характеризуется отклонением базисных полюсов в НП, имеют место соотношения: $I_1^{(h)} > I_2^{(h)}$ и $I_4^{(h)} > I_5^{(h)}$. Для текстуры у которой базисные полюса отклонены в ПН: $I_1^{(h)} < I_2^{(h)}$ и $I_4^{(h)} < I_5^{(h)}$. Следует отметить, что независимых интегральных характеристик, используемых для описания текстуры гексагональных структур не 6, а только 5, так как $I_3^{(h)} = 1 - (I_1^{(h)} + I_2^{(h)})$.

По (2), данным таблицы 1 и значениям компонентов тензора податливости s_{ij} сплава Ti-3Al-1,5V рассчитали изменения анизотропии модуля сдвига и коэффициента Пуассона в плоскости листов, подвергнутых комбинации прямой и поперечной прокаток. Результаты для некоторых наиболее характерных степеней деформаций приведены на рисунке 6.

Таблиця 1 – Значення інтегральних характеристик текстури листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформованих комбінацією прямої і поперечної прокаток

Степень деформации в первоначальном НП, %	I_i	Интегральные характеристики текстуры				
		Степень прокатки в поперечном направлении, %				
		0	10	20	30	40
Исх	I_1	0,057106	0,079806	0,087127	0,108784	0,134671
	I_2	0,132085	0,121862	0,099608	0,07644	0,081331
	I_3	0,810808	0,798332	0,813265	0,814775	0,783998
	I_4	0,009028	0,016963	0,020704	0,029819	0,043079
	I_5	0,044469	0,038251	0,022559	0,014394	0,017556
	I_6	0,024457	0,030893	0,034187	0,029132	0,024106
20	I_1	0,053992	0,073819	0,076684	0,082105	0,093357
	I_2	0,148676	0,144609	0,12448	0,111044	0,082883
	I_3	0,797332	0,781571	0,798836	0,806851	0,82376
	I_4	0,008122	0,014408	0,01548	0,018563	0,021353
	I_5	0,052008	0,043417	0,033067	0,026878	0,013835
	I_6	0,029282	0,03306	0,032746	0,027748	0,027444
40	I_1	0,058665	0,066159	0,10682	0,115722	0,105649
	I_2	0,151518	0,145595	0,144361	0,117504	0,103999
	I_3	0,789816	0,788245	0,748819	0,766773	0,790352
	I_4	0,009029	0,0123	0,028083	0,030267	0,026286
	I_5	0,052376	0,041197	0,042072	0,027816	0,02115
	I_6	0,031263	0,030102	0,02365	0,02136	0,025633

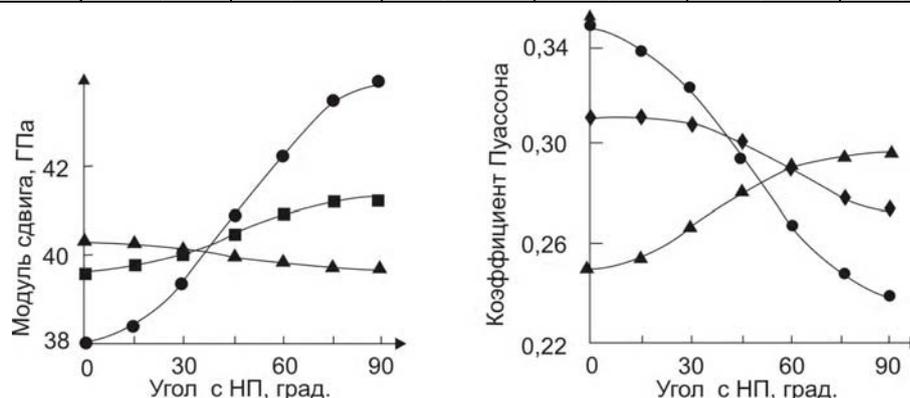


Рис. 6. Анизотропия модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов сплава Ti-3Al-1,5V, деформированных холодной прокаткой в прямом направлении до ● – 20 % и поперечной прокаткой до ◆ – 20, ■ – 30 и ▲ – 40 % обжатия

Из результатов измерения и расчета анизотропии упругих свойств листов сплава Ti-3Al-1,5V следует, что они существенно анизотропны уже в исходном состоянии. Поперечная прокатка уменьшает степень анизотропии модулей Юнга и сдвига и коэффициента Пуассона. Поперечная прокатка уменьшает степень деформации уже на начальных стадиях деформации в новом НП. Листы, деформированные комбинацией прямой (20 и 40 %) и поперечной (30 %) прокаток обладают анизотропией ~1–2 % и их можно считать практически изотропными.

Следует отметить, что «эффект текстуры» редко учитывается в конструкторских задачах ввиду сложности задания текстур общепринятыми способами их описания. Метод идеальных ориентировок не позволяет непосредственно оценить анизотропию свойств, обусловленную текстурой, а метод представления текстур при помощи функций распределения ориентаций (ФРО) является сложным и требует специальной подготовки конструкторов. Рассмотренный здесь подход

при помощи интегральных характеристик текстуры использует минимальное число параметров, достаточное для прогнозирования свойств в самых различных направлениях текстурированного листа или изделия. Эти характеристики могут быть использованы для сертификации текстурного состояния листового проката.

4 Выводы

1. Интегральные характеристики текстуры содержат необходимую информацию для прогнозирования тензорных свойств в произвольном направлении и могут быть рекомендованы для сертификации текстурированных поликристаллов.

2. Минимальной анизотропией упругих свойств обладают листы сплава после вакуумного отжига, а максимальной – после деформации холодной прокаткой до высоких (~ 80–90 %) степеней деформаций холодной прокаткой. Максимальные значения модуля Юнга соответствуют поперечному направлению, а минимальные – направлению прокатки.

3. Поперечная прокатка листов сплава Ti-3Al-1,5V предварительно прокатанных в прямом направлении приводит к разрушению старой текстуры и формированию новой с высокой интенсивностью базисной компоненты и дальнейшим развитием текстуры, повернутой относительно первоначальной на 90°. Формирование новой и разрушение старой текстуры приводит вначале к уменьшению анизотропии свойств и изменению ее характера, а затем к ее развитию со смещением на $\pi/2$.

4. Максимальное текстурное упрочнение листов сплава Ti-3Al-1,5V достигается при деформации комбинацией прокаток: 20 % в прямом и 30 % в поперечном направлениях. 5. По результатам Фурье анализа анизотропии модуля Юнга и значений интегральных характеристик текстуры для листов сплава после тепловой прокатки и вакуумного рекристаллизационного отжига, полученных из данных рентгеновского текстурного анализа, рассчитали значения констант податливости монокристалла сплава, которые составили: ($S_{11} = 1,128211$; $S_{12} = -0,564105$; $S_{44} = 2,2564212$; $S_{33} = 0,753266$; $S_{13} = -0,1808$) $\cdot 10^{-11} \frac{м^2}{Н}$, рассчитали также анизотропию модуля сдвига и коэффициента Пуассона листов сплава, деформированных различными комбинациями прямой и поперечной прокаток.

Перечень ссылок

1. Агеев Н. В. Текстурное упрочнение титана и циркония / Агеев Н. В., Бабарэко А. А. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1975. – № 2. – С. 81–90.
2. О связи прочности титановых конструкций со свойствами деформированных полуфабрикатов / [Л. А. Бунин, Б. А. Колачев, С. Я. Бецофен и др.] // Цвет.мет. – 1983. – № 6. – С. 95–98.
3. Анизотропия механических свойств и текстурное упрочнение титановых сплавов / [А. И. Хорев, А. И. Красножон, А. А. Бабарэко и др.] // Легирование и термообработка титановых сплавов. – М.: ВИЛС, 1977. – С. 242–252.
4. Влияние кристаллографической текстуры на деформируемость поликристаллов с ГПУ структурой при прокатке / [Р. А. Адамеску, С. В. Гребенкин, В. И. Юшков и др.] // ФММ. – 1966. – № 5. – С. 1000–1004.
5. Брюханов А. А. Текстурирование при прокатке в титановом сплаве ПТЗ-В / Брюханов А. А., Бунин Л. А.,

- Совкова Т. С. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1988. – № 3. – С. 136–142.
6. Брюханов А. А. Текстура и анизотропия модуля Юнга листов сплава Ti-Al-V при прямой и поперечной прокатке / Брюханов А. А., Совкова Т. С. // Изв. вузов. Цвет. мет. – 1981. – № 4. – С. 94–98.
7. Брюханов А. А. Изменение текстуры и анизотропии упругих свойств при прямой и поперечной прокатке сплава ОТ4 / Брюханов А. А., Тарасов А. Ф., Усов В. В. // МиТОМ. – 1983. – № 9. – С. 26–29.
8. Анизотропия упругих свойств и текстурное упрочнение листов сплава ВТ20 / [А. А. Брюханов, И. Г. Захарченко, А. Ф. Тарасов и др.] // ФММ. – 1982. – № 2. – С. 415–416.
9. Брюханов А. А. Направленное развитие упругих свойств в текстурованных листах / Брюханов А. А., Мороз И. А., Иваний В. С. // ФХММ. – 1976. – № 3. – С. 124–126.
10. Брюханов А. А. Управление анизотропией упругих и прочностных свойств листовых материалов путем варьирования вида и степени холодной прокатки: тез. докл. Всесоюзной конференции по текстурам и рекристаллизации в металлах и сплавах (Красноярск, июнь 1980) / Брюханов А. А., Усов В. В., Совкова Т. С. – Красноярск: КПИ, 1980. – С. 338–339.
11. Брюханов А. А. Изучение упругих свойств стальных проволок в области рекристаллизации / Брюханов А. А. // УФЖ. – 1965. – № 1. – С. 104–107.
12. Горелик С. С. Рентгенографический и электроннооптический анализ / Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. – М.: Металлургия, 1970. – 366 с.
13. Вишняков Я. Д. Теория образования текстур в металлах и сплавах / [Вишняков Я. Д., Бабарэко А. А., Владимиров С. А., Эгиз И. В.]. – М.: Наука, 1979. – 344 с.
14. Гохман А. Р. К учету дефокусировки при исследовании сплавов с механически нестабильным фазовым составом / Гохман А. Р., Брюханов А. А. // Заводская лаборатория. – 1989. – № 6. – С. 52–54.
15. Брюханов А. А. Количественный фазовый анализ ($\alpha' + \beta$)- сплавов титана из прямых полюсных фигур / Брюханов А. А., Гохман А. Р. // Заводская лаборатория. – 1985. – № 4. – С. 47–48.
16. Брюханов А. А. Интегральные характеристики текстуры кубических и гексагональных металлов / Брюханов А. А., Гохман А. Р. // Изв. вузов. Физика. – 1985. – № 9. – С. 127–130.
17. Шульце Г. Металлофизика / Шульце Г. – М.: Мир, 1971. – 503 с.

Одержано 16.11.2009

I. G. Zakharchenco, N. F. Volchok, P. A. Brjukhanov, T. S. Sovkova

THE EFFECT OF COMBINATION OF DIRECT AND TRANSVERSE ROLLING ON TEXTURE AND ANISOTROPY OF PROPERTIES OF α - TITANIUM ALLOY Ti-3Al-1,5V SHEETS

Поперечна прокатка текстурованих листів сплаву Ti-3Al-1,5V руйнує попередню текстуру і формує нову з високою інтенсивністю базисної компоненти. Це зменшує анізотропію властивостей і змінює її характер. Текстурне зміцнення листів досягає 0,210 після прямої прокатки до 20 % і поперечної – до 30 %.

Ключові слова: текстура, анізотропія, модуль Юнга, модуль зсуву, полюсна фігура, тензор, текстурне зміцнення.

The transverse rolling of textured Ti-3Al-1,5V alloy sheets destroys the previous texture and forms new one with high intensity of basic component. It decreases the anisotropy of properties and changes its character. Texture strengthening of sheets attains 0,210 after direct rolling up to 20 % and transverse – up to 30 %.

Key words: texture, anisotropy, Young's modulus, shear modulus, pole figure, tensor, texture hardening.

УДК 621.743:669.34

Канд. техн. наук В. В. Наумик

Национальный технический университет, г. Запорожье

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНОГО РЕЖИМА ПРЕРЫВИСТОЙ ВЫТЯЖКИ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ КАЧЕСТВЕННЫХ ЦЕЛЬНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ОЛОВЯННОЙ БРОНЗЫ

Термодинамическими расчетами доказана возможность образования при непрерывном литье оловянной бронзы ОЦС 5-5-5 хрупкой интерметаллидной фазы. Рассчитаны время формирования повышенной концентрации олова и время гомогенизации расплава. Разработан оптимальный режим прерывистой вытяжки, позволяющий получать качественные цельнолитые заготовки.

Ключевые слова: оловянная бронза, цельнолитая заготовка, интерметаллидная фаза, растворимость, диффузия, критический радиус зародыша, поверхностное натяжение, скорость образования фазы.

Введение

Процессы получения цельнолитых заготовок из меди и сплавов на ее основе являются перспективными для развития современных электротехнической и машиностроительной отраслей. На кафедре «Машины и технология литейного производства» разработана и создана установка для получения таких заготовок. Разработана оптимальная технология получения качественных непрерывнолитых заготовок из чистой меди, в том числе и из вторичных материалов.

По аналогичной технологии были получены и качественные заготовки из латуни, но непрерывная вытяжка заготовки из оловянной бронзы ОЦС 5-5-5 уже через 20 секунд привела к образованию рваных дефектов на одной из сторон ленты.

Целью данного исследования было поставлено выявить причины такого брака и разработать оптимальную технологию, позволяющую получать качественные цельнолитые заготовки из оловянистой бронзы.

Основной материал исследований

В бронзе ОЦС 5-5-5 три легирующих элемента: олово, цинк и свинец. Согласно диаграммам состояния, цинк, при его содержании в меди в количестве 5 %, не образует хрупких интерметаллидных фаз. Свинец вообще практически не растворяется в твердой меди и образует глобулярные частицы. Олово образует с медью несколько интерметаллидных соединений, среди которых есть и достаточно хрупкие [1]. Поэтому в данной работе, в первую очередь, рассматривали влияние олова на особенности непрерывного литья ленточных заготовок из бронзы.

В случае непрерывного литья малоразмерных заготовок в виде лент, интегральный фронт кристаллизации приближается к плоскому. При этом вблизи фронта кристаллизации расплав бронзы обогащается

легирующими элементами, входящими в ее состав: оловом, цинком и свинцом.

При непрерывном литье длина расплава намного превышает поперечное пересечение заготовки. Поэтому, для определения концентрации легирующего элемента вблизи фронта кристаллизации, можно применить уравнение [2]:

$$C_L = C_0 + C_0 \cdot \left(\frac{1 - K_0}{K_0} \right) \cdot e^{\frac{-R \cdot x}{D_{ж}}}, \quad (1)$$

где C_0 – среднее содержание примесного элемента в расплаве;

K_0 – равновесный коэффициент распределения;

x – расстояние от фронта кристаллизации;

$D_{ж}$ – коэффициент диффузии примеси в расплаве меди;

R – скорость кристаллизации.

Согласно диаграмме состояния Cu-Sn [3], максимальная растворимость олова при температуре 800 °C равняется 13,57 %. Соответственно равновесный коэффициент его распределения K_0 , при этой концентрации составляет 0,271.

Коэффициент диффузии металлических легирующих элементов в жидкой основе зависит от предельной растворимости данного элемента в основе. В работе [4] приведены данные по зависимости коэффициента диффузии элементов в расплаве от предельной растворимости в твердом железе, с использованием которых можно определить такую зависимость коэффициента диффузии определенного элемента от его предельной растворимости в твердой основе:

$$D_{ж} = 6,457 \cdot C_n^{-0,707} \cdot 10^{-5} \quad r = -0,955, \quad (2)$$

где $D_{ж}$ – коэффициента диффузии элемента в жидкой основе;

C_n – предельная растворимость элемента в твердой основе (ат. %).

Для олова, исходя из его предельной растворимости в твердой меди, коэффициент диффузии $D_{жс} = 1,615 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$.

На рис. 1 приведено распределение концентрации олова вблизи фронта кристаллизации для различных скоростей кристаллизации R , рассчитанное согласно уравнению (1).

На расстоянии X преобладает диффузионный массообмен. Максимальная концентрация олова на фронте кристаллизации достигает 18,44 %.

При скорости кристаллизации $R = 0,1 \text{ см/с}$, соответствующей процессу непрерывного литья медных сплавов, длина зоны диффузионного массообмена X_2 , составляет порядка 10^{-2} см .

Согласно диаграмме состояния Cu-Sn, при условиях содержания олова более 6 %, наряду с α -твердым раствором, образуется хрупкая интерметаллидная фаза Cu_5Sn [3, 5].

Возможность образования хрупкой фазы Cu_5Sn была проверена с помощью теории зарождения новой фазы.

Образование новой фазы возможно при возникновении в пересыщенном расплаве зародыша с радиусом больше критического, r^* , величину которого можно определить по формуле [6]

$$r^* = \frac{2 \cdot \sigma \cdot V}{R \cdot T \cdot \ln \alpha}, \quad (3)$$

где σ – межфазное натяжение;

V – молекулярный объем Cu_5Sn ;

R – универсальная газовая постоянная $R = 8,3143 \cdot 10^7$;

T – температура, К;

α – перенасыщение.

Молекулярный объем соединения Cu_5Sn равен отношению его молекулярной массы к молекулярной плотности. Если численные значения последних определить, исходя из количественного соотношения входящих в его состав элементов, то имеем:

$$V_{\text{Cu}_5\text{Sn}} = \frac{5 \cdot 63,546 + 118,7}{8,501} = 51,33 \text{ см}^3/\text{моль}.$$

Среднее содержание олова в бронзе ОЦС 5-5-5 составляет 5 %. Поскольку интерметаллидные включения Cu_5Sn образуются при условии содержания олова 6 %, то перенасыщение составляет: $\alpha = 1,2$.

Температуру формирования структуры, на основании диаграммы состояния Cu-Sn, принимаем, как среднее значение между ликвидусом и слидусом, равной 1223 К.

Подставив в формулу (3) численные значения, получим:

$$r_{\text{Cu}_5\text{Sn}}^* = 5,5 \cdot 10^{-9} \cdot \sigma. \quad (4)$$

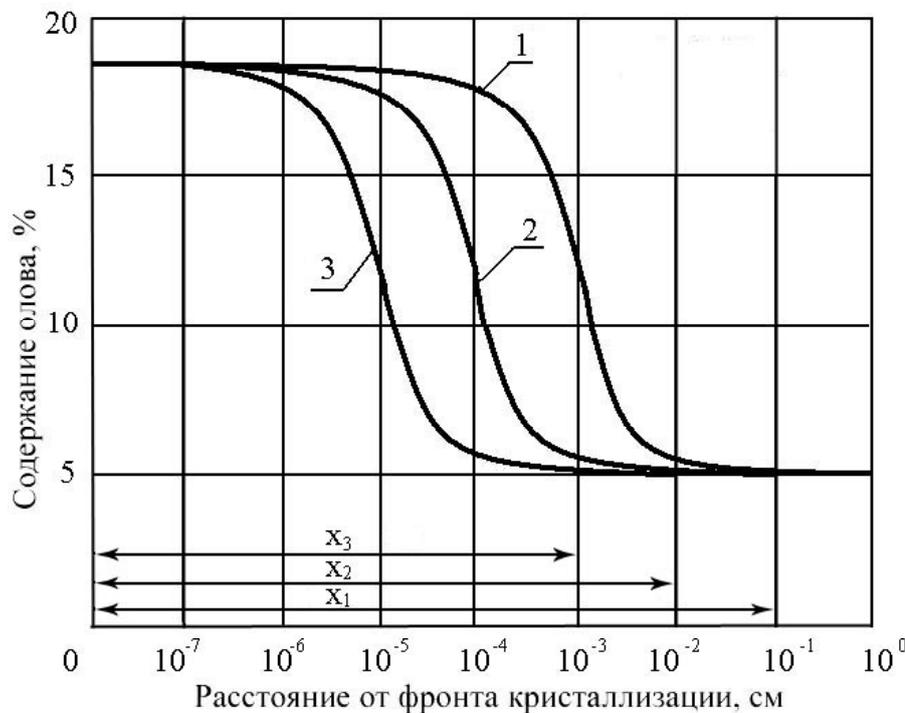


Рис. 1. Распределение концентрации олова вблизи фронта кристаллизации при различных скоростях кристаллизации R :
1 – скорость кристаллизации; $R = 0,01 \text{ см/с}$; 2 – $R = 0,1 \text{ см/с}$; 3 – $R = 1 \text{ см/с}$
 X – зона диффузионного массообмена

Если считать процесс зарождения новой фазы гомогенным, скорость ее образования J , можно определить согласно следующему уравнению [6]:

$$J = K_V \cdot e^{-\frac{\Delta G^*}{k \cdot T}}, \quad (5)$$

где K_V – частотный фактор;

k – постоянная Больцмана, $k = 1,38 \cdot 10^{-16}$;

T – температура, К;

ΔG^* – изменение свободной энергии системы при образовании критического зародыша.

$$K_V = n^* \cdot \left(\frac{\sigma}{k \cdot T}\right)^2 \cdot \left(\frac{2 \cdot V}{9 \cdot \pi}\right)^{\frac{1}{3}} \cdot \left(\frac{n \cdot k \cdot T}{h}\right), \quad (6)$$

где, n^* – число атомов на поверхности зародыша критического размера;

V – объем атома исходной фазы (объем шара);

n – количество атомов на единицу объема исходной фазы, $n = 6,02 \cdot 10^{23}$;

h – постоянная Планка, $h = 6,62 \cdot 10^{-27}$.

Число атомов на поверхности зародыша критического размера можно определить как отношение площади поверхности зародыша к площади проекции атома исходной фазы:

$$n^* = \frac{4 \cdot \pi \cdot (r_{Cu_5Sn}^*)^2}{\pi \cdot r_1^2}, \quad (7)$$

где r_1 – радиус проекции атома исходной фазы на поверхность зародыша.

Интерметаллидная фаза формируется в пересыщенном оловом расплаве меди. Потому, с достаточной степенью приближения, в расчетах радиус атома исходной фазы был принят как среднее между значениями радиусов атомов меди и олова, пропорциональное их содержанию в соединении Cu_5Sn . Радиус атома меди по данным большинства источников [7, 8] составляет: $r_{Cu} = 1,28 \cdot 10^{-8}$ см, радиус атома олова: $r_{Sn} = 1,58 \cdot 10^{-8}$ см. Тогда радиус атома исходной фазы:

$$r_{Cu_5Sn} = \frac{5 \cdot r_{Cu} + r_{Sn}}{6} = 1,33 \cdot 10^{-8} \text{ см.}$$

В формуле (7) r_1 – площадь проекции атома исходной фазы на поверхность зародыша, которая имеет сферическую форму, и поэтому численно больше площади плоского поперечного сечения атома исходной фазы с радиусом r_{Cu_5Sn} . Поскольку действительная кривизна поверхности зародыша новой фазы неизвестна, и, кроме того, между проекциями отдельных атомов неизбежно остаются пробелы на сферической поверхности, площадь которых также надо учитывать, в расчетах принимали $r_1 = 1,5 \cdot 10^{-8}$ см. Тогда:

$$n^* = \frac{4 \cdot \pi \cdot (5,5 \cdot 10^{-9} \cdot \sigma)^2}{\pi \cdot (1,5 \cdot 10^{-8})^2} = 0,5378 \cdot \sigma^2.$$

Подставив все значения в выражение (6), имеем:

$$K_V = 0,5377 \cdot \sigma^2 \cdot \frac{1}{4,1 \cdot 10^{-7}} \cdot 8,9 \cdot 10^{-9} \cdot 1,534 \cdot 10^{37} = 1,7905 \cdot 10^{35} \cdot \sigma^{2,5}.$$

Изменение свободной энергии системы при образовании критического зародыша может быть определено по уравнению:

$$\Delta G^* = r^{*2} \cdot \sigma \cdot \frac{4 \cdot \pi}{3}, \quad (8)$$

Подставив в данное уравнение значение r^* из выражения (4), имеем:

$$\Delta G^* = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot (5,5 \cdot 10^{-9})^2 \cdot \sigma^3. \quad (9)$$

В уравнениях (3) и (5) неизвестными являются J , σ , и r^* . Для определения σ и r^* в уравнении (5) принимаем $J = 1$ см³/с, что оправданно небольшой чувствительностью пресыщения α , к изменению интенсивности J [6]. Тогда:

$$1 = 1,7905 \cdot 10^{35} \cdot \sigma^{2,5} \cdot e^{-\frac{4 \cdot \pi \cdot (5,5 \cdot 10^{-9})^2 \cdot \sigma^3}{3 \cdot 1,38 \cdot 10^{-16} \cdot 1223}}.$$

После преобразований получим уравнение

$$81,173 + 2,5 \cdot \ln \sigma - 0,000751 \cdot \sigma^3 = 0.$$

Данное уравнение решалось численным методом на программируемом микрокалькуляторе CASIO CFX-9850GB PLUS. Полученное значение межфазного натяжения между расплавом бронзы и β -фазой равняется $\sigma = 47,27$ МДж/м², и критический радиус $r^* = 2,5 \cdot 10^{-7}$ см.

Полученные значения межфазного натяжения и критического радиуса зародыша вполне соответствуют классической теории зарождения частиц интерметаллидной фазы.

Таким образом, термодинамическими расчетами доказана принципиальная возможность образования хрупкой интерметаллидной фазы при кристаллизации расплава в процессе непрерывного литья оловянной бронзы ОЦС 5-5-5. Это может привести к возникновению дефектов и, даже, обрыву литой заготовки.

Образование в дефектных зонах заготовки хрупкой интерметаллидной фазы подтверждено исследованиями с помощью растрового электронного микроскопа РЕМ-106I.

Рост концентрации олова на фронте кристаллизации происходит не мгновенно, для этого нужно некоторое время. В формообразующей графитовой вставке массоперенос осуществляется, преимущественно, за счет диффузии. Время, за которое атомы легирующей

щего элемента перемещаются на расстояние X , можно определить по формуле:

$$\tau = \frac{X^2}{2 \cdot D_{ж}}, \quad (10)$$

где X – расстояние от фронта кристаллизации;

$D_{ж}$ – коэффициент диффузии легирующего элемента в жидкой основе.

В таблице 1 приведено время формирования повышенной концентрации олова на фронте кристаллизации при скорости кристаллизации 0,1 см/с.

Время формирования повышенной концентрации олова на фронте кристаллизации равняется максимальному допустимому времени непрерывного вытягивания заготовки, после чего нужно остановить вытягивание на некоторое время для снижения концентрации олова до средней в бронзе (5 %), чтобы предотвратить образование на фронте кристаллизации значительного количества хрупкой фазы и разрушения литой заготовки.

После остановки вытягивания начинается процесс гомогенизации, когда концентрация олова в каждой точке жидкой фазы стремится к среднему значению (5 %). В любом неоднородном материале концентрация изменяется на расстоянии l от максимального локального значения на фронте кристаллизации C_n до C_0 . Переход от концентрации C_n до концентрации C_0 можно определить по формуле [9]:

$$C_n - C_0 = e^{-\frac{t}{\tau}}, \quad (11)$$

где τ – константа, которую называют временем релаксации:

$$\tau = \frac{l^2}{\pi^2 \cdot D_{ж}}. \quad (12)$$

Если $C_n - C_0$ обозначить как ΔC , то время гомогенизации расплава можно определить по следующей формуле:

$$t = \left| \frac{\ln \Delta C \cdot l^2}{\pi^2 \cdot D_{ж}} \right|. \quad (13)$$

Рассчитанное по формуле (13) время гомогенизации в зоне диффузионного массообмена приведено в таблице 1.

Таким образом, исходя из экспериментально определенного времени вытяжки, приводящего к образованию дефектов (20 с) и данных, приведенных в таблице 1, для получения качественной заготовки необходимо обеспечить длину зоны диффузионного массообмена не большей $2 \cdot 10^{-2}$ см, то есть длительность непрерывного вытягивания должна быть не более 2–3 секунд, после чего должна следовать остановка не менее чем на 1–2 секунды.

Выполненные теоретические исследования были использованы при отработке технологического процесса получения качественной цельнотянутой бронзовой заготовки. Вытяжка производилась на протяжении двух секунд с последующей остановкой на протяжении одной секунды. В результате была получена качественная цельнолитая заготовка из бронзы ОЦС 5-5-5 сечением $1,5 \times 30$ мм для изготовления вкладышей подшипников скольжения.

Выводы

Таким образом, проведенным комплексом исследований показано, что максимальная концентрация олова на фронте кристаллизации в процессе непрерывного литья оловянной бронзы ОЦС 5-5-5 достигает 18,44 %.

Термодинамическими расчетами доказана возможность образования хрупкой интерметаллидной фазы при кристаллизации оловянной бронзы в данных условиях.

Рассчитаны время формирования повышенной концентрации олова и время гомогенизации расплава в зоне диффузионного массообмена. На основании проведенных исследований разработан оптимальный режим циклической вытяжки для получения качественных цельнолитых заготовок из оловянной бронзы ОЦС 5-5-5.

Для промышленного изготовления непрерывнолитых заготовок из оловянных бронз установка должна быть дополнительно оборудована специальным коммутационным устройством, позволяющим через оп-

Таблица 1 – Время формирования повышенной концентрации олова на фронте кристаллизации и ее гомогенизации

Длина зоны диффузионного массообмена X , см	Время формирования повышенной концентрации олова, с	Время гомогенизации концентрации олова в зоне диффузионного массообмена
$5 \cdot 10^{-3}$	0,773	0,40
$6 \cdot 10^{-3}$	1,114	0,57
$7 \cdot 10^{-3}$	1,517	0,78
$8 \cdot 10^{-3}$	1,981	1,02
$9 \cdot 10^{-3}$	2,507	1,29
$1 \cdot 10^{-2}$	3,096	1,59
$2 \cdot 10^{-2}$	12,383	6,38
$3 \cdot 10^{-2}$	27,864	14,36
$4 \cdot 10^{-2}$	49,535	25,53
$5 \cdot 10^{-2}$	77,399	39,90

ределенные заданные интервалы времени выключать привод вытягивающего устройства для гомогенизации жидкой фазы вблизи фронта кристаллизации.

Перечень ссылок

1. Лившиц В. Г. Металлография / Лившиц В. Г. – М. : Металлургиздат, 1963. – 422 с.
2. Романов. А. А. Некоторые вопросы зарождения неметаллических включений / А. А. Романов // Проблемы стального слитка. – М. : Металлургия, 1969. – С. 146–150.
3. Хансен М. Структуры двойных сплавов / Хансен М., Андерко К. ; [пер. с англ. Новика П. К. и др.]. – М. : Металлургия, 1962. – 608 с.
4. Ершов Г. С. Строение и свойства жидких и твердых металлов / Ершов Г. С., Черняков В. А. – М. : Металлургия, 1978. – 248 с.
5. Лахтин Ю. М. Металловедение / Лахтин Ю. М. – М. : Металлургия, 1979. – 320 с.
6. Мchedlishvili V. A. Термодинамика и кинетика раскисления стали / Мchedlishvili V. A. – М. : Металлургия, 1978. – 288 с.
7. Свойства элементов : справочник в 2-х ч. Ч 1. Физические свойства / [под ред. чл.-корр. АН УССР Самсонова Г. В.]. – М. : Металлургия, 1976. – 600 с.
8. Уманский Я. С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия // [Уманский Я. С., Скаков Ю. А., Иванов А. Н., Расторгуев Л. Н.]. – М. : Металлургия, 1982. – 632 с.
9. Физическое металловедение. Под ред. Р. Кана. Вып. II. Фазовые превращения. – М. : Изд-во «Мир», 1968. – 490 с.

Одержано 10.12.2009

V. V. Naumyk

DEVELOPMENT OF THE OPTIMUM MODE OF IRREGULAR EXTRACTION AT THE PRODUCTION OF HIGH-QUALITY SOLID-CAST BLANKS FROM A TIN BRONZE

Термодинамічними розрахунками доведено можливість утворення при безперервному литті олов'яної бронзи ОЦС 5-5-5 крихкої інтерметалідної фази. Розраховано час формування підвищеної концентрації олова та час гомогенізації роплаву. Розроблено оптимальний режим витягування із зупинками, що дозволяє отримувати якісні суцільнолиті заготовки.

Ключові слова: *олов'яна бронза, суцільнолита заготовка, інтерметелідна фаза, розчинність, дифузія, критичний радіус зародка, поверхневий натяг, швидкість утворення нової фази.*

The possibility of fragile inter-metallic phase formation at continuous casting of the ОЦС 5-5-5 tin bronze is proved by thermal-dynamical calculations. The time of increased tin concentration forming and time of homogenization of fusion are calculated. The optimum mode of irregular extraction, allowing to get the high-quality unit-cast blanks, is developed.

Key words: *tin bronze, solid-cast blanks, inter-metallic phase, solubility, diffusion, critical radius of embryo, surface-tension, speed of phase formation.*

IV МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ В МЕТАЛУРГІЇ ТА МАШИНОБУДУВАННІ

УДК 669.158:621.785.74

Канд. техн. наук Б. Ф. Белов¹, д-р техн. наук А. И. Троцан¹,
канд. техн. наук И. Л. Бродецкий¹, д-р хим. наук В. Д. Александров²,
канд. техн. наук В. В. Щиголев¹

¹ Институт проблем материаловедения им. И. М. Францевича, НАН Украины, г. Киев,
² Донбасская национальная академия строительства и архитектуры, г. Макеевка

СТРУКТУРИЗАЦИЯ СИЛИКАТОВ ЖЕЛЕЗА В ПРОЦЕССАХ ОБРАЗОВАНИЯ ШЛАКОВЫХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТАЛИ

На основе построенных новым графо-аналитическим методом полигональной диаграммы $FeO-SiO_2$ и ионно-молекулярных комплексов, параметры которых определены по модели гармонических структур, проведен анализ структурно-химического состояния жидких и твердых силикатов железа, образующих шлаковые и неметаллические включения. Предложен механизм эффективного рафинирования железоуглеродистых расплавов и оптимизации технологии производства стали.

Ключевые слова: сталь, рафинирование, полигональная диаграмма, ионно-молекулярные комплексы, силикаты, неметаллические включения.

Сталеплавильные шлаки и неметаллические включения относятся к термодинамической мультисистеме на основе оксидов железа, кремния, алюминия, кальция, магния, фосфора, а также сульфидов и окисульфидов кальция и магния. Технологические свойства печных и ковшевых шлаков определяются окисленностью – по содержанию окислов железа и марганца и основностью (щелочно-кислотный модуль шлака) – из соотношения основных и кислых компонентов. Гомогенность и жидкоподвижность шлаковых расплавов, а также их адсорбционная емкость по отношению к неметаллическим включениям зависят от структурно-химического состояния исходных компонентов и промежуточных фаз, образующихся на базе бинарных систем в результате фазовых равновесий на соответствующих диаграммах состояния.

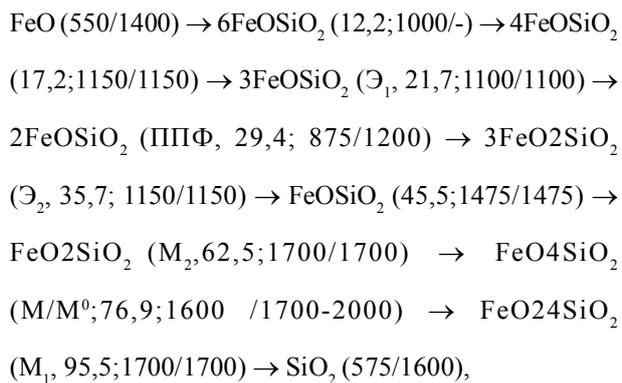
В рамках феноменологической теории строения металлургических фаз по модели гармонических структур вещества (теория МГС-фаз, [1]) разработан метод анализа структурно-химического состояния шлаковых и металлических систем (СХС-анализ), включающий определение физико-химических характеристик – химический и фазовый состав, температуры образования и плавления, область гомогенности и термической стабильности, а также формы и размеров наномасштабных модельных конструкций исход-

ных компонентов и промежуточных фаз в жидком и твердом состояниях – структурные ионно-молекулярные комплексы (СИМ- комплексы).

Структура металлургических расплавов, в соответствии с теорией МГС-фаз, является набором нуль-одно-двух-трех-мерных модульных конструкций конечных наномасштабных размеров. В жидком состоянии в интервале температур кипения и плавления наноструктура вещества, кроме нульмерных квазигазовых компонент, имеет три типа разноупорядоченных структурных элементов: одномерные (линейные элементарные ячейки – ЛЭЯ) → двухмерные (полигональные – ПГЯ) → трехмерные (полиэдрические – ПДЯ). Высшая форма организации структурного состояния вещества – кристаллическая решетка, которая является ионно-молекулярным комплексом, включающим все типы структурных элементов. Для кристаллов кубической сингонии, например, это вершины – нульмерные, ребра – мономерные, грани – двухмерные и каркас – трехмерный. При нагревании поликристалла до температур его плавления теряется механическая прочность и образуются кристаллиты, трехмерная решетка которых искажается за счет увеличения межатомных расстояний и появления последовательно направленной тетрагональности – политипных и полиморфных превращений, после которых появляется последовательный

ряд структурних модифікацій на рівні дальнього і ближнього порядку в твердому і рідкому станах, відповідно. При температурі плавлення дальній порядок руйнується і утворюється ближній порядок, генетично пов'язаний з високотемпературною модифікацією кристала, яка зберігається в рідкому стані в формі трьохмерних кластерів – ПДЯ. При подальшому перегріві процеси структуризації рідкості реалізуються в двохмерному просторі з утворенням ПГЯ, існуючих в п'яти різновидностях плоских сіток на базі відомих 14-ти кристалічних ячеек Браве.

СХС-аналіз фізико-хімічних характеристик процесів структуризації силікатів заліза – продуктів окислення заліза кремнієм і компонентів шлаку, проведено з допомогою полігональної діаграми стану системи FeO-SiO₂, побудованою новим графо-аналітичним методом (ПДС-метод, [2]) в усьому інтервалі концентрацій твердих і рідких вихідних компонентів, представленою на рис. 1. Встановлено послідовний ряд проміжних фаз, що складаються з твердих і рідких розчинів на основі хімічних сполучень:



де в дужках перші цифри – концентрація SiO₂ (мас. %), другі і треті – температури утворення і плавлення (°C), Э₁ і Э₂ – евтектичні фази, ППФ – первинна проміжна фаза – фаяліт, (M₁ – M/M⁰ – M₂) – реперні точки купола несумісності рідких розчинів.

Фаяліт, евтектичні фази і купол несумісності існують і на класичній діаграмі FeO-SiO₂ (див. вставку на рис. 1), однак на полігональній додатково показано сім проміжних фаз, зокрема ферросиліт – екімолекулярний силікат заліза, існування якого є дискусійним питанням. На основі вихідних компонентів і вказаних хімічних сполучень на полігональній діаграмі наведено області гомогенності твердих і рідких розчинів, обмежені лініями солвуса і лівуса, відповідно, а також їх мікроструктурний стан, що відповідає природі неперервних моноструктурних (M-стан) і періодичних диструктурних (D-стан) розчинів.

Енергетичні і геометричні характеристики

наноструктурних елементів окремих рідких і твердих силікатів заліза, наведені в таблиці 1, розраховані за рівняннями радіально-орбітальної моделі атомів [3] з чисельних значень квантово-механічних і хімічних параметрів заліза, кремнію і кисню в різних зарядових станах (квантові числа, енергія електронів, орбітальні радіуси), за якими визначені енергія і довжина хімічної зв'язки структурно-упорядкованих іонно-молекулярних комплексів (СИМ-комплекси) за формою і розміром, що відповідають полігональним і поліедричним ячейкам елементного складу, еквівалентного стехіометричному складу проміжних фаз на діаграмі FeO-SiO₂. Форма і лінійні розміри СИМ-комплексів залежать від типу і енергії (довжини) хімічної зв'язки атомів (іонів) їх складових. Сталеплавильні шлаки, що включають силікатні фази, характеризуються іонним типом хімічної зв'язки [4,5] валентних електронів зовнішніх орбіталей атомів: 3d-електрони заліза і (3p-3s)- електрони кремнію, які є донорами вакантних квантових ячеек 2p-електронів кисню. Довжини хімічних зв'язок в СИМ-комплексах визначені рівняннями:

17,3 нм (Fe²⁺ - O²⁻), 22,0 нм (Fe²⁺ - Fe²⁺); 24,0 нм (O²⁻-O²⁻) – для FeO;

20,0 нм (O²⁻-O²⁻), 23,3 нм (O¹⁻-O¹⁻), 16,1 нм (Si⁴⁺-O¹⁻) і 14,1 нм (Si⁴⁺-O²⁻) – для SiO₂.

Встановлено графічна залежність геометричних параметрів СИМ-комплексів від стехіометричного складу проміжних фаз системи FeO-SiO₂, що має екстремальний характер для числа структурних атомів (N) і щільності (S₀, V₀) їх упаковки: максимум для евтектичних і мінімум для решти силікатів. Первинна проміжна фаза – фаяліт є найбільш щільно упакованою з мінімальним числом структурних атомів, що відповідає загальним принципам структуризації. Двухмерні ПГЯ утворюються при розгортці трьохмерних ПДЯ, які розкриваються за місцем розриву хімічних зв'язків між найбільш віддаленими сусідніми атомами і, навпаки, при замиканні кінцевих зв'язків ПГЯ утворюються ПДЯ, т.е. переходи полігональних і поліедричних СИМ-комплексів оборотні і є причиною металургічної спадковості в процесах плавлення і затвердіння конденсованих фаз, що є теоретичною базою генної інженерії в литейному виробництві [6].

Для опису структурно-хімічних реакцій за типом структурних формул Варта [4], що дозволяють розкрити механізм хімічних реакцій, служать полігональні ячейки в формі полімерних центрально-симетричних ланцюжків, в центрі яких знаходяться кремній-кислородні (силіксанові) сітки з кінцевими зв'язками замкнутими на атоми заліза. Поліедричні ячейки відповідно до принципам Полинга [5] утворюють електронейтральні трьохмерні кар-

касы, состоящие из отдельных призматических структур конечного размера, сочлененных между собой боковыми гранями, задающими тип габитуса кристаллического тела. Полигональные структурные ячейки

позволяют исследовать механизм образования, форму и размер шлаковых и неметаллических включений в металлическом расплаве; полиэдрические позволяют оценить их линейные размеры в литом металле.

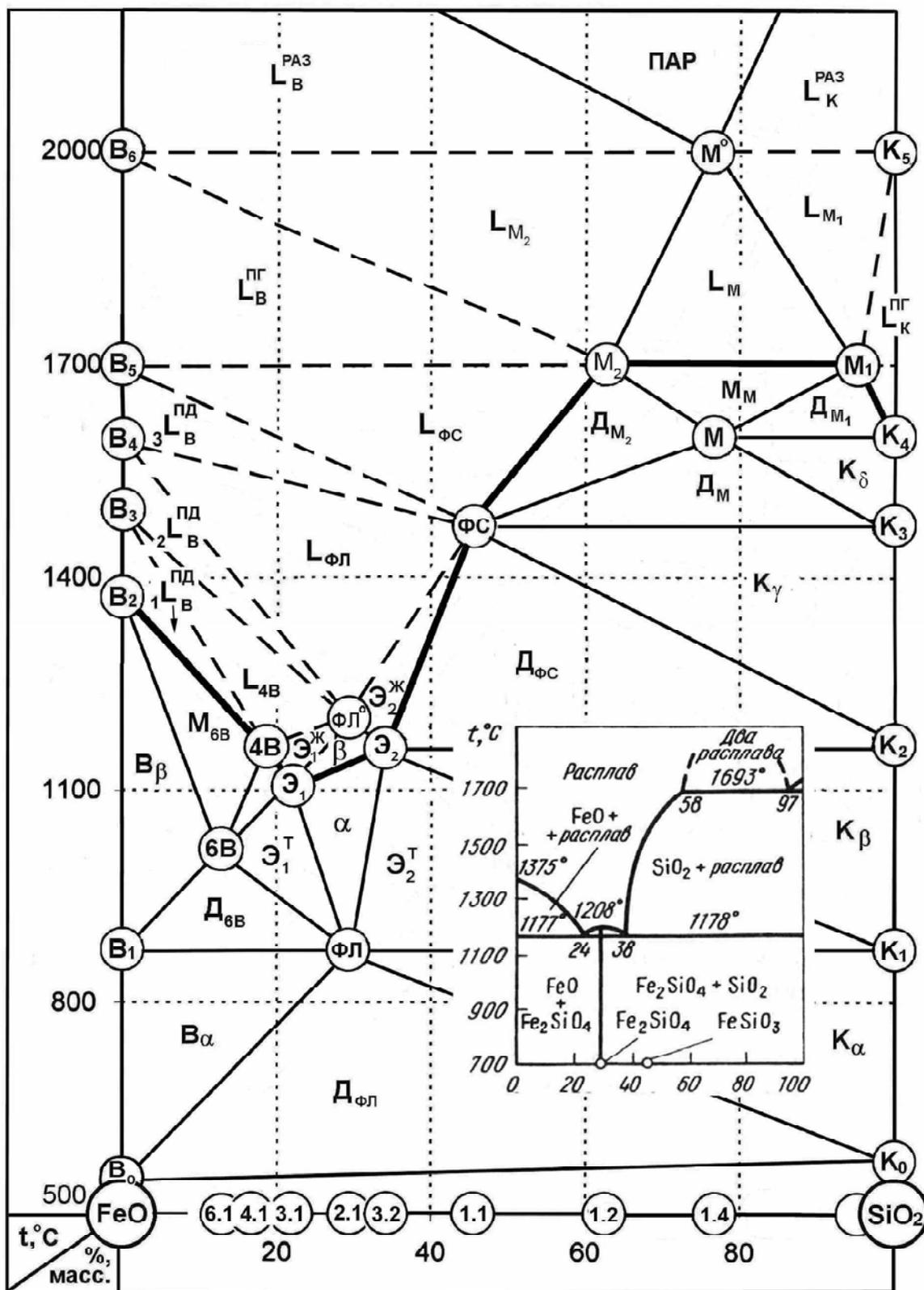
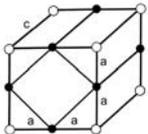
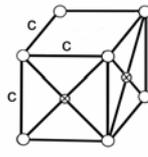
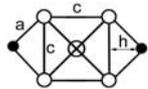
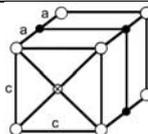
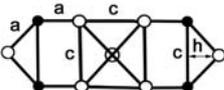
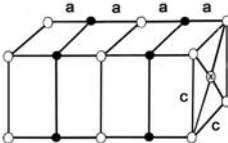
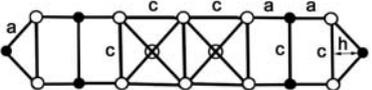
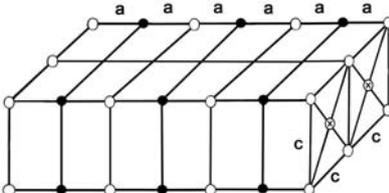
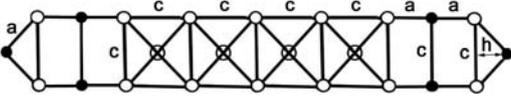
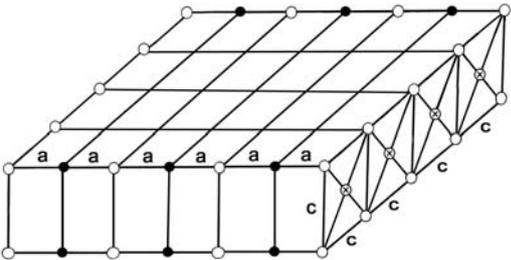


Рис. 1. Полигональная диаграмма состояния системы FeO-SiO₂

Таблиця 1 – Структуризація силікатів заліза

Формульний состав		СИМ - комплексы (O - кислород, ● - залізо, ⊗ - кремній)	
Стехиометрический	Структурный	Структурные ячейки полигональные / полиэдрические	
FeO	$(Fe_4 O_4)^0$	a=17,3 нм, c=24,0 нм	
	$(Fe_8 O_8)^0$	 N=8, S ₀ =149,6	 N=16, V ₀ =1795,8
SiO ₂	$(SiO_4)^{4-}$	b=23,3 нм, c=20,0 нм	
	$(Si_4 O_8)^0$	 N=5, S ₀ =108,6	 N=12, V ₀ =666,6
2FeOSiO ₂ ППФ	$(Fe_2 SiO_4)^0$	a=17,3 нм, c=20,0 нм, h=14,1 нм	
	$(Fe_4 Si_2 O_8)^0$	 N=7, S ₀ =97,4	 N=14, V ₀ =988,6
4FeOSiO ₂	$(Fe_4 SiO_6)^0$	 N=11, S ₀ =124,9	 N=22, V ₀ =1258,2
	$(Fe_8 Si_2 O_{12})^0$		
3FeOSiO ₂ Э ₁	$(Fe_6 Si_{12} O_{10})^0$	 N=18, S ₀ =137,0	 N=36, V ₀ =2306,6
	$(Fe_{12} Si_4 O_{20})^0$		
3FeO2SiO ₂ Э ₂	$(Fe_6 Si_{14} O_{14})^0$	 N=24, S ₀ =136,1	
	$(Fe_{12} Si_8 O_{28})^0$	 N=48, V ₀ =3460,0	

Таким образом, на основании проведенного анализа структурно-химического состояния силикатов железа, состав которых отвечает промежуточным фазам полигональной диаграммы FeO-SiO₂, построенной новым графо-аналитическим методом, установлены физико-химические закономерности образования и структуризации твердых и жидких силикатов железа, показана обратимость взаимных переходов полигональных и полиэдрических наноструктурных ионно-молекулярных комплексов, как первопричины металлургической наследственности конденсированных фаз в процессах их плавления и затвердевания, а также принципиальная возможность исследования механизма химических реакций в металлургических системах.

Перечень ссылок

1. Белов Б. Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин // Изв. ВУЗов, ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 70–75.
2. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем / [Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Ф. С. Крейденко]. Свідоцтво прав автора на твір, ПА № 2825 від 14.03.2000 р.
3. Троцан А. И. О природе химической связи элементов в металлургических фазах / Троцан А. И., Харлашин П. С., Белов Б. Ф. // Изв. ВУЗов, ЧМ. – 2002. – № 4. – С. 60–62.
4. Смолеговский А. М. Развитие представлений о структуре силикатов / Смолеговский А. М. – М. : Наука, 1979. – 231 с.
5. Шелудяков Л. Н. Состав, структура и вязкость гомогенных силикатных и алюмосиликатных расплавов / Шелудяков Л. Н. – Изд-во: «Наука» Казахской ССР, Алма-Ата. – 1980. – 55 с.
6. Никитин В. И. Наследственность и технологии генной инженерии в литейных сплавах. Литейное производство / Никитин В. И. – 2000. – № 10. – С. 8–10.

Одержано 06.04.2009

B. F. Belov, A. I. Trocjan, I. L. Brodeckiy, V. D. Aleksandrov, V. V. Shigolev

STRUCTURIZATION OF IRON SILICATES IN PROCESSES OF THE FORMATION OF SLAG AND NONMETALLIC INCLUSIONS IN STEEL

На основі побудованих новим графо-аналітичним методом полігональної діаграми FeO-SiO₂ та іонно-молекулярних комплексів, параметри яких визначені за моделлю гармонійних структур, проведений аналіз структурно-хімічного стану рідких і твердих силікатів заліза, що утворюють шлакові й неметалеві включення. Запропоновано механізм ефективного рафінування залізобуглецевих розплавів й оптимізації технології виробництва сталі.

Ключові слова: сталь, рафінування, полігональна діаграма, іонно-молекулярні комплекси, силікати, неметалеві включення.

The analysis of structural-chemical condition of liquid and solid iron silicates, forming slag and nonmetallic inclusions was made on base of FeO-SiO₂ and ion-molecular complexes, which parameters are determined on models of the harmonic structures constructed by new grapho-analytical method of polygonal diagram. Mechanism of the effective refining of iron-carbon fluxes and optimization of steel production engineering is proposed.

Key words: steel, refining, polygonal diagram, ion-molecular complexes, silicates, nonmetallic inclusions.

ТЕРМОДИНАМІЧНА РІВНОВАГА В СИСТЕМІ V-O-C МЕТАЛІЗАЦІЇ ВАНАДІЙВМІСНОЇ ОКСИДНОЇ СИРОВИНИ

Розроблено схему термодинамічної рівноваги в системі V-O-C стосовно до технології металізації ванадійвмісної оксидної сировини. Виконаний аналіз термодинамічних закономірностей вуглецевотермічного відновлення, який свідчить про велику ймовірність паралельного протікання реакцій карбідоутворення й підтверджує надто низьку ймовірність одержання безвуглецевого продукту в цих системах. При цьому не виключається можливість утилізувати ванадійвмісну металооксидну сировину при виготовленні марок сталі, де немає жорстких обмежень за вуглецем.

Ключові слова: термодинамічний баланс, вуглецевотермічне відновлення, окалина, тугоплавкі легувальні елементи, ванадій.

Вступ

Поглиблення досліджень технологічних параметрів вуглецевотермічного відновлення ванадійвмісної оксидної сировини спрямоване на підвищення ступеня наскрізного використання легуючого елемента й зниження безповоротних втрат при виробництві й використанні при виплавці сталей нового легуючого матеріалу.

Для цього виконані відповідні розрахунки, і аналіз термодинамічної рівноваги в системі V-O-C стосовно до технології металізації ванадійвмісної оксидної сировини.

Ванадій широко використовується для легування великої кількості виплавлувальних марок спеціальних сталей. Розширюється марочний склад швидкорізальних сталей, у яких концентрація ванадію постійно підвищується й становить 3-5% мас. [1].

Метод відновлення оксидів вуглецем є найбільш ефективним і економічним у тому випадку, якщо немає обмежень за вмістом вуглецю в металі або створені умови щодо запобігання його науглецювання [2].

Для прогнозування властивостей цільового продукту практичний інтерес має аналіз умов утворення карбідів і їх участі в реакціях відновлення оксидів ванадію в системі V-O-C. Термодинамічні розрахунки показують, що при одержанні тугоплавких металів процес карбідоутворення неминуче супроводжує відновлення оксиду вуглецем, у результаті чого утворюється не чистий, а вуглецевий продукт [2].

Відомо, що ванадій, як і інші тугоплавкі елементи, такі як молібден, вольфрам і хром, схильний у процесі його відновлення до інтенсивного карбідоутворення [3-7]. Тому, при розробці технологій металізації рудних концентратів ванадію й ванадійвмісних техногенних відходів, ці фактори необхідно враховувати.

Матеріали та методика досліджень

За даними роботи [8] вірогідно встановленими можна вважати п'ять ванадійвмісних фаз: VO, V₂O₃,

V₃O₅, VO₂ і V₂O₅, однак у літературі приводиться значно більша кількість кисневих з'єднань ванадію.

Моноксид ванадію має структуру типу NaCl і стійкий у широкій області концентрацій. Також існують версії, що фаза VO має область гомогенності в межах VO_{0,80} – VO_{1,20} [9].

Фаза VO₂ існує у двох модифікаціях: нижче 70 °С – моноклінна, вище 70 °С – тетрагональна [8].

П'ятиокис ванадію V₂O₅ має температуру плавлення 675 °С і порівняно високу летючість [8]. Низька температура плавлення п'ятиокису ванадію не тільки є причиною катастрофічного окислення ванадію, але за її присутності в значній мірі прискорюється окислення заліза, нікелю, хрому, кобальту тощо. [9].

У таблиці 1 наведені температури плавлення найбільш стійких оксидів ванадію, вплив яких враховується при термодинамічних розрахунках реакцій відновлення [9, 10].

Наявні в літературі матеріали про взаємодію ванадію з киснем свідчать про те, що рівновага в системі V-O вивчена недостатньо.

Ванадій утворює 2 стійких карбіди VC і V₂C. Карбіди ванадію плавляться при температурах 2165 K і 2700 K відповідно, мають широкі області гомогенності (особливо при високих температурах) і є стійкими до кімнатних температур [11]. В інших роботах уточнюється, що VC утворює з вуглецем евтектику, що плавиться при температурі 2170 ± 50 °С [12].

Таблиця 1 – Температури плавлення найбільш стійких оксидів ванадію

Сполука	Температура плавлення, °С
VO	1830
V ₂ O ₃	1970±20
VO ₂	1545
V ₂ O ₄ (β)	1545±20
V ₂ O ₅	670-685

Карбід ванадію V_2C має меншу область гомогенності, чим VC , структура якого – кубічна ґратка типу $NaCl$. У системі $V-C$ можливе утворення евтектики $V+V_2C$, яка має температуру плавлення $1650 \pm 7^\circ C$, а перетектична реакція утворення V_2C проходить при температурі $2167 \pm 10^\circ C$ [9]. Також у даній роботі говориться, що карбід VC плавиться конгруентно при $2648 \pm 12^\circ C$.

Розчинність вуглецю у ванадії при $1273 K$ становить 1 % (при атмосферному тиску) або 0,2 % (по масі), при кімнатній температурі ця розчинність не перевищує 0,5 % (ат.), або 0,1 % (по масі). Безпосередньо в рівновазі із твердим розчином α перебуває карбід V_2C [33 % (ат.)], що має гексагональну ґратку з періодами: $a = 0,29$ нм, $c = 0,46$ нм, $c/a = 1,576$.

При вмісті вуглецю вище 0,3 % (по масі) у сплавах утворюється евтектика ($\alpha + V_2C$), що містить 3,5 % (по масі) C ; її температура плавлення $1923 K$. Поява по границях зерен евтектики й прошарків крихкого карбиду V_2C порушує міжзеренний зв'язок і сприяє різкому зниженню пластичності [13].

Монокарбід VC має вигляд сірого металевого порошку. Згідно з даними більшості досліджень температура плавлення карбиду ванадію $2830^\circ C$. VC відрізняється високою твердістю – дряпає корунд [12].

Дослідження потрійної системи $V-O-C$ при $1300^\circ C$ показало, що між VC і VO відсутня значна область твердих розчинів. У монокарбіді ванадію розчиняється до 3,1 % (ат.) O_2 , однак фаза $\delta-V(C,O)$ співіснує з окислом V_2O_3 , в окислі VO розчиняється деяка кількість вуглецю, при цьому фаза $V(C,O)$ перебуває в рівновазі з $\beta-V_2C$ [12].

Метою роботи була розробка технологій одержання губчастого ферованадію й утилізації ванадію з техногенних відходів виробництва металопродукції спеціальних сталей, а завдання даних досліджень полягало в побудові діаграми термодинамічної рівноваги в системі $V-O-C$ і розробки схеми фазових перетворень при відновленні провідного елемента.

Із цією метою була розроблена загальна програма розрахунків ΔG , IgK_p і C_p . Для підвищення точності розрахунків використаний метод Симпсона з урахуванням впливу зміни теплоємності C_p матеріалу зі зміною температури й вплив поліморфних перетворень досліджуваних речовин на зазначені вище термодинамічні величини [5]. Результатом досліджень є діаграма термодинамічної рівноваги в системі $V-O-C$ (рис. 1, 2), з якої можна чітко виділити кілька областей існування конденсованих фаз, які відображають положення системи в координатах парціальний тиск – температура (P_{CO} – температура). З діаграми випливає, що всі перетворення у системі протікають через утворення наступних фаз: V_2O_5 , VO_2 , V_2O_4 , V_2O_3 , VO , VC , V_2C , V . З рис. 1, 2 видно, що при температурах $500 - 2000 K$ в системі при порівняно невеликому вмісті CO ($< 10\%$) перебувають області з існуванням оксидів VO_2 , V_2O_4 , V_2O_3 , VO , які були відновлені з

вищих оксидів. Дані області підтверджують попередньо розглянуті графіки (рис. 1, а, б), які вказують на більшу ймовірність протікання реакцій пониження оксидів.

У температурному інтервалі $300-1100 K$ і концентрації більше 40 % (рис. 2) перебувають зони із присутністю карбідів ванадію. Паралельний вміст у даних зонах оксидів зменшується прямопропорційно підвищенню вмісту CO і температури, при цьому характер оксидів змінюється від вищих до нижчих. При наближенні вмісту CO у системі до 100 % наявність оксидів ванадію в зонах наближається до мінімальних значень, при цьому зростає частина карбідів і з'являється частина вільного ванадію. Також області на рис. 1, 2 вказують, що для утворення карбиду ванадію VC необхідна нижча температура й концентрація вуглецю.

Однак у реальних умовах прямого відновлення оксидів ванадію вуглецем при відносно низьких температурах підтримування концентрації CO в системі дуже ускладнене.

У зонах діаграми із вмістом CO в межах 90-100 % і в температурному інтервалі $1300-2000 K$ поряд з утворенням карбідів ванадію максимально активуються процеси відновлення вищих оксидів ванадію до VO і вільного V . Це підтверджують зони на рис. 1, 2, із чого також випливає, що відновлення оксидів ванадію до ванадію металевого без присутності карбідів VC і V_2C і деякої частини невідновлених нижчих оксидів V_2O_3 і VO , термодинамічно неможливо. Практичний інтерес мають області існування карбідів ванадію, деякої частини ванадію й мінімальної - оксидів. Діаграма залежності p_{CO}/p_{CO_2} від температури підтверджує наявність областей на рисунку 1. Відновлення оксидів ванадію в досліджуваній системі реакцій без появи рідких фаз можливе при температурах більш низьких, чим відомі в практиці способи металізації [3].

Для підтвердження ймовірності утворення фаз і з'єднань при відновленні окалини сталей $P6M5\Phi3$ і $P9M4 K8\Phi5$ проведені рентгеноструктурні дослідження за методикою, що описана в роботі [4]. На рис. 3 подані фрагменти дифрактограм вуглецевотермічного відновлення окалини швидкорізальної сталі марки $P6M5\Phi3$, що підтверджують наявність практично всіх фаз і з'єднань, встановлених термодинамічними дослідженнями.

З урахуванням виявлених у системі $V-O-C$ термодинамічних особливостей вуглецевотермічного відновлення ангідридів ванадію загальну схему відновлення можна подати у такому виді (рис. 4).

Є всі передумови з високою ймовірністю вказати, що металізований ванадій містить залишковий кисень у формі нижчих з'єднань ванадію типу V_nO_n , які не мають помітну летючість при нагріванні, на відміну від вищих оксидів V_2O_5 , VO_2 , V_2O_4 .

Останні при нагріванні мають високу пружність пари, що є причиною високих втрат ванадію при введенні їх у розплав сталі.

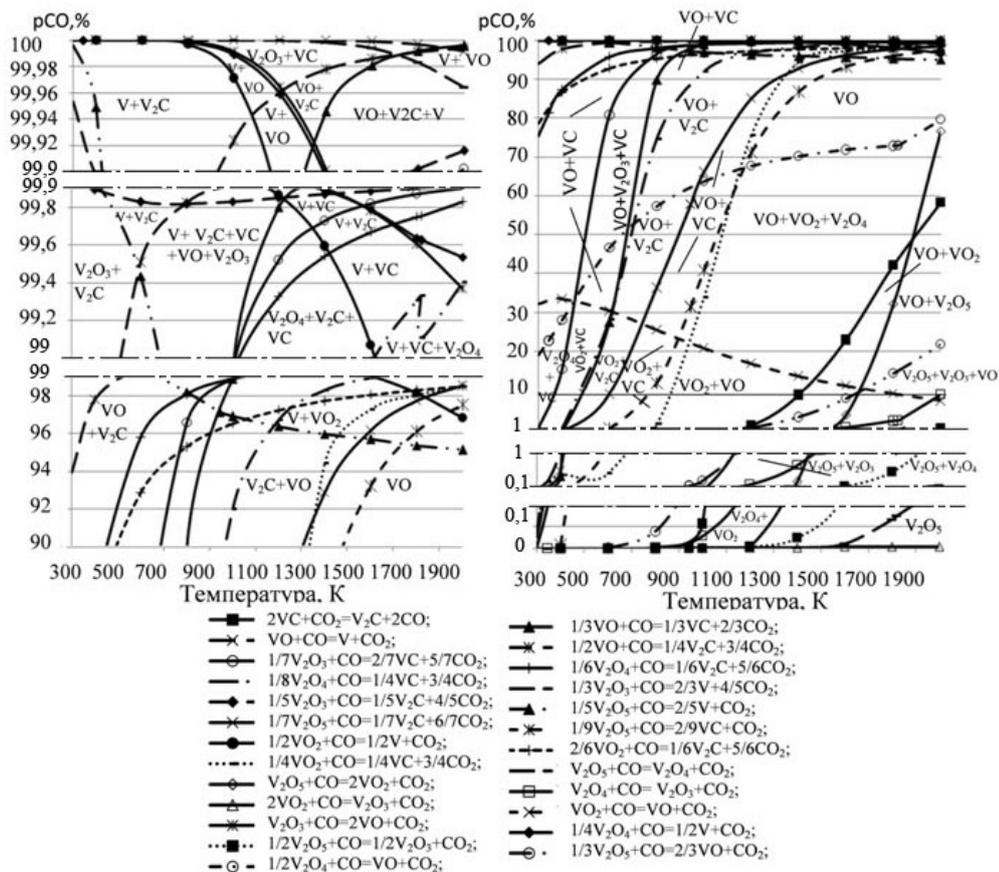


Рис. 1. Діаграма рівноваги в системі V-O-C

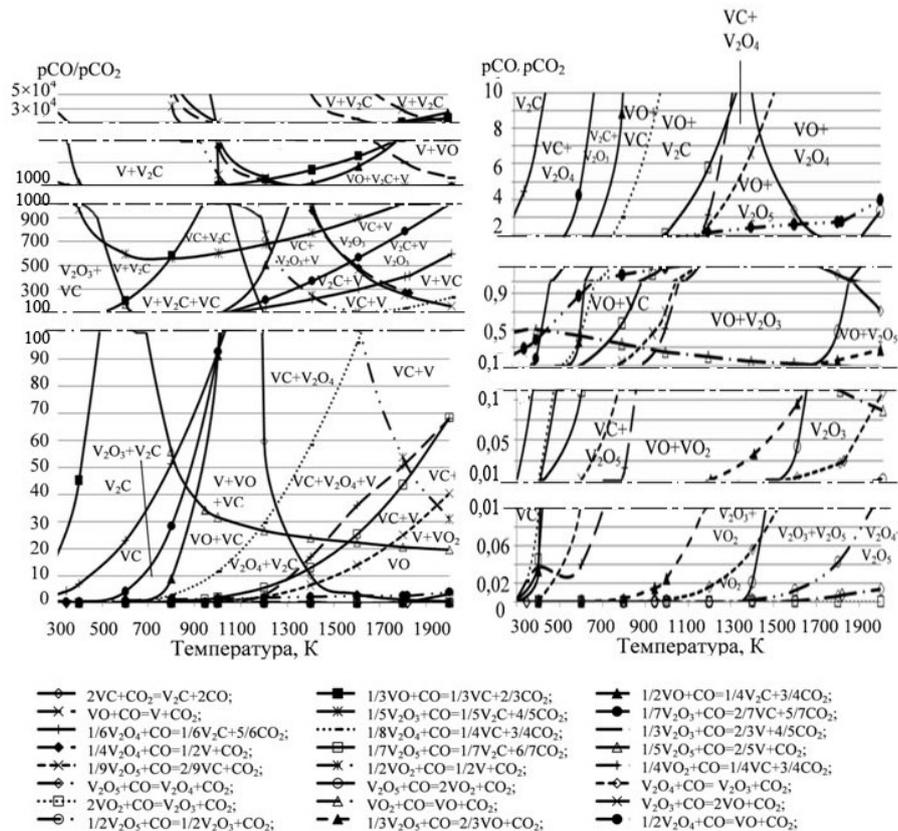


Рис. 2. Вплив температури й співвідношення парціальних тисків p_{CO}/p_{CO_2} на рівновагу реакцій у системі V-O-C відповідно рис. 1

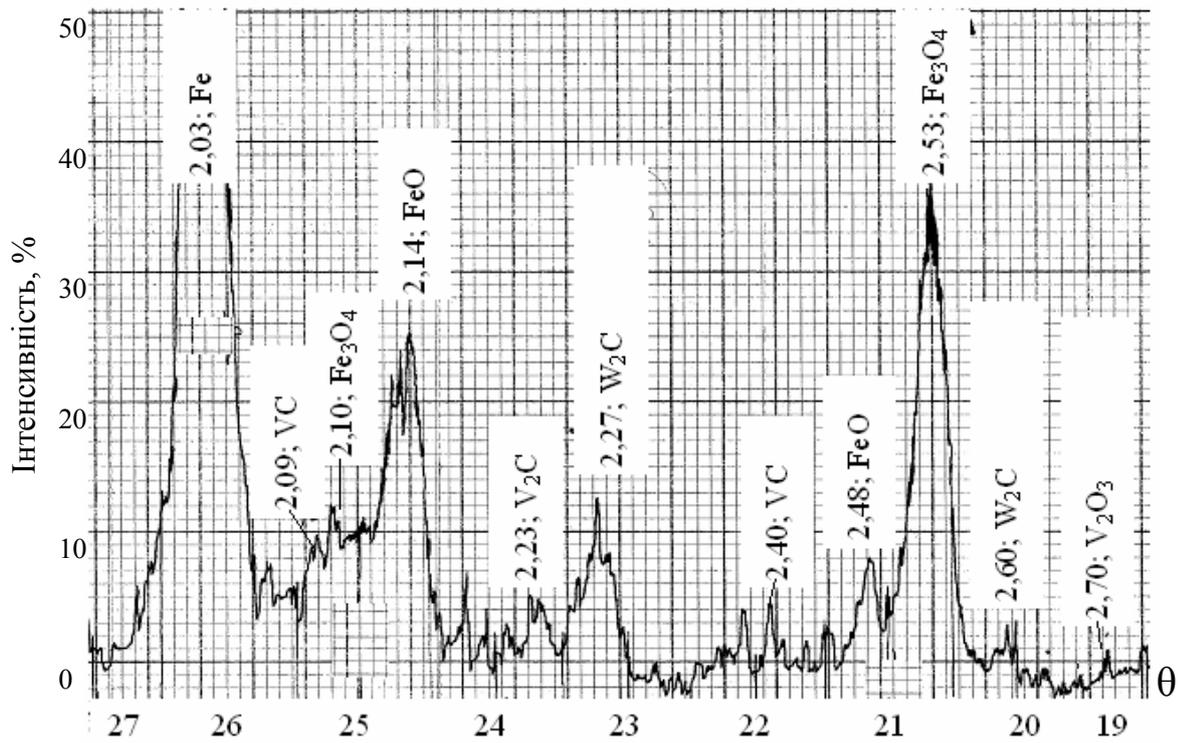


Рис. 3. Фрагмент дифрактограми вуглецевотермічного відновлення окалини швидкорізальної сталі Р6М5Ф3

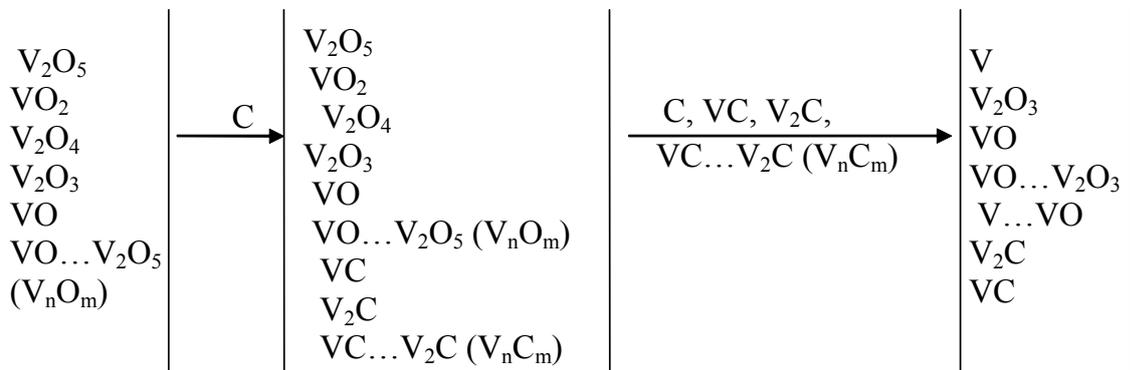


Рис. 4. Схема фазових перетворень при відновленні оксидів ванадію в системі V-O-C

Даними дослідженнями встановлено з високою ймовірністю, що процеси карбідоутворення мають більший розвиток, на відміну від процесів відновлення, тому ймовірність одержання безвуглецевого продукту в системі V-O-C мізерно мала. Залишковий вуглець у кінцевому продукті зв'язаний у карбіди VC і V_2C .

Отримані результати проведених досліджень покладені в основу початкового етапу роботи при розробці технології одержання губчастого ванадію в гетерогенній системі й утилізації його з металооксидних техногенних відходів [14].

Висновки

Дослідженнями встановлені термодинамічні особливості відновлення ванадію в системі V-O-C з урахуванням впливу зміни теплоємності речовин і поліморфних перетворень від температури на протікання реакцій. В інтервалі температур 300–2000 K на початкових стадіях процесу реакції карбідоутворення ванадію переважають над реакціями відновлення. Процес протікає через стадію утворення стійких оксидів V_2O_3 і VO і проміжних оксидних з'єднань типу V_nO_n . Переважаючий процес карбідоутворення проходить через стадії утворення карбідів ванадію VC і V_2C і їх

проміжних карбідів типу V_nC_m . Подальше відновлення ванадію здійснюється за участю як відновника знову утворених карбідів. Імовірність одержання безуглецевого продукту й наявності ванадію металевого в системі V-O-C є занадто малою.

Перелік посилань

1. Сборник технологических инструкций по выплавке стали в основных дуговых электропечах. – Д. : Областная книжная типография, 1998. – 587 с.
2. Елютин В. П. Высокотемпературные материалы. Ч. 1. / Елютин В. П., Павлов Ю. А. – М. : Металлургия, 1972. – 264 с.
3. Взаимодействие углерода с тугоплавкими металлами / [В. С. Дергунова, Ю. В. Левинский, А. Н. Шуршанова и др.]. – М. : Металлургия, 1974. – 288 с.
4. Некоторые фазовые превращения при различных способах восстановления оксидных молибденовых концентратов / [С. М. Григорьев, П. Н. Острик, В. И. Бабенко и др.]. // Сталь. – 1988. – № 8. – С. 94–97.
5. Григорьев С. М. Термодинамический анализ и математическое моделирование применительно к технологии получения губчатого вольфрама / Григорьев С.М. // Сталь. – 1999. – № 11. – С. 33–36.
6. Григорьев С. М. Разработка ресурсосберегающей технологии получения хромосодержащих брикетов для легирования стали / Григорьев С. М., Карпунина М. С., Москаленко А. С. // Сталь. – 1999. – № 9. – С. 32–35.
7. Григорьев С. М. Механизм некоторых фазовых и вещественных превращений при углеродотермическом восстановлении окислы быстрорежущей стали / Григорьев С.М. // Сталь. – 1996. – № 3. – С. 55–59.
8. Ванадий в черной металлургии / [Н. П. Лякишев, Н. П. Слотвинский-Сидак, Ю. Л. Плинер, С. И. Лаппо]. – М. : Металлургия, 1983. – 192 с.
9. Корнилов И. И. Взаимодействие металлов переходных групп с кислородом / Корнилов И. И., Глазова В. В. – М. : Наука, 1967. – С. 105–121.
10. Физико-химические свойства окислов. Справочник / [Самсонов Г. В., Блрисова А. Л., Жидкова Т. Л. и др.]. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
11. Взаимодействие углерода с тугоплавкими металлами / [Дергунова В. С., Левинский Ю. В., Шуршаков А. Н., Кравецкий Г. А.]. – М. : Металлургия, 1974. – 288 с.
12. Косолапова Т. Я. Карбиды / Косолапова Т. Я. – М. : Металургия , 1968. – 300 с.
13. Вакуумная металлургия тугоплавких металлов / [М. В. Мальцев, Л. И. Клячко, Е. Д. Доронькин и др.]. – М. : Металургия. – 1981. – 272 с.
14. Григорьев С.М. Экономическая стратегия и тактика ресурсо- и энергосбережения в металлургии тугоплавких легированных материалов / Григорьев С. М. // Металлургия. – 1998. – № 1. – С. 17–23.

Одержано 13.10.2009

A. S. Petryshev, S. M. Grygor'ev

THERMODYNAMIC BALANCE IN SYSTEM V-O-C OF VANADIUM-CONTAINING OXIDE RAW-MATERIALS METALLIZATION

Разработана математическая модель термодинамического равновесия в системе V-O-C применительно к технологии металлзации ванадийсодержащего оксидного сырья. Выполнен анализ термодинамических закономерностей углеродотермического восстановления, который свидетельствует о большой вероятности параллельного протекания реакций карбидообразования и подтверждает про ничтожно низкую вероятность получения безуглеродистого продукта в этих системах. При этом не исключается возможность утилизировать ванадийсодержащее металлооксидное сырье при изготовлении марок стали, где нет жестких ограничений по углероду.

Ключевые слова: термодинамический баланс, углеродотермическое восстановление, окислы, тугоплавкие легирующие элементы, ванадий.

The mathematical model of thermodynamic balance in system V-O-C with reference to technology of metallization of vanadium-containing oxide raw materials is developed. The analysis of thermodynamic laws of carbothermic reduction which testifies high probability of parallel course of carbid-formation reactions is executed that confirms about high probability of carbon-free product formation in these systems. Thus the opportunity to utilize vanadium-containing oxide raw materials is not excluded at steel grades manufacture with no rigid restrictions on carbon.

Key words: thermodynamic balance, carbothermic reduction, scale, refractory alloying elements, vanadium.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ НА ОСНОВЕ ОЦЕНКИ СТЕПЕНИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕСУРСА ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА В СРЕДЕ СИСТЕМЫ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОГО АНАЛИЗА ABAQUS

Разработан алгоритм оценки степени использования ресурса пластичности при моделировании технологических операций, связанных с разрушением заготовки. На примере пробивки листовой заготовки на контурной накладке рассмотрена реализация алгоритма, выполненная для системы конечно-элементного моделирования ABAQUS.

Ключевые слова: ресурс пластичности, диаграмма пластичности, критерий деформируемости, метод конечных элементов, моделирование, листовая штамповка, разделительная операция.

В настоящее время при теоретическом исследовании процессов обработки металлов давлением все чаще используются численные методы анализа напряженно-деформированного состояния заготовки, возникающего в результате выполнения технологических операций. Наибольшее распространение получили программные системы, в основу которых положено использование метода конечных элементов [1–3]. Возможность применения данных систем при анализе процессов обработки металлов давлением (ОМД) связана с универсальностью математических моделей [4], описывающих процессы упругопластического деформирования и допускающих учет таких факторов, как деформационное упрочнение заготовки, особенности трения на контактных поверхностях и т. д., что оказывает существенное влияние на точность определения значений параметров напряженно-деформированного состояния по объему заготовки. Кроме того, использование систем конечно-элементного анализа при моделировании процессов ОМД позволяет осуществлять всестороннее исследование технологических процессов путем изменения базовых параметров модели в широком диапазоне, что не всегда можно реализовать при использовании классических методов анализа.

Однако анализ возможностей универсальных систем конечно-элементного анализа, которые можно применять для исследования процессов ОМД, показал, что подавляющее большинство из них не позволяет в полной мере моделировать выполнение технологических операций, результатом которых является разрушение заготовки в очаге пластической деформации. Это связано с тем, что в рассмотренных системах моделирования реализуются только наиболее общие модели поведения материала под действием нагрузки, а реализация феноменологических критериев оценки деформируемости материала отсутствует.

Вопросами оценки пластичности материала в разное время занималось достаточно большое количество исследователей [5–7]. Как отмечают многие авторы, при холодном пластическом деформировании важнейшим фактором, определяющим пластичность материала, является вид схемы напряженного состояния [6], для численного описания которого используется показатель напряженного состояния Π . Значение показателя Π определяется по формуле [5]

$$\Pi = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}, \quad (1)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения; σ_i – интенсивность напряжений.

Легко заметить, что в случае линейного растяжения $\Pi = 1$, в случае линейного сжатия $\Pi = -1$, а при кручении и чистом сдвиге $\Pi = 0$.

Интенсивность напряжений в общем случае определяется по формуле [8]

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}. \quad (2)$$

В качестве феноменологического критерия деформируемости материала будем использовать оценку степени истощения ресурса пластичности материала, основой для определения которой является построение диаграммы пластичности [7, 9], представляющая собой функцию вида $\varepsilon_p = f(\Pi)$, где ε_p – предельная деформация, при которой осуществляется разрушение материала заготовки.

Как отмечается в работе [7], диаграмма пластичности для сталей может быть аппроксимирована экспоненциальной зависимостью вида

$$\varepsilon_p(\Pi) = 2\varepsilon_p^{\Pi=1} e^{-0,72\Pi}, \quad (3)$$

где $\varepsilon_p^{\Pi=1}$ – предельная деформация, полученная при испытаниях образца на линейное растяжение.

Параметр $\varepsilon_p^{\Pi=1}$ необходимо определять экспериментально для каждого из материалов, в связи с чем был подготовлен и проведен эксперимент по растяжению образцов (в соответствии с ГОСТ 11701-84) из стали 08кп толщиной $s = 1,5$ мм, которые растягивались в осевом направлении вплоть до разрушения, а предельная деформация определялась как

$$\varepsilon_p^{\Pi=1} = \ln \frac{b_0}{b_u}, \quad (4)$$

где b_0 – ширина образца до деформирования; b_u – ширина шейки образца в момент разрушения.

По результатам проведенных экспериментов значение предельной деформации составило $\varepsilon_p^{\Pi=1} = 0,38$.

Таким образом, для стали 08кп диаграмма пластичности будет описываться зависимостью следующего вида:

$$\varepsilon_p(\Pi) = 0,76e^{-0,72\Pi}. \quad (5)$$

Оценку степени исчерпания ресурса пластичности необходимо проводить на каждом шаге численного решения, полученного методом конечных элементов. При этом в качестве показателя накопленного использованного ресурса пластичности будем применять критерий Деля-Огородникова в виде [7]

$$\Psi = \int_0^{\varepsilon_i} n \frac{\varepsilon_i^{n-1}}{\varepsilon_p(\Pi)^n} d\varepsilon_i, \quad (6)$$

где ε_i – интенсивность деформаций;

n – коэффициент, учитывающий влияние истории деформирования.

Для определения коэффициента n необходимо использовать формулу [7]

$$n = 1 + 0,2 \operatorname{arctg} \frac{d\Pi}{d\varepsilon_i}. \quad (7)$$

Интенсивность деформаций, значение которой входит в формулы (6) и (7), необходимо определять на каждом шаге решения с использованием формулы [8]

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2}, \quad (8)$$

где $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – главные логарифмические деформации.

Целью работы является разработка и реализация алгоритма анализа использования ресурса пластичности в узлах конечно-элементной сетки при моделировании технологических процессов ОМД, связанных с разделением заготовки, при выполнении анализа с использованием универсальных CAE-систем.

На основе приведенной математической модели был разработан обобщенный алгоритм оценки использования ресурса пластичности (рис. 1). На первом шаге алгоритма осуществляется постановка задачи конечно-элементного анализа, при которой необходимо определить геометрические параметры модели, механические свойства моделируемых материалов и т.д. После этого проводится традиционный расчет поставленной задачи средствами CAE-системы, результатом которого является база данных, содержащая значения параметров напряженно-деформированного состояния элементов модели.

Анализ полученной базы данных позволяет выявить количество шагов M , за которое было достигнуто решение задачи. Это обеспечивает возможность организации итерационного вычислительного процесса определения степени использования ресурса пластичности Ψ для всех узлов конечно-элементной сетки на каждом шаге расчета.

На каждой итерации из базы данных для текущего шага расчета выделяются значения главных напряжений и деформаций в каждом из узлов конечно-элементной сетки. По известным значениям напряжений и

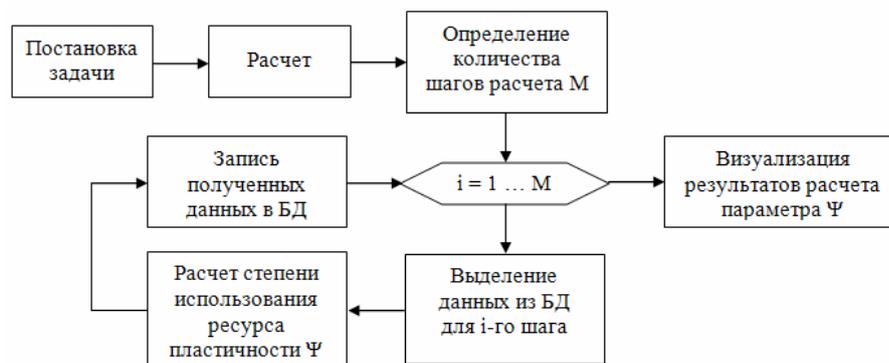


Рис. 1. Обобщенный алгоритм оценки степени использования ресурса пластичности

деформаций согласно изложенной выше методике определяются приращения степени использования ресурса пластичности материала $d\Psi$ для каждого из узлов конечно-элементной сетки на i -м шаге численного решения.

Как правило, значения параметров напряженно-деформированного состояния распределены крайне неравномерно по узлам конечно-элементной сетки. В частности, максимальные значения деформаций ассоциированы с узлами, расположенными в очаге пластической деформации. В то же время в модели существуют узлы, для которых значения деформаций на отдельных шагах расчета равны нулю. В этом случае вычисление параметра $d\Psi$ по зависимостям (6)–(8) не имеет смысла, т.к. ресурс пластичности не используется, в связи с чем полагаем, что параметр $d\Psi = 0$.

После вычисления приращений степени использования ресурса пластичности материала $d\Psi$ для каждого из узлов конечно-элементной сетки определяются значения накопленной степени использования ресурса пластичности, которые дописываются в базу данных. Это делает возможным визуализацию полученных результатов непосредственно средствами САЕ-системы.

Для реализации разработанного алгоритма использовалась универсальная система конечно-элементного анализа ABAQUS, т.к. ядро этой системы содержит интерпретатор языка программирования Python, что делает возможным реализацию программного скрипта, который может быть интегрирован и выполнен непосредственно в среде моделирования. Такой подход обеспечивает совместимость на уровне данных среды моделирования и разработанных программных средств, а также позволяет непосредственно использовать средства визуализации среды ABAQUS для отображения полученных результатов расчета степени использования ресурса пластичности.

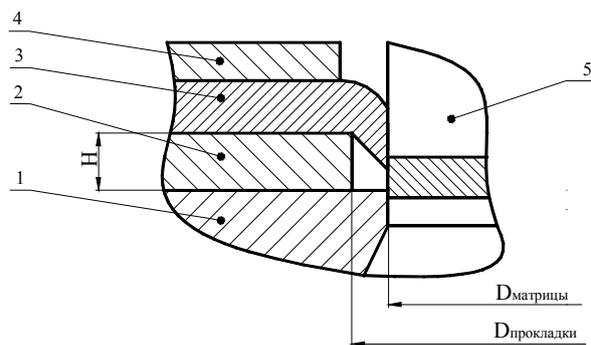


Рис. 2. Схема пробивки листовой заготовки на контурной накладке:

- 1 – матрица; 2 – контурная накладка; 3 – заготовка;
4 – прижим; 5 – пуансон

В качестве примера рассмотрим моделирование процесса пробивки листовой заготовки на контурной накладке [10]. При проведении расчетов принимались следующие параметры технологического процесса (рис. 2): диаметр матрицы $D_{\text{матрицы}} = 28$ мм; высота контурной накладки $H = 1,5$ мм; диаметр отверстия в контурной накладке $D_{\text{накладки}} = 30,8$ мм; толщина заготовки $s = 1,5$ мм; материал заготовки – сталь 08кп. Задачу решали в осесимметричной постановке. Рабочий инструмент (пуансон и матрицу) моделировали как абсолютно жесткие недеформируемые тела. Действие прижима на заготовку моделировалось путем определения на части верхней поверхности заготовки граничных условий, которые предотвращают ее перемещение в вертикальном и горизонтальном направлениях. Расчеты выполнялись с учетом упрочнения материала заготовки, характеристики которого были получены в результате экспериментов на линейное растяжение.

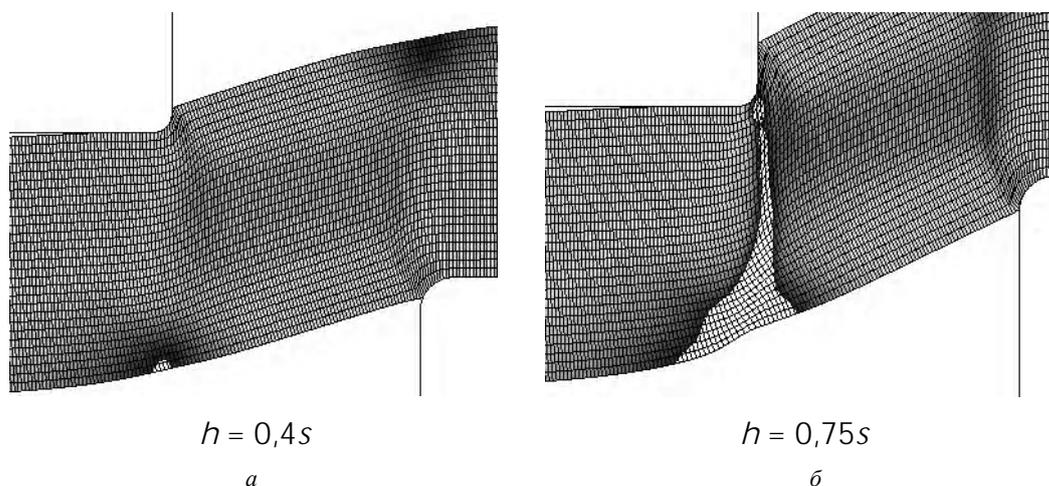


Рис. 3. Распределение степени использования ресурса пластичности в заготовке при различной степени внедрения пуансона:

- а – зарождение трещины; б – разделение заготовки

В результаті виконання численного аналізу параметрів напружено-деформованого стану деформуваної заготовки і наступної обробки отриманих результатів з використанням розробленого програмного забезпечення і ABAQUS, отримано розподіл ступеня використання ресурсу пластичності по товщині заготовки во всіх вузлах кінцево-елементної сітки, отриманої в результаті апроксимації геометрії деталі, яке приведено на рис. 3 при різних значеннях ходу пуансона h .

Як видно з рис. 3, а, при значенні ходу пуансона $h = 0,4s$ в зоні заготовки, розташованої в її нижній частині під пуансоном, ресурс пластичності вичерпується. Тому виникнення і розвиток тріщини слід очікувати саме в цій зоні заготовки. При подальшому ході пуансона відбувається вичерпання ресурсу пластичності в вузлах сітки кінцевих елементів, розподілених по товщині заготовки, що призводить до формування тріщини, поширення якої в тілі заготовки призводить до її наступного руйнування (рис. 3, б) при ході пуансона $h = 0,75s$.

Висновки

1. Аналіз існуючих систем кінцево-елементного аналізу показав, що численні моделі для аналізу напружено-деформованого стану пластично деформуваної заготовки, реалізовані в CAE-системах, не дозволяють контролювати момент їх руйнування.

2. На основі використання феноменологічних критеріїв деформуваності матеріалів розроблено алгоритм оцінки ступеня використання ресурсу пластичності для моделей, описаних кінцево-елементною сіткою, який дозволяє здійснювати контроль деформуваності заготовки при її розрахунку. Представлений алгоритм реалізований у вигляді програмних засобів, інтегрованих в середовище CAE-системи ABAQUS за рахунок використання вбудованого інтер-

претатора мови програмування Python, що забезпечує сумісність розробленого програмного забезпечення і середовища моделювання.

3. Застосування розробленого програмного забезпечення при аналізі процесу пробивки листової заготовки на контурній накладці дозволило встановити зони вичерпання ресурсу пластичності і прогнозувати момент руйнування заготовки.

Перелік посилань

1. Манильк Т. Практичне застосування програмного комплексу ABAQUS в інженерних задачах / Т. Манильк, К. Ільїн. – М. : МФТИ, Тесис, 2006. – 67 с.
2. Алямовський А. А. SolidWorks/COSMOSWorks. Інженерний аналіз методом кінцевих елементів / А. А. Алямовський. – М. : ДМК Прес, 2004. – 432 с.
3. Басов К. А. Ansys в прикладах і задачах / К. А. Басов. – М. : Комп'ютерПрес, 2002. – 224 с.
4. Розрахунки машинобудівних конструкцій методом кінцевих елементів : Справочник / [В. І. М'яченков, В. П. Мальцев, В. П. Майборода і др.] ; під заг. ред. В. І. М'яченкова. – М. : Машинобудування, 1989. – 520 с.
5. Смирнов-Аляев Г. А. Механічні основи пластичної обробки металів / Г. А. Смирнов-Аляев. – Л. : Машинобудування, 1968. – 271 с.
6. Зайков М. А. Критерій пластичності при обробці тиском / М. А. Зайков, В. Н. Перетятко // *Вісник вузів*. – 1959. – № 8. – С. 75–86.
7. Огородников В. А. Оцінка деформуваності металів при обробці тиском / В. А. Огородников. – К. : Вища школа, 1983. – 175 с.
8. Сторожев М. В. Теорія обробки металів тиском / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М. : Машинобудування, 1977. – 423 с.
9. Огородников В. А. Деформуваність і руйнування металів при пластичній формоізміні / В. А. Огородников. – К. : УМК ВО, 1989. – 152 с.
10. Пат. 19856 Україна, МПК В 21 D 28/24. Спосіб одержання отворів з фаскою та підвищеною якістю зрізу / О. Ф. Тарасов, С. О. Короткий. – u 200504655 ; заявл. 18.05.2005 ; опубл. 15.01.07, Бюл. № 1. – 2 с., 1 л. іл.

Одержано 14.10.2009

A. F. Tarasov, S. A. Korotkiy

MODELLING OF DIVIDING OPERATIONS ON THE BASIS OF DEGREE MATERIAL'S PLASTICITY RESOURCE USE ESTIMATION IN THE ENVIRONMENT OF FINITE-ELEMENT ANALYSIS SYSTEM ABAQUS

Розроблено алгоритм оцінки ступеня використання ресурсу пластичності при моделюванні технологічних операцій, пов'язаних з руйнуванням заготовки. На прикладі пробивання листової заготовки на контурній накладці розглянута реалізація алгоритму, виконана для системи кінцево-елементного моделювання ABAQUS.

Ключові слова: ресурс пластичності, діаграма пластичності, критерій деформуваності, метод скінчених елементів, моделювання, листовий штамп, розділова операція.

The algorithm of degree's estimation of the the plasticity resource use at modeling of technological operations, related to blank's destruction, is developed. The realization of algorithm, executed for the system of finite-element design ABAQUS, is considered on the example of sheet blank holing on a contour strap.

Key words: plasticity resource, plasticity diagram, deformability criterion, finite-elements method, modeling, sheet punching, dividing operation.

Д-р техн. наук Л. Л. Роганов, канд. техн. наук Н. В. Чоста, Т. В. Кириенко
Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

РАЗВИТИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ПРЕССОВ С КЛИНОШАРНИРНЫМ МЕХАНИЗМОМ ДЛЯ РАЗДЕЛИТЕЛЬНЫХ ОПЕРАЦИЙ

Рассмотрены требования к оборудованию для разделительных операций сдвигом и ломкой. Для этой цели предложен новый клиношарнирный механизм с вогнутым клином и ряд схем прессов с таким механизмом.

Ключевые слова: клин, шарнир, разделение, сила, пресс, прокат.

Выбор оборудования для реализации различных процессов обработки материалов давлением (ОМД) определяется, прежде всего, характером изменения сил сопротивления заготовки в процессе рабочего хода инструмента. Так, гидравлические прессы целесообразно применять при выполнении операций с большим ходом, плавными колебаниями нагрузки, большим коэффициентом заполнения графика сил. К таким операциям относятся: вытяжка листового материала, прессование, выдавливание. Кривошипные прессы по характеру развиваемых усилий более всего подходят к технологическим операциям объемной штамповки, гибки, чеканки, где требуется обеспечить сравнительно небольшой ход и резкое повышение силы к концу рабочего хода. Молоты целесообразнее применять в операциях с коротким рабочим ходом, резким повышением и спадом рабочего усилия, что характерно для операций вырубки-пробивки, прошивки, разрезки заготовок, чеканки и калибровки.

Особое положение среди техпроцессов ОМД занимают разделительные операции. Процесс отрезки начинается после прохождения инструментом пути, на котором выбираются зазоры и происходит упругая деформация инструмента и машины, когда сила достигает максимума. Далее от максимального значения идет спад силы по мере уменьшения оставшейся площади среза. Поэтому для разделительных операций выбирают либо гидропрессы, либо механические (кривошипные) прессы. Недостатком такого выбора будет несоответствие графиков сил машины и техпроцесса, и, как следствие, перегрузка гидропрессов и механических прессов при резком сбросе технологической силы при отрезке за счет накопления упругой энергии, что приводит к динамическим явлениям в машинах.

Поэтому задача выбора исполнительного механизма машины для разделительных операций с таким видом передаточного звена, который обеспечивал бы

изменение силы деформирования на всем пути нагружения, максимально приближенное к типовому графику сил при разделительных процессах ОМД, является актуальной.

В Донбасской государственной машиностроительной академии (ДГМА) разработан принципиально новый исполнительный механизм прессы – клиношарнирный механизм (КШМ). Его особенность – криволинейная (цилиндрическая) поверхность клина с промежуточным шарниром на ползуне. Такая схема механизма позволяет впервые получить клиновой механизм с переменным углом клиновидности: от угла, примерно, 30-35° до нуля. Эта особенность обеспечивает переменное соотношение между приводным (на клине) и рабочим (на ползуне) усилиями механизма. Привод клина в КШМ возможен от любого механизма, обеспечивающего возвратно-поступательное движение выходного звена: кривошипного, коленно-рычажного, винтового, гидроупругого, гидро-, пневмоцилиндра и т.п., что расширяет универсальность привода [1].

Были разработаны КШМ с выпуклым, вогнутым клиньями, с наклонной одной из поверхностей клина, с дополнительным обычным клином и т.п. Проведены исследования различных типов КШМ, которые доказывают его эффективность для применения в различных процессах обработки металлов давлением.

Установлено, например, что КШМ с вогнутым клином и дополнительным обычным клином, угол которого меньше угла самоторможения (меньше 7°), впервые обеспечивает схему нагружения заготовки от максимума, в начале хода КШМ, с уменьшением силы при дальнейшем ходе ползуна. Такая схема нагружения характерна для разделительных операций ОМД. При этом ход приближения ползуна к заготовке, выборку зазоров и упругую деформацию машины необходимо обеспечивать обычным клином.

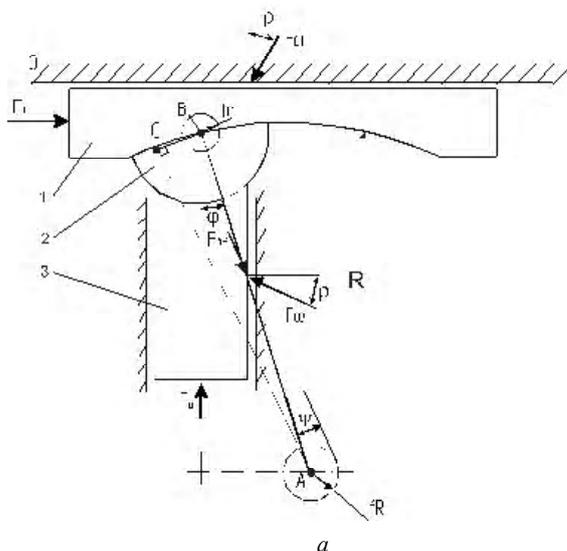
Силовой анализ клиношарнирного механизма с вогнутым клином

Силовой анализ клиношарнирного механизма проведем с помощью построения кругов трения, аналогично методике при определении кинестатических характеристик для кривошипных прессов, приняв при этом следующие допущения [2]:

- усилие уравновешивателя обеспечивает отсутствие раскрытия стыков в шарнирах и сочленениях клина с верхней плитой;
- весом и силами инерции звеньев механизма пренебрегаем, т. к. они сравнительно малы и их учет незначительно влияет на конечный результат;
- коэффициенты трения в шарнирах равны между собой, как и коэффициенты трения в направляющих клина и ползуна.

Схема сил, действующих в реальном клиношарнирном механизме, представлена на рис. 1, а. Трение в поступательных кинематических парах учитывается тем, что сила нормального давления отклоняется от нормали к поверхности на угол трения $\rho (tg\rho = f)$. Рассмотрим результирующую силу по шарниру $\overline{F_{AB}} = \overline{F_{23}}$. Сила $\overline{F_{AB}}$ направлена по касательной к кругам трения, расположенным в центрах цилиндрических поверхностей клина и шарнира. Общий угол наклона силы $\overline{F_{AB}}$ к вертикали составляет $(\varphi + \psi)$. Угол ψ учитывает потери на трение между сопрягаемыми парами клин-шарнир и шарнир-ползун. Выражение для определения величины этого угла найдено из прямоугольного треугольника ABC:

$$\sin \psi = f \frac{R+r}{R}. \quad (1)$$



Рассмотрим равновесие ползуна 3. На него действуют силы $\overline{F_{03}}$ и $\overline{F_{23}}$ со стороны отброшенных звеньев, а также сила полезного сопротивления $\overline{F_B}$. Уравнение равновесия звена 3 имеет вид:

$$\overline{F_B} + \overline{F_{03}} + \overline{F_{23}} = 0, \quad (2)$$

где $\overline{F_{23}} = \overline{F_{AB}}$.

Построив замкнутый силовой треугольник для этих сил (рис. 1, б), запишем, согласно теореме синусов, соотношение между ними:

$$\frac{F_B}{\sin(90^\circ - \varphi - \rho - \psi)} = \frac{F_{23}}{\sin(90^\circ + \rho)}. \quad (3)$$

Рассмотрим равновесие звена 2, учитывая, что $\overline{F_{32}} = -\overline{F_{23}}$:

$$\overline{F_{32}} + \overline{F_{12}} = 0, \text{ откуда } \overline{F_{12}} = -\overline{F_{32}}. \quad (4)$$

Уравнение равновесия звена 1 с учетом того, что $\overline{F_{21}} = -\overline{F_{12}}$, имеет вид:

$$\overline{F_{21}} + \overline{F_{01}} + \overline{F_{\Gamma}} = 0. \quad (5)$$

Это уравнение также решается построением плана сил (см. рис. 1, б). Используя теорему синусов, получим:

$$\frac{F_{\Gamma}}{\sin(\varphi + \rho + \psi)} = \frac{F_{21}}{\sin(90^\circ - \rho)}. \quad (6)$$

Из рассмотренных уравнений равновесия звеньев клиношарнирного механизма можно сделать вывод,

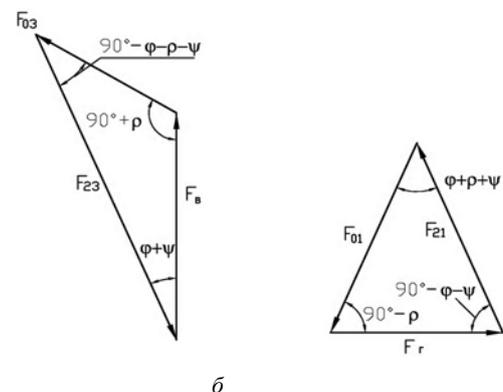


Рис. 1. Силовой анализ КШМ с вогнутым клином

что силы $\overline{F_{23}}; \overline{F_{32}}; \overline{F_{12}}; \overline{F_{21}}$ одинаковы по модулю. Следовательно для того, чтобы найти соотношение между движущей силой $\overline{F_{\Gamma}}$ и силой полезного сопротивления $\overline{F_B}$, необходимо выразить из уравнений (3), (6) силы F_{23} и F_{21} , и полученные выражения приравнять. Тогда получим:

$$\frac{F_{\Gamma} \sin(90^{\circ} - \rho)}{\sin(\varphi + \rho + \psi)} = \frac{F_B \sin(90^{\circ} + \rho)}{\sin(90^{\circ} - \varphi - \rho - \psi)}. \quad (7)$$

Используя тригонометрические зависимости:

$$\frac{F_{\Gamma} \cos \rho}{\sin(\varphi + \rho + \psi)} = \frac{F_B \cos \rho}{\cos(\varphi + \rho + \psi)}. \quad (8)$$

Следовательно, искомое соотношение:

$$\frac{F_B}{F_{\Gamma}} = \frac{1}{\operatorname{tg}(\varphi + \rho + \psi)}, \quad (9)$$

или

$$F_B = \frac{F_{\Gamma}}{\operatorname{tg}(\varphi + \rho + \psi)} = \frac{F_{\Gamma}}{\operatorname{tg}\left(\varphi + \operatorname{arctg}f + \operatorname{arcsin}\left(f \frac{R+r}{R}\right)\right)}. \quad (10)$$

Перспективные схемы машин с КШМ для холодной ломки изгибом и отрезки сортового проката сдвигом

Некоторые конструктивные схемы установок для сдвиговой отрезки и холодной ломки изгибом проката представлены на рис. 2 [3]. На схемах показана силовая рама 1 со штампом 2, куда введен прокат 3, подвижный нож 4 закреплен в ползуне 5 с шарниром 6, контактирующим с рабочим клином 7 вогнутой поверхностью (рис. 2, а), выпуклой поверхностью (рис. 2, б, в). Соответственно клин 7 имеет выпуклую (см. рис. 2, а) или вогнутую (см. рис. 2, б, в) поверхность. Устройство снабжается вспомогательным клином 8 (см. рис. 2, а, б, в). Привод вспомогательного и рабочего клиньев выполняется либо гидроцилиндрами 9 и 10, либо кривошипным механизмом (на схемах не показан).

Работают устройства следующим образом. Приводится в движение вспомогательный клин 8 при неподвижном клине 7, который удерживается гидроцилиндрами 15 или штамповыми полостями гидроцилиндров 9 (см. рис. 2, а, б). При этом происходит касание подвижного ножа 4 с прокатом 3, выборка зазоров и упругая деформация силовых элементов (поз. 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8). Приводится в движение рабочий клин 7 гидроцилиндрами 9. Происходит разделение проката. Возврат клиньев 7 и 8 производится цилиндрами 9 и 10.

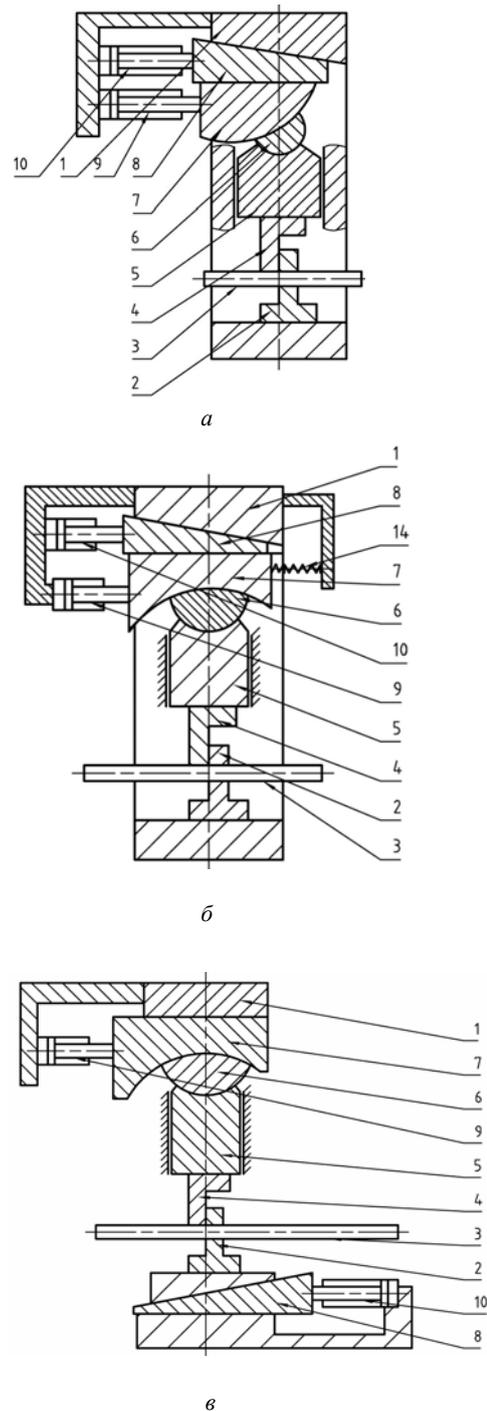


Рис. 2. Конструктивные схемы оборудования и оснастки с клиношарнирным механизмом

На экспериментальных моделях проверена работоспособность новых клиношарнирных механизмов с вогнутым клином при операциях сдвиговой отрезки круглых заготовок. Установлено значительное влияние сил трения в механизме на его коэффициент полезного действия (КПД). Например, при коэффициенте трения $f=0,1$, КПД равен 0,52 (при угле $\varphi = 16^{\circ}$), при $f=0,1$ и при том же угле, КПД равен 0,92. Найдены методы снижения коэффициента трения до $f=0,002$,

что значительно увеличивает эффективность КШМ.

Рекомендации и выводы

Разработан и исследован клиношарнирный механизм с вогнутым клином, у которого в положении на оси пресса угол клина составляет 0° . Такой механизм позволяет в начале хода отрезки иметь максимальную силу на прессе, что соответствует большинству техпроцессов разделительных операций. Ход приближения ножа к заготовке, выборку зазоров и частично упругую деформацию системы «заготовка – инструмент – пресс» обеспечивает обычный клин с независимым приводом. Такая схема механического пресса для разделительных операций разработана впервые и может быть рекомендована для создания машин, обеспечивающих отрезку заготовок. Привод КШМ и клина может производиться любым видом механизма с возвратно-поступательным движением выходного звена.

КШМ позволяет значительно расширить технологические возможности механических прессов.

Перечень ссылок

1. Чоста Н. В. Механические системы с переменной клиновидностью / Н. В. Чоста // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении : сб. научн. тр. – Краматорск : ДГМА, 1998. – Вып. 4. – С. 393–395.
2. Роганов Л. Л. Теоретический анализ возможностей клиношарнирного механизма с вогнутым клином / Л. Л. Роганов, Е. А. Корнева, Н. В. Чоста // Сб. научн. статей. – Краматорск : ДГМА, 1996. – Вып. 3. – С. 122–131.
3. Роганов Л. Л. Перспективные конструктивные схемы машин для разделения проката с клиношарнирным механизмом / Л. Л. Роганов, Н. В. Чоста // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском у машинобудуванні та металургії : зб. наук. пр. – Краматорськ-Слов'янськ : ДДМА, 2000. – С. 437–439.

Одержано 12.10.2009

L. L. Roganov, N. V. Chosta, T. V. Kirienko

THE DEVELOPMENT OF MECHANICAL PRESSES WITH WEDGEBAR MECHANISM FOR UNDERBAR OPERATION

Розглянуто вимоги до встаткування для розділювальних операцій зсувом і ламанням. Для цієї мети запропонований новий клиношарнирний механізм із увігнутим клином і ряд схем пресів з таким механізмом.

Ключові слова: клин, шарнір, розділювання, сила, прес, прокат.

The requirements to the equipment for underbar operation by shift and breaking were considered. For this aim new wedgebar mechanism with concave wedge and several schemes of presses with such mechanism is offered.

Key words: wedge, joint, division, power, press, rolling.

УДК 539.374.001.8.621.7–11

Д-р техн. наук В. В. Чигиринський¹, С. А. Силенко¹, А. Ю. Матюхін²

¹Национальный технический университет, ²ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

РІШЕННЯ ОСЕСИМЕТРИЧНОЇ ПЛОСКОЇ ЗАДАЧІ ТЕОРІЇ ПЛАСТИЧНОСТІ В НАПРУЖЕННЯХ

Показано рішення плоскої осесиметричної задачі теорії пластичності в аналітичному вигляді. Має місце асиметричний розподіл напруг у зоні деформування.

Ключові слова: деформація, напруження, осесиметрія, пластичність, сила, рівняння, контакт.

Зазвичай осесиметричну задачу використовують при вивченні напружено-деформованого стану тіл обертавання. При цьому, мають місце спрощення, що дозволяють виключити з розгляду деякі компоненти тензора напружень і швидкостей деформацій. Умова пластичності Губера-Мизеса приймає вигляд

$$(\sigma_p - \sigma_\varphi)^2 + (\sigma_\varphi - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_p)^2 = 6(k^2 - \tau_{pz}^2).$$

З умови видно, що різниці нормальних напружень визначаються одним дотичним напруженням τ_{pz} і опором зрушення k . Замість трьох рівнянь рівноваги з'являються два [1]. Вони містять три нормальних напружень й одне дотичне. Тобто, маємо три рівняння і чотири невідомих, що зводить задачу до статично невизначеної.

У загальному вигляді для деформованого стану можна записати такі співвідношення [2]:

$$\xi_\rho = \frac{\partial v_\rho}{\partial \rho}; \quad \xi_\varphi = \frac{1}{\rho} \cdot \frac{\partial v_\varphi}{\partial \varphi} + \frac{v_\rho}{\rho}; \quad \xi_z = \frac{\partial v_z}{\partial z};$$

$$\dot{\gamma}_{\varphi z} = \frac{1}{\rho} \frac{\partial v_z}{\partial \varphi} + \frac{\partial v_\varphi}{\partial z}; \quad \dot{\gamma}_{z\rho} = \frac{\partial v_z}{\partial \rho} + \frac{\partial v_\rho}{\partial z};$$

$$\dot{\gamma}_{\rho\varphi} = \rho \frac{\partial}{\partial \rho} \left(\frac{v_\varphi}{\rho} \right) + \frac{1}{\rho} \frac{\partial v_\rho}{\partial \varphi}.$$

Якщо в останніх виразах компоненти не залежать від кута φ , то після спрощень одержимо

$$\xi_\rho = \frac{\partial v_\rho}{\partial \rho}; \quad \xi_\varphi = \frac{v_\rho}{\rho}; \quad \xi_z = \frac{\partial v_z}{\partial z}; \quad \dot{\gamma}_{\varphi z} = \frac{\partial v_\varphi}{\partial z};$$

$$\dot{\gamma}_{z\rho} = \frac{\partial v_z}{\partial \rho} + \frac{\partial v_\rho}{\partial z}; \quad \dot{\gamma}_{\rho\varphi} = \frac{\partial v_\varphi}{\partial \rho} + \frac{\partial v_\rho}{\partial \varphi}.$$

У роботах [3...4] передбачається, що плин середовища реалізується уздовж радіуса. Це практично зводить задачу до плоскої, тобто ($v_\varphi = 0$),

$$\xi_\rho = \frac{\partial v_\rho}{\partial \rho}; \quad \xi_\varphi = \frac{v_\rho}{\rho}; \quad \xi_z = \frac{\partial v_z}{\partial z}; \quad \dot{\gamma}_{z\rho} = \frac{\partial v_z}{\partial \rho} + \frac{\partial v_\rho}{\partial z}.$$

Нерівність нулю ξ_φ , скоріше пояснюється геометричним фактором [4], ніж пластичним плином. Пластична складова дорівнює нулю, тобто $\frac{\partial v_\varphi}{\partial \varphi} = 0$. У цьому

випадку можна прийняти, що $\sigma_\varphi = \frac{\sigma_\rho + \sigma_z}{2}$, тоді

$$\frac{\sigma_\rho - \sigma_\varphi}{\rho} = \frac{\sigma_\rho - \sigma_z}{2\rho}.$$

Крім цього можна вирішувати задачу в циліндричній системі координат при осадці багатобічної правильної призми, з урахуванням закону найменшого опору. У секторі приймається плин плоским [1, 3, 5].

Далі вирішимо плоску осесиметричну задачу теорії пластичності.

Постановка задачі

Постановка задачі припускає визначення системи рівнянь теорії пластичності, тобто рівняння рівноваги

$$\frac{\partial \sigma_\rho}{\partial \rho} + \frac{\partial \tau_{\rho z}}{\partial z} + \frac{\sigma_\rho - \sigma_\varphi}{\rho} = 0; \quad \frac{\partial \tau_{z\rho}}{\partial \rho} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + \frac{\tau_{z\rho}}{\rho} = 0; \quad (1)$$

$$\text{умова пластичності} \quad (\sigma_\rho - \sigma_z)^2 + 4\tau_{\rho z}^2 = 4k^2; \quad (2)$$

$$\text{рівняння зв'язку} \quad \frac{\sigma_\rho - \sigma_z}{2\tau_{\rho z}} = \frac{\xi_\rho - \xi_z}{\dot{\gamma}_{\rho z}}; \quad (3)$$

$$\text{умова нестисливості} \quad \xi_\rho + \xi_z = 0; \quad (4)$$

рівняння нерозривності швидкостей деформацій

$$\frac{\partial^2 \xi_\rho}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 \xi_z}{\partial \rho^2} = \frac{\partial^2 \dot{\gamma}_{\rho z}}{\partial z \partial \rho}. \quad (5)$$

Граничні умови задаються в напруженнях, з урахуванням тригонометричного розподілу напружень на контакті, у цьому випадку маємо

$$\tau_n = -k \cdot \sin[A\Phi(\rho, z) - 2\alpha], \quad (6)$$

де σ, τ – нормальне й дотичне напруження; τ_n – контактне дотичне напруження; α – кут нахилу площадки; k – опір пластичному зрушенню; $\Phi(\rho, z) = \Phi$ – функція координат ρ, z , які підлягають визначенню; A – постійна величина.

Вирази (3)...(5) не використовуються при розв'язанні задачі, але мають місце для обґрунтування схеми плоскої течії.

Розв'язання задачі

Рівняння рівноваги (1) після диференціювання й перетворень можна привести до виду

$$\frac{\partial^2 \tau_{\rho z}}{\partial \rho^2} - \frac{\partial^2 \tau_{\rho z}}{\partial z^2} + \frac{\partial}{\partial \rho} \left(\frac{\tau_{\rho z}}{\rho} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\sigma_\rho - \sigma_z}{2\rho} \right) + \frac{\partial^2}{\partial z \partial \rho} (\sigma_z - \sigma_\rho) = 0.$$

Підставляючи з умови пластичності (2) різницю нормальних напружень, одержимо узагальнене рівняння рівноваги, що зв'яже дотичне напруження й опір пластичної деформації зрушення у вигляді

$$\frac{\partial^2 \tau_{\rho z}}{\partial \rho^2} - \frac{\partial^2 \tau_{\rho z}}{\partial z^2} + \frac{\partial}{\partial \rho} \left(\frac{\tau_{\rho z}}{\rho} \right) - \frac{\partial}{\partial z} \left(\pm \frac{1}{\rho} \sqrt{k^2 - \tau_{\rho z}^2} \right) = \pm 2 \frac{\partial^2}{\partial z \partial \rho} \left(\sqrt{k^2 - \tau_{\rho z}^2} \right). \quad (7)$$

У диференціальному рівнянні (7) розв'язною функцією є дотичне напруження. Аналітичне рішення останнього рівняння дозволяє знайти функціональну

залежність дотичного напруження від координат зони деформації. При підстановці його в рівняння рівноваги можна визначити нормальні напруження. Приймаючи на даному етапі знак плюс перед радикалами, і підстановку, з метою задоволення граничних умов (6), у вигляді [6]

$$\tau_{\rho z} = k \cdot \sin A\Phi, \quad (8)$$

позбуваємося радикалів. Це дозволяє лінеаризувати рівняння. Є ефективна така фундаментальна підстановка у вигляді

$$k = H_{\sigma} \exp \theta', \quad (9)$$

де H_{σ} – функція координат ρ, z , що підлягає визначенню; θ' – показник експоненти, як функція, що залежить від тих же координат і підлягає визначенню. З (9) витікає, що опір пластичної деформації є величиною змінною. Підставляючи (8) і (9) у рівняння (7), після спрощень маємо

$$\begin{aligned} & \left\{ (H_{\sigma})_{\rho\rho} - (H_{\sigma})_{zz} + 2(H_{\sigma})_{\rho}(\theta'_{\rho} + A\Phi_z) + \right. \\ & \left. + (H_{\sigma})_{\rho} \frac{1}{\rho} - 2(H_{\sigma})_z(\theta'_z - A\Phi_{\rho}) + \right. \\ & \left. + H_{\sigma} \left[(\theta'_{\rho\rho} - \theta'_{zz}) + (\theta'_{\rho} + A\Phi'_z)^2 - \right. \right. \\ & \left. \left. + (\theta'_z - A\Phi'_{\rho})^2 + \frac{1}{\rho}(\theta'_{\rho} + A\Phi'_z) + 2A\Phi_{\rho z} - \frac{1}{\rho^2} \right] \right\} \times \\ & \times \sin A\Phi + \left\{ 2(H_{\sigma})_{\rho}(A\Phi_{\rho} - \theta'_z) - 2(H_{\sigma})_z(A\Phi_z + \theta'_{\rho}) - \right. \\ & \left. - (H_{\sigma})_z \frac{1}{\rho} + H_{\sigma} [2(A\Phi_{\rho} - \theta'_z) \times \right. \\ & \left. \times \left(\theta'_{\rho} + A\Phi_z + \frac{1}{2\rho} \right) + \right. \\ & \left. \left. + A\Phi_{\rho\rho} - A\Phi_{zz} - 2\theta'_{\rho z} \right] - 2(H_{\sigma})_{\rho z} \right\} \times \cos A\Phi = 0. \quad (10) \end{aligned}$$

Оператори при тригонометричних функціях у рівнянні (10) значно спростяться за умови

$$\theta'_{\rho} + A\Phi'_z = 0; \quad \theta'_z - A\Phi_{\rho}, \quad \text{або}$$

$$\theta'_{\rho} = -A\Phi_z; \quad \theta'_z = A\Phi_{\rho}. \quad (11)$$

З урахуванням (11) рівняння (10) приймає вигляд

$$\begin{aligned} & \left[(H_{\sigma})_{\rho\rho} - (H_{\sigma})_{zz} + \frac{(H_{\sigma})_{\rho}}{\rho} - \frac{H_{\sigma}}{\rho^2} \right] \sin A\Phi - \\ & - \left[\frac{(H_{\sigma})_z}{\rho} + 2(H_{\sigma})_{z\rho} \right] \cos A\Phi = 0, \end{aligned}$$

де $\theta'_{\rho}, \theta'_z, A\Phi_{\rho}, A\Phi_z$ – частини похідні по координатах ρ, z від показника експоненти й аргументу тригонометричної функції; $(H_{\sigma})_{\rho}, (H_{\sigma})_z$ – частини похідні по тим же координатах від функції H_{σ} (див. (9)).

Таким чином, з'явилося диференціальне рівняння, що розв'язується функцією H_{σ} . Тоді рішення має вигляд

$$H_{\sigma} = \frac{C'_{\sigma}}{\rho} + C''_{\sigma}\rho. \quad (12)$$

З урахуванням співвідношень Коші-Рімана (11) можна показати, що функції θ і $A\Phi$ є гармонійними й задовольняють рівнянням Лапласа:

$$\theta_{\rho\rho} + \theta_{zz} = 0; \quad A\Phi_{\rho\rho} + A\Phi_{zz} = 0.$$

Отже, невідомі функції є заданими, тому що, відомі диференціальні рівняння, які їх визначають.

Дотичне напруження, що задовольняє диференціальному рівнянню (7), має вигляд

$$\tau_{\rho z} = \left(\frac{C'_{\sigma}}{\rho} + C''_{\sigma}\rho \right) \cdot \exp \theta' \sin A\Phi, \quad (13)$$

при виконанні умови $\theta'_{\rho} = -A\Phi_z, \quad \theta'_z = A\Phi_{\rho}$.

Підставляючи (13) у рівняння рівноваги (1), інтегруючи з урахуванням співвідношень (11) одержимо таке:

$$\begin{aligned} \sigma_{\rho} &= \left(\frac{C'_{\sigma}}{\rho} + C''_{\sigma}\rho \right) \cdot \exp \theta' \cos A\Phi - \\ &- 2C''_{\sigma} \cdot I_1 + \sigma_o + f(z) + C; \end{aligned} \quad (14)$$

$$\begin{aligned} \sigma_z &= - \left(\frac{C'_{\sigma}}{\rho} + C''_{\sigma}\rho \right) \cdot \exp \theta' \cos A\Phi - \\ &- 2C''_{\sigma} \cdot I_2 + \sigma_o + f(\rho) + C. \end{aligned} \quad (15)$$

Тут I_1 і I_2 є інтегральними виразами ($I_1 = \int \exp \theta' \cos A\Phi d\rho, I_2 = \int \exp \theta' \sin A\Phi dz$). Можна показати, що $I_1 = I_2$. Рівність інтегралів визначається особливостями гармонійних функцій. При $C''_{\sigma} = 0$ вирази (14) і (15) набувають вигляду:

$$\sigma_{\rho} = \left(\frac{C'_{\sigma}}{\rho} \right) \cdot \exp \theta' \cos A\Phi + \sigma_o + f(z) + C; \quad (16)$$

$$\sigma_z = -\left(\frac{C'_\sigma}{\rho}\right) \cdot \exp \theta' \cos A\Phi + \sigma_0 + f(\rho) + C. \quad (17)$$

Для аналізу (14) ... (17) розглянемо осадку товстостінної труби в осьовому напрямку, рис. 1. Відповідно до експериментальних даних [7], стінка труби при осадці тече в протилежних напрямках. Тому значення функції $A\Phi$, з урахуванням рівняння Лапласа має вигляд

$$A\Phi = AA_1 z + AA_6 \rho \cdot z = -AA_6 \cdot z \cdot (\rho - r_n).$$

При цьому показник експоненти у виразі (17) відповідає значенню

$$\theta' = AA_6 \cdot \frac{\rho^2}{2} - AA_6 r_n \cdot \rho - AA_6 \frac{z^2}{2},$$

де AA_6 – постійна величина, що задається умовами тертя при контакті;

r_n – радіус, що визначає положення нейтрального перетину.

Підставляючи граничні умови на внутрішньому й зовнішньому радіусах, можна одержати значення постійних $C'_\sigma, C''_\sigma, AA_6$ і інші параметри.

На рис. 2, 3 представлено залежності відносних нормальних (14), (15) і дотичного напружень (13) на контакті по довжині зони деформації зі зміною коефіцієнта тертя, де K_0 – опір деформації в крайній точці зони деформації.

Видно, що епюри напружень якісно й кількісно збігаються з даними [1], [3]. При цьому необхідно відзначити деякі особливості рішення (13), (14), (15).

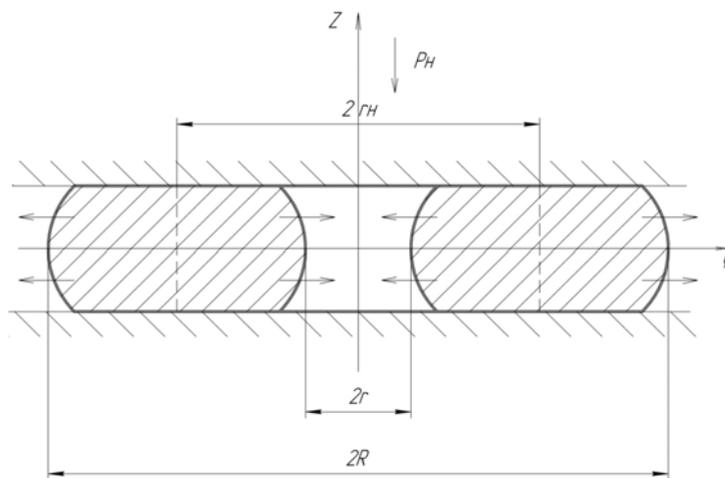


Рис. 1. Товстостінна труба, що осаджується в осьовому напрямку

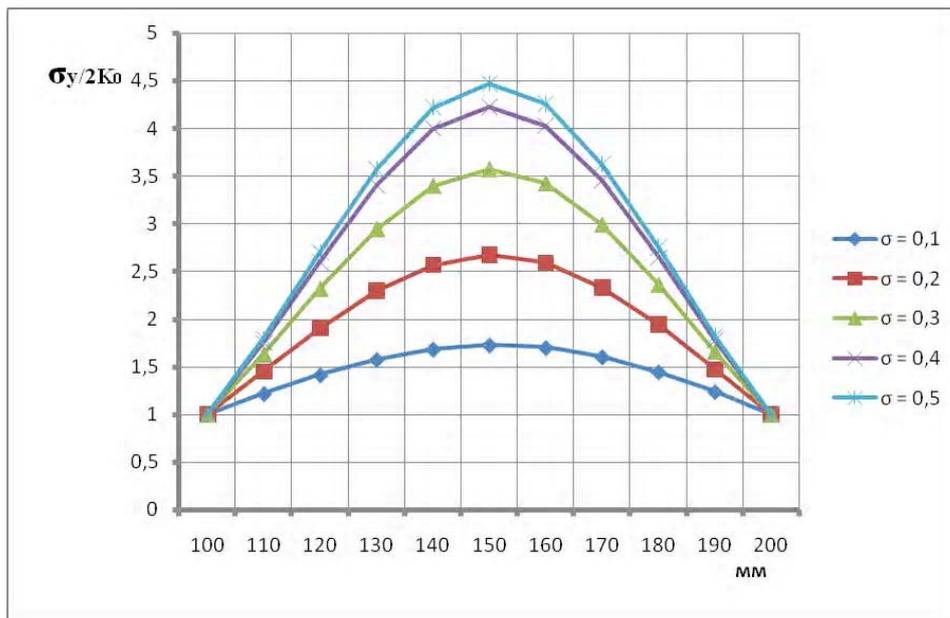


Рис. 2. Відносні нормальні напруження на контакті

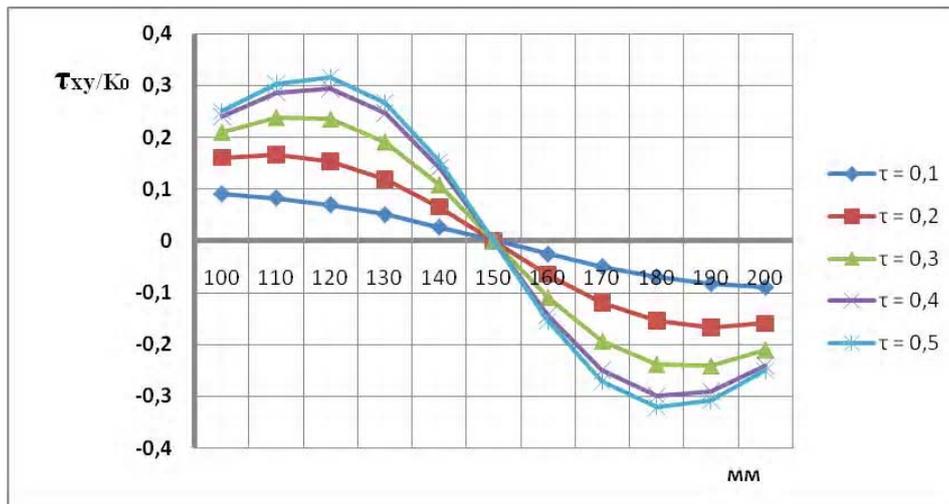


Рис. 3. Відносні дотичні напруження на контакті

По довжині стінки труби на контакті з'являється деяка асиметрія на околицях. Це пов'язано зі значенням функції H_{σ} (12). Наступною особливістю є те, що дотичне напруження в нейтральному перетині на контакті переходить через нуль, чого не можна сказати про рішення [1, 3], де позначений розрив по Амонтону і Зібелю. Крім цього існує можливість визначення напруженого стану в середині зони деформації. Можливий вплив на контактний тиск і напруження, в зоні формозміни, внутрішнього й зовнішнього тиску в осаджувальній трубі.

Висновки

Використовуючи метод гармонійних функцій, викладений у ряді робіт, отримано узагальнене рівняння рівноваги для осесиметричної плоскої задачі теорії пластичності в циліндричних координатах.

Вирішено в загальному виді диференціальне рівняння другого порядку в частинах похідних гармонійного типу, нелінійне неоднорідне, що дозволяє визначити дотичне напруження в кожній точці осередку деформації. Знайдені всі компоненти тензора напружень.

Аналіз отриманих виразів показав, що тригонометричний розподіл напруг у зоні пластичної формозмі-

ни дозволяє усунути протиріччя, пов'язані з використанням законів тертя Амонтона і Зібеля.

Розподіл контактних напружень при осадці труби якісно й кількісно відповідає відомим літературним даним.

Перелік посилань

1. Сторожев М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М. : Машиностроение, 1977. – 422 с.
2. Соколовский В. В. Теория пластичности / В. В. Соколовский. – М. : Высшая школа, 1962. – 608 с.
3. Громов Н. П. Теория обработки металлов давлением / Н. П. Громов. – М. : Metallurgiya, 1978. – 359 с.
4. Смирнов В. С. Теория прокатки / В. С. Смирнов. – М. : Metallurgiya, 1967. – 460 с.
5. Тарновский И. Я. Течение металла при осадке толстостенных цилиндров / И. Я. Тарновский, А. А. Поздеев // Сб. трудов Уральского политехн. ин-та. – 1958. – № 64. – С. 104–112.
6. Chygyrns'kiy V. V. Analysis of the State of Stress of a Medium under Conditions of Inhomogeneous Plastic Flow / Chygyrns'kiy V. V., Mamuzic I., Bergeman G. V. // Metalurgija. Zagreb. – 2004. – Vol. 43, br. 2. – P. 87–93.
7. Тарновский И. Я. Теория обработки металлов давлением / И. Я. Тарновский, А. А. Поздеев, О. А. Ганаго. – М. : Metallurgizdat, 1963. – 673 с.

Одержано 08.07.2009

V. V. Chygyrns'kiy, S. A. Silenko, A. U. Matukhin

DECISION OF AN AXIS SYMMETRY FLAT PROBLEM OF THE THEORY OF PLASTICITY IN PRESSURE

Показано решение плоской осесимметричной задачи теории пластичности в аналитическом виде. Имеет место асимметричное распределение напряжений в зоне деформирования.

Ключевые слова: деформация, напряжение, осесимметрия, пластичность, сила, уравнение, контакт.

The decision of a plane axisymmetric problem of plasticity theory in analytical form is shown. There is an asymmetric distribution of stresses in the zone of deformation.

Key words: deformation, stress, axisymmetric, plasticity, force, equation, contact.

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА КОНИЧЕСКИХ ТРИБОСИСТЕМ В УСЛОВИЯХ СКОЛЬЖЕНИЯ, СМАЗКИ И ВИБРАЦИИ

Рассмотрены закономерности износа двух участков конической трибосистемы: 1-й участок – 20 % всех поверхностей, которые выполняют функцию каркаса и обеспечивают автономную работу двух секций питателя и 2-й участок – 80 % всех поверхностей, состоящих из двух секций, которые выполняют функции загрузочного устройства и функции запорного устройства.

Ключевые слова: конусность, износ, компенсация зазора, амплитуда, вибрация, скольжение, смазка.

Введение

Начиная с 1949 года использование конических трибосистем (КТС) в качестве загрузочного устройства варочного котла, находящегося под высоким давлением (1,2 МПа), древесной щепой с помощью щелочи (температура 160 °С) показали высокую эффективность. Они обеспечивают работу варочного котла в автоматическом режиме, непрерывно в течении года. Такие установки, их более 500 штук в мире (75 в России, 150 в Америке) вырабатывают более 85 % целлюлозы, из которой изготавливается писчая бумага [1, 2].

В технической литературе отсутствует информация, каким видом износа подвергаются рабочие поверхности питателей КТС, каким образом они влияют на эксплуатационную надежность, срок службы и ремонтнопригодность деталей питателя КТС.

Анализ работ [1, 2] показал, что условно все конические сопрягаемые поверхности вращающегося ротора и неподвижного корпуса питателя КТС можно разделить на два характерных участка.

1-й участок – основание и средние перемычки ротора и корпуса (20 конических поверхностей). Их назначение:

1) они являются каркасом, на котором крепятся две секции ротора и корпуса;

2) средние перемычки ротора и корпуса разделяют секции и обеспечивают их автономную работу;

3) основание ротора и корпуса ограничивают секции по бокам и сохраняют в них необходимый перепад давления 1,2 МПа.

2-й участок – две секции ротора и корпуса (на них приходится 80 % всех рабочих конических поверхностей), и они выполняют функции:

1) загрузка гидросмеси через окна корпуса и сквозные карманы вращающегося ротора в вертикальной плоскости гидросмеси;

2) выгрузка гидросмеси через окна корпуса и сквозные карманы вращающегося ротора в горизонтальной плоскости гидросмеси. На окна загрузки и выгрузки ротора и корпуса приходится 40 % всех конических поверхностей.

3) запорные функции выполняют четыре сектора конических поверхностей питателя КТС и (на них приходится 50 % поверхностей), расположен диаметрально и разделены окнами загрузки и выгрузки.

Цель и задачи

Целью исследований является получить распределение износа по рабочим поверхностям деталей питателя и установить общие закономерности износа и их влияние на надежность, срок службы и ремонтнопригодность питателя КТС.

Решение задачи

Для решения поставленных задач использовались действующие промышленные установки типа Камюр, на которых после эксплуатации и разборки питателей определяли геометрические размеры всех участков ротора и корпуса, величину износа. Величину износа по коническим поверхностям ротора и корпуса определяли с помощью индикатора часового типа, устанавливаемого на суппорте (замеры износа ротора) и карусельном станке (замеры износа корпуса) с точностью + 0,005 мм. Экспериментальный материал был собран и обработан на более чем пятидесяти деталях питателя, производительностью 500 т/сутки на разных предприятиях [1, 2].

На основании проведенных исследований на рис. 1 построены индикаторные рисунки износа в аксонометрии для двух характерных участков ротора. Из рисунка видно, что износ ротора существенно влияет на формирование зазора в питателе между корпусом и вращающимся ротором.

На первом и втором участках ротора величина зазоров в питателях КТС с учетом таблицы 1 можно выразить математической зависимостью

$$\delta_1 = \delta_0 + K_1 \tau + A p_1 \cdot K / 2 = 100 + 2,3 \cdot 1 + 1000 \cdot \frac{1}{20 \cdot 2} = 2,3; \quad (1)$$

$$\delta_2 = \delta_0 + K_2 \cdot \tau^3 + (A p_2 + K_2 \cdot \tau) K / 2 = 100 + 3,2 \cdot 1^3 \cdot \frac{1}{20 \cdot 2} = 3,2, \quad (2)$$

где δ_1 и δ_2 – величина зазоров индикаторных рисунков на 1-м и 2-м участках ротора в любой момент вре-

мени, мкм; δ_0 – исходная средняя величина зазора в питателе перед эксплуатацией; K_1 и K_2 – коэффициент пропорциональности линейной зависимости и кубической параболы третьего порядка; мкм; τ – время эксплуатации питателя между компенсациями зазора, сутки; A_{p1}, A_{p2} – амплитуды колебания на соответствующих участках ротора до и после эксплуатации; мкм; $K = 1/20$ – конусность ротора.

Рассмотрим составляющие величины, входящие в формулы (1) и (2).

1. Исходная средняя величина зазора в питателе перед эксплуатацией

Эта величина зазора зависит от следующих факторов: 1) от величины и времени приработки деталей питателя; 2) от протечек щелочи, поступающих в питательную трубу и определяющих высоту уровня щелочи в ней и 3) от нагрузки на привод ротора.

С учетом этих факторов величина зазора должна быть минимальной с одной стороны и иметь минимальную нагрузку на привод ротора. Эта величина (табл. 1) достигает $\delta_0 = 100$ мкм.

2. Характер кривых износа при эксплуатации

Опыт эксплуатации показывает, что на 1-м участке ротора величина износа описывается по линейному закону. Коэффициент параболы для сопрягаемых материалов монель-металл-1Х13 равен $K_1 = 2,3$ (табл. 1).

Во втором случае антифрикционная пара монель-металл-1Х13 менее износостойкая и быстрее изнашивается. Это явление положительное, так как при этом меньше вероятность возникновения явлений заклинивания, заедания и схватывания ротора относительно корпуса при выполнении компенсации зазора.

Характер кривых износа на 2-м участке ротора описывается параболой 3-го порядка и зависит от используемых материалов. Для материалов монель-металл-1Х13 (табл. 1) коэффициент пары $K_2 = 3,2$; для материалов 40Х13-1Х13 – $K_2 = 1,6$; во втором случае износостойкость материалов выше, чем в 1-м случае и, следовательно, величины износа будут меньше, а срок службы питателя будет больше.

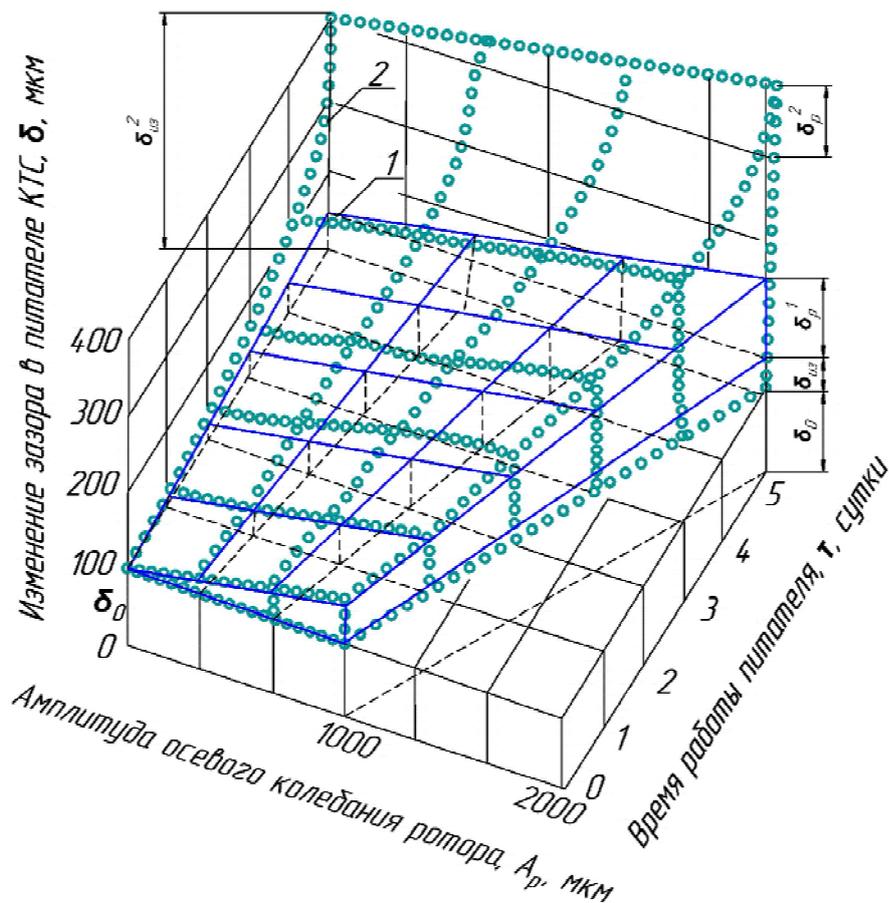


Рис. 1. Зависимость изменения зазора в питателе КТС в зависимости от:

- 1) индикаторных рисунков износа ротора; 2) амплитуды осевого перемещения ротора (A_p) и 3) времени работы питателя КТС (τ , сутки); 1-й участок – индикаторные рисунки износа на основаниях и средних перемышках ротора; 2-й участок – индикаторный рисунок износа ротора в двух секциях питателя между окнами

Таблица 1 – Изменение физических величин в питателе КТС в зависимости от времени работы при частоте вращения $n = 5 \text{ мин}^{-1}$

Физические характеристики: числитель – основания и средние переемычки деталей (1), знаменатель – конические поверхности между окнами деталей (2)	Время работы питателя КТС, τ , сутки				
	1	2	3	4	5
Материалы: 1. (Монель-металл)-1X13 / 2. (Монель-металл)-1X13					
1.1 Исходный зазор в питателе, δ_0 , мкм	$\frac{100}{100}$	–	–	–	–
1.2 Увеличение износа в процессе работы: $\sigma_{уз}^1 = k_1 \cdot \tau = 2,3 \cdot \tau = 2,3 \cdot 1 = 2,3$ мкм $\sigma_{уз}^2 = k_2 \cdot \tau^3 = 3,2 \cdot \tau^3 = 3,2 \cdot 1^3 = 3,2$ мкм	$\frac{2,3}{3,2}$	$\frac{4,6}{19,2}$	$\frac{6,9}{86,4}$	$\frac{9,2}{204,8}$	$\frac{11,5}{400}$
1.3 Полная величина зазора в питателе $\frac{\delta_1}{\delta_2} = \frac{\delta_0^1 + \delta_{уз}^1}{\delta_0^2 + \delta_{уз}^2}$ мкм	$\frac{25}{25}$	$\frac{31,25}{31,25}$	$\frac{37,5}{37,5}$	$\frac{43,75}{43,75}$	$\frac{50}{50}$
1.4 Величина амплитуды осевого перемещения ротора, A_p , мкм $A_p = A_{p1} + k_{11} \cdot \tau = 1000 + 250 \cdot \tau$ $A_p = A_{p2} + k_{22} \cdot \tau$	$\frac{1000}{1000}$	$\frac{1250}{1250}$	$\frac{1500}{1500}$	$\frac{1750}{1750}$	$\frac{2000}{2000}$
1.5 Увеличения зазора от гидроударов, δ_p^1 / δ_p^2 , мкм/мкм $\delta_p^1 = A_p^1 \cdot \frac{K}{2} = 1250 \cdot \frac{1}{20 \cdot 2} = 25$ $\delta_p^2 = A_p^2 \cdot \frac{K}{2} = 1250 \cdot \frac{1}{20 \cdot 2} = 25$	$\frac{25}{25}$	$\frac{31,25}{31,25}$	$\frac{37,5}{37,5}$	$\frac{43,75}{43,75}$	$\frac{50}{50}$
1.6 Разность зазора между 2-м и 1-м участками деталей КТС, $\Delta = \delta_2 - \delta_1$, мкм	0,9	14,6	79,5	195,6	388,5
Уровень щелочи в питательной трубе, H , мм	0,6	0,75	0,9	1,05	1,2
Нагрузка на привод ротора, A_a , А	18-20	18-20	18-20	18-20	18-20
Компенсации критического зазора (ККЗ) 2.1 Осевые перемещения ротора, Π_p , мкм	2000	2000	2000	2000	2000
2.2 Уменьшение зазора при ККЗ, мкм $S_{ккз} = \Pi_p \cdot \frac{\kappa}{2} = 2000 \cdot \frac{1}{40} = 50$	–	–	–	–	50
2.3 Уменьшение зазора на участках 1 и 2 КТС $\Delta_1 = \delta_{уз}^1 - \Delta_{ккз} = 11,5 - 50 = -38,5$ мкм $\Delta_2 = \delta_2 - \Delta_{ккз} = 400 - 50 = 350$ мкм					$\frac{-38,5}{350}$
2.4 Нагрузка на привод ротора, A_p , А					85-90
3.5 ПМТКЗ Осевое перемещение ротора, A_p , мкм Уменьшение зазора в питателе, мкм Нагрузка на привод ротора, A	250 6,25 18-22	–	–	–	–
Материалы: 1. (Монель-металл)-40X13 / 2. 40X13-1X13					
3.1 Исходная величина зазора в питателе, δ_0 , мкм	$\frac{100}{100}$	–	–	–	–
3.2 Увеличение износа в процессе работы: $\sigma_{уз}^1 = k_1 \cdot \tau = 11,8 \cdot \tau = 11,8 \cdot 1 = 11,8$ мкм $\sigma_{уз}^2 = k_2 \cdot \tau^3 = 1,6 \cdot \tau^3 = 1,6 \cdot 1^3 = 1,6$ мкм	$\frac{11,8}{1,6}$	$\frac{23,6}{12,8}$	$\frac{35,4}{43,2}$	$\frac{47,2}{102,4}$	$\frac{59}{200}$
3.3 Полное увеличение зазоров питателя: $\frac{\delta_1}{\delta_2} = \frac{\delta_0^1 + \delta_{уз}^1}{\delta_0^2 + \delta_{уз}^2}$ мкм	$\frac{111,8}{101,6}$	$\frac{123,6}{112,8}$	$\frac{135,4}{143,2}$	$\frac{147,2}{202,4}$	$\frac{159}{300}$
$\frac{\delta_1}{\delta_2}$ %	$\frac{100}{100}$	$\frac{110,5}{111,0}$	$\frac{121,1}{140,9}$	$\frac{131,6}{199,2}$	$\frac{142,2}{295,2}$
3.4 Величина амплитуды осевого перемещения ротора $A_p^1 = A_{p1} + k_{11} \cdot \tau = 1000 + 150 \cdot \tau$ $A_p^2 = A_{p2} + k_{22} \cdot \tau = 1000 + 150 \cdot \tau$	$\frac{1000}{1000}$	$\frac{1150}{1150}$	$\frac{1300}{1300}$	$\frac{1450}{1450}$	$\frac{1600}{1600}$

3. Величина амплитуды осевого перемещения ротора

Согласно работ [1, 2, 3] в карманах вращающегося ротора возникают гидравлические удары, которые обуславливают осевые колебания ротора. Колебания ротора после приработки деталей питателя КТС достигают 1000 мкм. После эксплуатации величина колебаний, в зависимости от используемых материалов на 2-м участке ротора, достигает величины $A_{p1} = 2000$ мкм и $A_{p2} = 1600$ мкм. Амплитуда осевых колебаний ротора зависит от износостойкости сопрягаемых материалов на 1-м участке основной и средней перемычек ротора и корпуса и не зависит от износостойкости материалов на 2-м участке ротора и определяется по формуле:

$$A_p^1 = A_{p1} + K_{11} \cdot \tau = 1000 + 250 \cdot 1 = 1250; \quad (3)$$

$$A_p^2 = A_{p2} + K_{22} \cdot \tau = 1000 + 250 \cdot 1 = 1250. \quad (4)$$

4. Величина амплитуды изменения величины зазора от гидроударов зависит от амплитуды осевого колебания ротора и используемой конусности

$$\delta_p^1 = A_p^1 \cdot \frac{K}{2} = 1250 \cdot \frac{1}{20 \cdot 2} = 25; \quad (5)$$

$$\delta_p^2 = A_p^2 \cdot \frac{K}{2} = 1250 \cdot \frac{1}{20 \cdot 2} = 25. \quad (6)$$

5. Разность величины зазора на участках 2 и 1 определяется по формуле:

$$D = \delta_p^2 - \delta_p^1 = (A_p^1 + K_{22} \cdot \tau) \cdot \frac{K}{2} - (A_p^2 \cdot K_{22} \cdot \tau) \cdot \frac{K}{2} = \frac{K}{2} (K_{22} - K_{11}) \cdot \tau \quad (7)$$

и зависит от разности коэффициентов пропорциональности кривых износа.

Из анализа разности величин зазора на участках 2 и 1 видно, что в начале эксплуатации эти величины положительны для материала 1. Монель-металл-40X13 (2. Монель-металл-40X13) и отрицательны для материала 1. Монель-металл-1X13(2.40X13-1X13). Сочетание материалов во втором случае более благоприятно, так как в первые сутки эксплуатации износ по основаниям и средним перемычкам больше, чем по секциям и, следовательно, явления заклинивания, схватывания и заедания ротора относительно корпуса на этих участках мало вероятно.

6. Уровень щелочи в питательной трубе (табл. 1) возрастает пропорционально величине зазора. Это объясняется ростом протечек щелочи, поступающих из питателя КТС в питательную трубу. При этом нагрузка на привод ротора сохраняет свои значения постоянными и колеблется в пределе $A_a = 1 \dots 8 \dots 20$ А.

7. Компенсация зазора. При компенсации критического зазора (ККЗ) осуществляется осевое перемещение ротора на два деления, 2 мм (2000 мкм). При этом происходит уменьшение зазора на величину

$$S_{ККЗ} = Pp \cdot \frac{K}{2} = 2000 \cdot \frac{1}{20 \cdot 2} = 50, \quad (8)$$

где $S_{ККЗ}$ – величина компенсации критического зазора (ККЗ).

При этом величина зазора на первом участке ротора (табл. 1) и износостойкость материала уменьшается согласно уравнению на величину:

$$\Delta l = \delta u_3^1 - \Delta ККЗ = 11,5 - 50 = -38,5. \quad (9)$$

Отрицательный знак износа деталей КТС на 1-м участке показывает, что для того чтобы уменьшить зазор на 1-м участке ротора по 50 мкм необходимо принудительно, в течении нескольких минут износить сопрягаемую поверхность ротора при выполнении очередных компенсаций зазора.

Такой вид компенсации зазора сопровождается явлениями заклинивания, схватывания и заедания, вращающегося ротора относительно корпуса, а это приводит к снятию питателя с эксплуатации.

При этом возрастает нагрузка на привод ротора в 4...4,5 раза. Использование схемы ККЗ вынудило производителей увеличить мощность двигателя привода с 8 кВт до 40 кВт и более, что привело к частым разрушениям цапф ротора.

Для устранения перечисленных недостатков была разработана и внедрена в производство принудительная микротолчковая компенсатора зазора (ПМКТКЗ). Суть ее состоит в том, что компенсация зазора выполняется не один раз в 5-7 суток на величину 50 мкм, а один раз в сутки на величину 6,25 мкм (осевое перемещение ротора на 250 МКМ или поворот маховика присадки ротора на 90 градусов ($\frac{1}{4}$ часть оборота)).

При этом нагрузка на привод ротора практически не возрастает (показания амперметра изменяются от 18-20 до 20-22 А).

Использование менее износостойких материалов замена 40X13 на 12X18Н10Т позволяет существенно увеличить износ на 1-м участке (основания и средних перемычки) ротора за 5 дней эксплуатации до 50 мкм и при последующей ККЗ снизить явление самозаклинивания, схватывания и заедания ротора относительно корпуса.

Выводы

1. Установлено, что все конические поверхности ротора и корпуса питателя КТС по величине и механизму износа можно разделить на два участка: 1) основания и средние перемычки ротора и корпуса – на их долю приходится 20 % всех конических поверхностей; 2) конические поверхности ротора и корпуса по длине окружности между окнами и по образующей,

между основаниями и средней перемычкой ротора и корпуса – на их долю приходится 80 % конических поверхностей.

2. Износ на 1-м участке ротора и корпуса на порядок меньше, чем на 2-м участке, а величина износа зависит от: 1) скорости скольжения ротора относительно корпуса; 2) изменения зазора в питателе; 3) концентрации абразивных частиц в щелочи; и 4) расхода и скорости прохождения протечек щелочи через вибрирующий зазор и зависит от срока службы в первой степени.

3. Основание и средние перемычки ротора и корпуса подвергаются вибро-гидро-абразивному износу, величина которого зависит от: 1) скорости скольжения; 2) концентрации абразивных частиц в щелочи; 3) амплитуды возвратно-поступательного перемещения щелочи в вибрирующем зазоре и 4) бокового избыточного давления щелочи в зазоре.

4. Срок службы питателя КТС зависит от износостойкости используемых материалов на 2-м участке, а надежность компенсации зазора зависит от антифрикционных характеристик материала на 1-м участке ротора и используемых материалов при ремонте.

5. Использование менее износостойких материалов на основаниях и средних перемычках, например, 1Х13 взамен 40Х13 позволяет существенно облегчить процесс компенсации зазора. И, следовательно, надежность работы питателя.

Перечень ссылок

1. Камель Г. И. Роторные питатели установок непрерывной варки целлюлозы / Г. И. Камель. – М. : Лесная промышленность, 1987. – 160 с.
2. Нечаев Г. И. Повышение надежности и продуктивности загрузочных устройств непрерывной варки целлюлозы и полуцеллюлозы / Г. И. Нечаев, Г. И. Камель. – Луганск : Изд-во СНУ им. В. Даля, 2005. – 392 с.

Одержано 13.02.2009

A. G. Yakovleva, G. I. Kamel

FEATURES OF CONICAL TRIBOSYSTEM WEAR IN THE CONDITIONS OF SLIDING, GREASING AND VIBRATION

Розглянуто закономірності зношування двох ділянок конічної трібосистеми: 1-а ділянка – 20 % всіх поверхонь, які виконують функції каркаса і забезпечують автономну роботу двох секцій живильника і 2-а ділянка – 80 % всіх поверхонь, що складаються з двох секцій, які виконують функції завантажувального пристрою і функції запорного пристрою.

Ключові слова: конусність, зношування, компенсація зазору, амплітуда, вібрація, ковзання, змащування.

Wear regularities of two areas of conical tribosystem are considered: the 1st area is 20 % of all surfaces, which execute the functions of framework and provide autonomous work of two feeder sections and 2nd area is 80 % of all surfaces, consisting of two sections which execute the functions of load device and function of plug-forming device.

Key words: cone, wear, compensation of gap, amplitude, vibration, sliding, greasing.

V МЕХАНІЗАЦІЯ, АВТОМАТИЗАЦІЯ ТА РОБОТИЗАЦІЯ

УДК 621.873–52

Канд. техн. наук Л. М. Мартовицкий, канд. техн. наук В. И. Глушко,
канд. техн. наук А. И. Сочава, И. А. Федерякин, канд. техн. наук Л. В. Гальченко,
канд. техн. наук З. М. Шанина, А. В. Клименко

Национальный технический университет, г. Запорожье

КОНСТРУКТИВНЫЕ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ ПРЕДПОСЫЛКИ СОЗДАНИЯ ПОДЪЕМНО-ТРАНСПОРТНЫХ КРАНОВ-РОБОТОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Комплексно исследованы конструктивные и эксплуатационные предпосылки трансформации специальных грузоподъемных кранов с жестким подвесом груза в подъемно-транспортные краны-роботы. Проведен позиционно-точностной, структурный, функционально-стоимостной и динамический анализ основных приводов специальных кранов мостового типа. Результаты исследования позволили считать обоснованным создание подъемно-транспортных кранов-роботов, а также переквалификацию целого ряда существующих специальных кранов в краны-роботы при условии дооснащения их системами автоматического управления.

Ключевые слова: подъемно-транспортный кран-робот, мультидисциплинарный анализ, точность позиционирования, функционально-стоимостной анализ, динамические исследования.

Введение

Сокращение технологического цикла производства, в определенной мере, связано с механизацией и автоматизацией подъемно-транспортных и складских работ. При осуществлении комплексной автоматизации производства слабым местом все еще остаются транспортные и перегрузочные операции. В современных производствах одним из эффективных средств автоматизации есть роботизация. Разработка и развитие подъемно-транспортных промышленных роботов (ПТПР) отстает от общего развития ПР, а их грузоподъемности пока ограничены. Наряду с этим существуют и успешно выполняют функции ПТПР некоторые специальные технологические краны, например, краны-штабелеры, баланс-краны, клещевые, стрипперные, мульдозавалочные, пратцен-краны, контейнерные перегружатели и другие. Некоторые из них, оснащенные программным управлением, обеспечивают автоматический захват, удержание и перенос самых различных объектов, а при необходимости и манипулирование ими. Структурный, динамический, позиционно-точностной и функционально-стоимостной анализы манипуляционных систем таких кранов должны подтвердить, что принципы их построения и технические характеристики соответствуют манипуляционным системам ПР. Такие краны-манипуляторы имеют от 3 до 6 степеней подвижности и, следует комплексно доказать, что эти краны могут быть использованы в качестве базовых для создания тяжелых и сверхтяже-

лых ПТПР. Это и есть основной целью данной статьи.

1 Структурно-точностной анализ

Рассмотрим класс мостовых кранов с жестким подвесом груза, которые используются на большинстве предприятий в качестве основного оборудования для выполнения перегрузочно-транспортных работ. Они, по существу, являются манипуляционными системами с числом степеней подвижности три и более, работающими в прямоугольной и цилиндрической системах координат. Разработка способов и средств программируемого управления этими кранами позволит перевести их в класс промышленных роботов и исключить присутствие человека в опасных зонах.

Для мультидисциплинарного исследования был взят металлургический клещевой кран с жестким подвесом груза. Этот кран на комбинате «Запорожсталь» загружает слитки стали массой $Q = 20$ т в колодцевые печи, и перемещает нагретые слитки из колодцев на слитковоз, который подает их на прокатку. Расположение колодцевых печей, нормированное расположение слитков в печах, положение платформ с достаточно точной координацией положения слитков, автоматически управляемый слитковоз – все это создает очевидную необходимость перевода клещевого крана в категорию крана-робота.

Для проведения позиционно-точностного анализа составлена структурная схема (рис. 1) клещевого крана по принципу разомкнутой кинематической цепи манипулятора ПР.

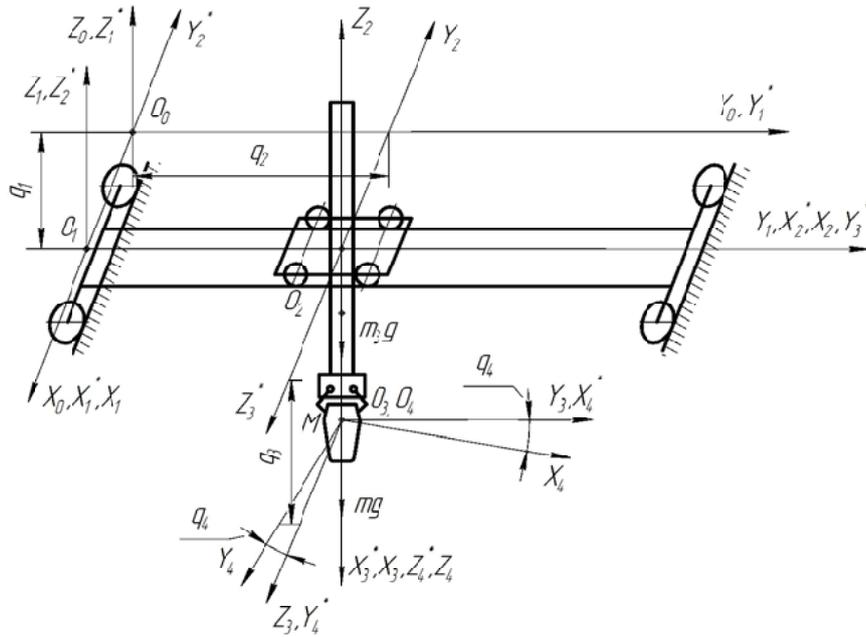


Рис. 1. Структурная схема подъемно-транспортного металлургического клещевого крана-робота

На схеме указано: X_0, Y_0, Z_0 – абсолютная Декартова система координат, первый октант; X_i, Y_i, Z_i – относительная система координат после исполнения i -го обобщенного перемещения; X_i^*, Y_i^*, Z_i^* – переходная система координат; q_1, q_2, q_3, q_4 – обобщенные перемещения степеней подвижности (движение приводов крана); m_3g, mg – силы тяжести, соответственно, третьего звена MC (колонны крана) и груза в схвате (слитка в клещах крана).

Все перемещения точки M схвата, которые обеспечивают привода степеней подвижности в реальном клещевом кране, выполняются с отклонениями от программных движений (с ошибками), что влияет на точность позиционирования слитка (т. M) в Декартовой

системе координат. На точность позиционирования влияют: ошибки обработки обобщенных координат, зазоры в сопряжениях, износ контактных элементов кинематических пар, статические ошибки упругих деформаций от весового воздействия, динамические ошибки при переходных процессах срабатывания приводов.

По ошибкам для клещевого крана был собран статистический материал в производственных условиях и взяты нормативные данные. Весовые и жесткосные данные каждого звена MC получены из проектной документации на кран и путем расчета.

В общем виде для структурной схемы MC составлена функция положения (1) точки M (точка закрепления кернов клещевого крана на слитке).

$$r_M^{(0)} = \left\{ \begin{aligned} & [X_e(\alpha\varphi - \cos\alpha\cos\varphi) + Y_e(\varphi\cos\alpha + \alpha\cos\varphi)]\sin(q_4 + \Delta q_4) - \\ & [X_e(\alpha\cos\varphi + \varphi\cos\alpha) + Y_e(\cos\alpha\cos\varphi - \alpha\varphi + (\beta + \theta)\cos\varphi)]\sin(q_4 + \Delta q_4) + \\ & [Z_e(1 - (\beta + \theta)\cos\alpha) - X_e\alpha(\beta + \theta)]\sin(q_4 + \Delta q_4) - \\ & [X_e(\varphi\cos\alpha + \alpha\cos\varphi) + Y_e(\cos\alpha\cos\varphi + \alpha\varphi)]\cos(q_4 + \Delta q_4) + \\ & [X_e(\alpha\varphi - (\beta + \theta)\cos\varphi - \cos\alpha\cos\varphi) + Y_e(\alpha\cos\varphi + \varphi\cos\alpha)]\cos(q_4 + \Delta q_4) + \\ & - Y_e\alpha(\beta + \theta) + X_e(1 - (\beta + \theta)\cos\alpha)\cos(q_4 + \Delta q_4) - \\ & - Z_e\gamma(\varphi\cos\alpha + \alpha\cos\varphi) + (q_1 + \Delta q_1) \\ & + Z_e\cos\varphi(\gamma\cos\alpha - \beta - \theta) - [(H + q_3 + \Delta q_3)(\beta + \theta) + (q_2 + \Delta q_2)]\cos\varphi, \\ & - Z_e(1 - \gamma(\beta + \theta)\cos\alpha - H - (q_3 + \Delta q_3)) \end{aligned} \right. \quad (1)$$

где $\Delta q_1, \Delta q_2, \Delta q_3, \Delta q_4$ – ошибки обработки обобщенных координат, м, рад;

H – максимальная высота подъема слитка, м;

X_e, Y_e, Z_e – координаты эксцентриситета центра тяжести слитка относительно т. M , м;

φ, α, κ – перекосы крана, тележки, колонны, м, рад;

$\beta + \theta$ – ошибки (нормативные отклонения) установки подкрановых и подтележечных рельс, в том числе статические, м, рад.

Путем разложения функции положения (1) в ряд Тейлора и дальнейшего частного дифференцирования по обобщенным координатам q_i и по ошибкам Δq_i получен вектор-столбец ошибок позиционирования т. М для клещевого металлургического крана-робота в общем виде. После подстановки в вектор-столбец фактических и расчетных параметров клещевого крана $Q = 20$ т завода «Запорожсталь» получены следующие максимальные значения ошибок позиционирования точки схвата М: $\Delta X = 175$ мм; $\Delta Y = 75$ мм; $\Delta Z = 61$ мм;

Полученные значения ошибок вполне удовлетворяют допускаемой точности позиционирования металлургических слитков на всех фазах работы с ними в печном отделении заводов «Запорожсталь» и «Днепропесчсталь» и др.

2 Функционально-стоимостной анализ

Так как наибольшие ошибки позиционирования имеют место по осям продольных перемещений крана и тележки, более глубокому мультидисциплинарному анализу следует подвергнуть приводы механизмов передвижения кранов мостового типа.

Трансформация мостового крана в ПР сопровождается расширением его функциональных возможностей. Согласно ГОСТ 25 686-86 ПР должен обеспечивать управляемое позиционирование, исполнение управляющей программы, заданную погрешность позиционирования и т. д. Однако, указанный ГОСТ характеризует функции, в основном, стационарных ПР, тогда как кран-робот – это перемещающийся в горизонтальной плоскости объект. Мостовой кран-робот должен обладать такой важной потребительской характеристикой, как точность позиционирования, особенно необходимой на операциях погрузки материалов в транспортное средство со стабильными размерами, а также при сборке строительных объектов, машин, судов и др.

Предварительно проведенный сравнительный функционально-структурный анализ ПР и мостового крана показал, что наряду с общими функциями, характерными для этих машин, имеются и существенные отличия, определяемые назначением главной функции ПР и крана. Поэтому формальная переклассификация мостового крана в кран-робот невозможна, так как смена функций при неизменной структуре в технических системах, как правило, нереальна. Развитие мостового крана в кран-робот сопровождается увеличением числа функций исправления управляющей программы. Но такие функции, как: точность позиционирования, движение в нужном программируемом направлении и быстрота реакции на управляющие команды процессора составляют присущее только крану-роботу свойство – управляемость. Одновременно механизмы крана-робота должны иметь высокий уровень надежности и безотказности, обеспечивающий его функционирование как автоматического манипулятора. Следовательно, потребительские характеристики крана-робота предполагают высокое

конструктивное совершенство всех его узлов, работающих в режиме ПР, и уровень управляемости, соответствующий современным технологиям.

Для обоснования возможности трансформации мостового крана в кран-робот был проведен мультидисциплинарный анализ нескольких конструктивных схем механизмов передвижения крана (рис. 2).

Полнота представительства функции имеет место в механизме передвижения с центральным приводом для мостового крана грузоподъемностью $Q = 20$ т и пролетом $L = 28,5$ м (рис. 2 схема 1).

Указанная схема принята в качестве базовой для функционального анализа. Выбор объекта анализа обусловлен его значимостью с точки зрения обеспечения управляемости крана-робота, так как конструкция механизма передвижения определяет его динамические характеристики, от которых зависит исполнение управляющей программы и точность позиционирования. Управляемость крана-робота, в свою очередь, выступает одним из основных факторов, влияющих на точную производительность крана в автоматическом режиме. Прочие технические свойства рассматриваемых схем механизма передвижения адекватны.

Сложность задачи трансформации мостового крана в кран-робот потребовало дополнения функционально-структурного анализа механизма передвижения расчетом его функциональной организованности, определением количественных оценок его динамических характеристик, а также определением точности позиционирования.

На информационном этапе исследования механизма передвижения были разработаны структурно-стоимостная схема (табл. 1) и функционально-структурная матрица механизма (табл. 2).

Характеристики структурно-стоимостной схемы указывают на значительное расхождение в количественных оценках по первоначальной стоимости и текущих затратах на ремонт. Рассмотренная модель механизма передвижения выступает отправным моментом для установления и формулировки функции механизма передвижения с центральным приводом и входящих в него узлов (табл. 2).

Установленные и систематизированные функции совместно с конструктивными элементами оценивались по значимости в обеспечении работоспособности механизма передвижения крана. Кроме того, функциональную матрицу необходимо дополнить новыми функциями, присущими крану-роботу: исполнение управляющей программы, позиционирование с заданной точностью, быстроедействие.

Сопоставление структурно-стоимостной модели (табл. 1) с функционально-структурной матрицей (табл. 2) механизма передвижения позволило установить затраты на осуществление функций и выявить источники затрат. Согласно табл. 2 функции F_7 , F_8 и F_{12} могут быть полностью исключены, а вместе с ними и такие конструктивные узлы, как трансмиссионный вал и муфты.

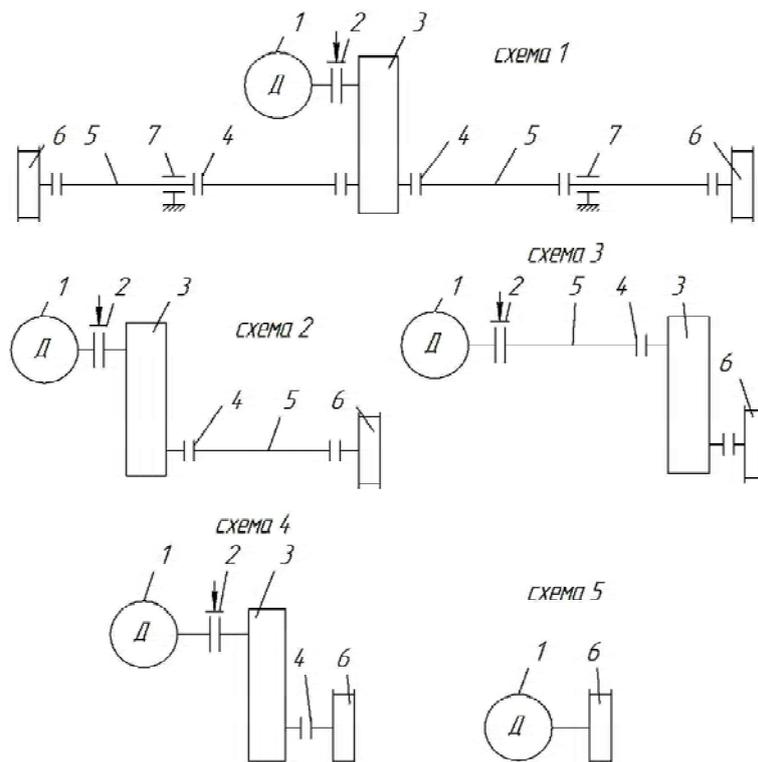


Рис. 2. Конструктивные схемы приводов мостовых кранов:

1 – двигатель; 2 – тормоз; 3 – редуктор; 4 – муфта; 5 – трансмиссионный вал; 6 – ходовое колесо; 7 – промежуточная опора

Таблица 1 – Структурно-стоимостная схема механизма передвижения с центральным приводом

Удельный вес узла, %	Электро-двигатель	Редуктор	Тормоз	Трансмиссионный вал	Муфты	Ходовые колеса
В стоимости механизма	17	26	8	9	15	25
В эксплуатационных затратах	10	15	12	13	23	27

Экономия затрат можно рассчитать по формуле

$$C = \mathcal{E}_{ТВ} + \mathcal{E}_M + \mathcal{E}_P - \mathcal{E}_У, \quad (2)$$

где C – экономия затрат в производстве и эксплуатации на модернизации механизма передвижения (стоимость функции F_7, F_8, F_{12} и F_6, F_9, F_{10}), грн;

$\mathcal{E}_{ТВ}$ – стоимость трансмиссионного вала, грн;

\mathcal{E}_M – стоимость муфты, грн;

\mathcal{E}_P – затраты на ремонт валов и муфт, грн;

$\mathcal{E}_У$ – стоимость устройства микропроцессорного управления приводом, грн.

Окончательная стоимостная оценка механизма передвижения может быть выполнена по выбранному лучшему варианту конструкции механизма передви-

жения крана-робота.

Техническое воплощение функций крана-робота в морфологической матрице было рассмотрено в четырех возможных вариантах конструктивных решений привода механизма передвижения (рис. 2) в совокупности с базовым.

Передача крутящего момента с редуктора 3 на колесо 6 осуществляется через трансмиссионный вал 5 и муфты 4 (рис. 2, схема 1 и 2). Кроме того, на схеме 1 для поддержания трансмиссионных валов используются промежуточные опоры 7. Эта схема с центральным приводом. В схеме 2 редуктор передает вращение на одно приводное колесо 6 через муфту 4 и вал 5. На схемах 3 и 4 вращение от редуктора 3 передается через муфту 4 на колесо 6 без трансмиссионных валов. Варианты 2, 3, 4 и 5 являются схемами с отдельными приводами.

Таблиця 2 – Состав функций механизма передвижения и их носители

Виды функций		Индекс	Наименование функции	Носитель функций
Главная		F_0	Перемещение крана	Механизм перемещения крана
Основные (рабочие)		F_1	Движение крана Создание крутящего момента Торможение крана Опорная	Ходовое колесо Электродвигатель Тормоз Ходовое колесо
		F_2		
		F_3		
		F_4		
Вспомогательные	Обеспечивающие	F_5	Передача крутящего момента Снижение числа оборотов	Трансмиссионный вал Редуктор
		F_6		
	Соединительные	F_7	Соединение двигателя и редуктора	Муфта
		F_8	Соединение редуктора и ходового колеса	Муфты и трансмиссионный вал
	Фиксирующие	F_9	Фиксация соосности выходного вала и редуктора Фиксация соосности валов редуктора и ходового колеса Соосность вала двигателя и трансмиссионного вала Закрепление механизма передвижения на главной балке	Муфта Муфты и трансмиссионный вал Редуктор Площадка (постель)
		F_{10}		
		F_{11}		
		F_{12}		

Схема 5 имеет двигатель 1 со встроенным тормозом 2. Крутящий момент передается сразу на приводное колесо 6 без передающих элементов. Данная схема представляет бестрансмиссионный привод и может иметь модульное исполнение.

Мультидисциплинарная оценка рационального варианта привода механизма передвижения крана-робота выполнялась в два этапа: исследование конструктивного (организационного) совершенства, а затем были рассчитаны динамические характеристики всех пяти вариантов морфологической матрицы.

В результате системного исследования функционально-структурной модели механизма передвижения получены количественные оценки конструкций, которые позволяют более достоверно оценить их технические характеристики на соответствие новым функциям, составляющим свойство крана-робота – управляемость.

Уровень функциональной организованности конструкции механизма передвижения для крана-робота определяется с помощью совокупности коэффициентов уровня функциональной организации I ; коэффициента организованности системы $K_{орг}$; коэффициента

функционального воплощения $K_{фв}$ и коэффициента функционального разнообразия $K_{фр}$. Числовые величины коэффициентов (табл. 3) отражают степень технического совершенства исследуемых конструкций морфологической матрицы по отношению к базовому.

Параметр I характеризует степень информационной целесообразности технической системы, коэффициент $K_{орг}$ показывает уровень функциональной нагрузки, $K_{фр}$ отражает актуализацию функций (удельный вес основных функций), $K_{фв}$ измеряет степень сосредоточения основных функций.

Динамика параметров функциональной организации структурных схем приводов уменьшается, тем самым, характеризуя возрастающий уровень упорядоченности системы. Она сопровождается повышением конструктивного совершенства механизма передвижения, так как выполнение необходимых функций обеспечивается меньшим количеством деталей.

Численные параметры конструкции были дополнены парным корреляционным анализом их динами-

ки от числа вспомогательных функций в узле.
 Полученные характеристики организованности рассмотренных схем доказывают, что наиболее совершенной конструкцией механизма передвижения для крана-робота является схема 5 (рис. 2).

Таблица 3 – Оценка организованности конструкций механизма передвижения для крана-робота

Показатель	Номер схемы (рис. 2)				
	1	2	3	4	5
Число элементов в системе	17	16	16	10	4
I	4,08	4,0	4,0	3,32	2,0
$K_{орг}$	0,24	0,25	0,25	0,33	0,5
$K_{фр}$	0,051	0,052	0,052	0,09	0,33
$K_{фв}$	0,065	0,055	0,055	0,1	0,5

3 Динамический анализ

Для наиболее полного удовлетворения потребительской функции управляемости и точности позиционирования система кран-робот должна иметь исполнительные органы, особенно исполнительные приводы, с хорошими динамическими свойствами.

Динамические свойства без учета демпфирования различных схем приводов кранов могут быть оценены по динамическим ошибкам и коэффициентам динамичности в элементах приводов во время переходных и установившихся режимах работы [3]. Динамический анализ удобно проводить на цепных многомассных моделях приводов (рис. 3).

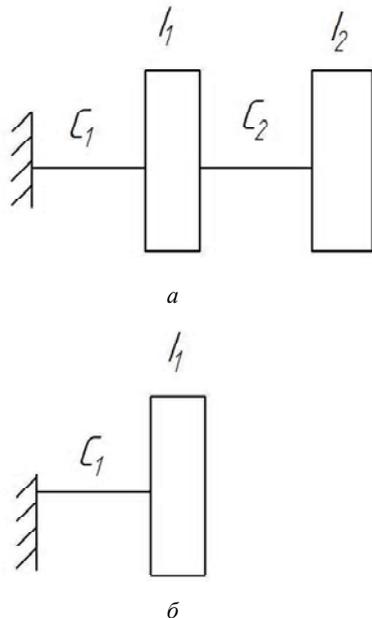


Рис. 3. Цепные модели приводов:

a – двухмассная модель; *b* – одномассная модель

Первые три схемы приводов (рис. 2) механизмов передвижения мостовых кранов представлены в виде двухмассной (рис. 3, *a*), а остальные две – в виде одномассной цепными системами с защепленными левыми концами. На моделях через C_1, C_2 обозначены приведенные к валу двигателя жесткости элементов привода, а через I_1, I_2 – приведенные к этому же валу моменты инерции масс привода и крана.

Собственные частоты и формы масс цепных систем определяются путем решения дифференциального уравнения свободных колебаний

$$I\ddot{\varphi} + C\bar{\varphi} = 0, \tag{3}$$

где I – диагональная матрица моментов инерции масс; C – ленточная матрица жесткостей цепной системы.

После подстановки решения в уравнение (3) и упрощения получено выражение

$$(C - Ik_m^2)\bar{h}_m = 0, \tag{4}$$

где k_m – собственные частоты колебаний масс;

\bar{h}_m – амплитуды колебаний масс (собственные формы).

Собственные частоты k_m определяются из частотного определителя

$$C - Ik_m^2 = 0. \tag{5}$$

Подставляя частоты k_m в уравнение (4), можно определить собственные формы \bar{h}_m .

Собственные частоты и формулы колебаний масс цепных систем необходимы для определения динамических ошибок, т.е. отклонений от программных движений, определяемых по уравнению

$$\Psi_s = - \sum_{m=1}^n k_m \rho_s^m A_m, \tag{6}$$

где ρ_s^m – коэффициент усиления;

A_m – амплитуды колебаний масс.

Коэффициент усиления равен

$$\rho_s^m = \frac{h_{ms} c}{k_m^4 \sum_{l=1}^n I_l h_{ml}^2}. \tag{7}$$

Амплитуду колебаний можно определить с помощью интеграла Дюамеля

$$A_m = \int_0^t \sin k_m(t - \tau) \epsilon(\tau) d\tau, \tag{8}$$

где $\epsilon(\tau)$ – программное ускорение ротора двигателя исполнительного привода;

τ – период колебательной системы.

Таблиця 4 – Результати динамічного аналізу приводов

Схема привода	Приведенные				Собственные частоты k_m, c^{-1}	Ошибки $\varphi, 1 \times 10$		Коэффициент динамичности k_d	
	Жесткость, $rad \times 10^4$		Момент инерции, кгм			Масса I_1	Масса I_2	с зазорами	без зазоров
	01	02	I_1	I_2					
1	1,04	0,14	0,03	22,89	31	0,017	0,141	2,4	1,8
2	0,69	0,25	0,014	11,49	14	2,830	9,620	2,4	1,66
3	5,46	0,60	0,024	11,49	22	0,480	4,800	2,2	1,60
4	0,60	–	11,490	–	23	–	4,460	2,56	1,65
5	512,30	–	11,490	–	103	–	0,023	2,8	1,63

В качестве иллюстрации для всех пяти схем принят прямоугольный закон разгона ротора двигателя. Динамический анализ (табл. 4) показывает, что наибольшими ошибками обладают приводы с промежуточными трансмиссионными элементами, т. е. схемы 1, 2, 3 (рис. 2). Схемы бестрансмиссионные 4 и 5 (рис. 2) дают малые отклонения от программного движения исполнительного двигателя. Приводное колесо (рис. 2, схема 5) обрабатывает наиболее точно и с высокой собственной частотой закон движения приводного двигателя, что способствует быстрейшему затуханию возмущений. В этой связи следует считать мотор-колесо наиболее подходящим приводом для программного автоматического управления передвижением мостовых кранов, как наиболее точно выполняющими программный закон движения.

Элементы таких приводов имеют несколько большую динамическую напряженность во время переходных режимов работы, что определялось с помощью коэффициентов динамичности после численного решения дифференциальных уравнений движения для двухмассных моделей. Наличие зазоров в элементах привода увеличивает динамическую напряженность и неточность исполнения движения. Сокращение числа промежуточных элементов в передаче привода ослабляет влияние неточности изготовления и сборки привода на точность позиционирования крана-робота.

Для достижения наибольшей динамической точности и минимальной динамической напряженности бестрансмиссионный привод требует высокой точности изготовления и сборки, а также выбора наиболее приемлемого закона ускорения и торможения высокомоментных двигателей.

Параметры такого привода механизма передвижения, полученные в динамическом анализе, позволяют установить наличие у него важнейшего свойства – управляемости, что отвечает условиям поставленной задачи.

Выводы

Расчетные величины характеристик механизма передвижения (табл. 3, 4) показывают, что наибольшее конструктивное совершенство присуще бестрансмиссионному модульному приводу. Он позволяет обеспечить перевод мостового крана в управляемый автоматический режим работы крана-робота. Кроме того, повышается ремонтпригодность механизма передвижения и одновременно уменьшается его металлоемкость. Актуальность полученных выводов усиливается стремлением ведущих мировых крановых фирм применять безредукторные приводы с частотным и другим регулированием.

Перечень ссылок

1. Моисеева Н. К. Выбор технических решений при создании новых моделей / Моисеева Н. К. – М. : Машиностроение, 1980. – 181 с.
2. Моисеева Н. К. Основы теории и практики функционально-стоимостного анализа / Моисеева Н. К., Карпунин М. Г. – М. : Высш. шк., 1988. – С. 10–15.
3. Вейц В. Л. Динамика управляемых машинных агрегатов / Вейц В. Л., Коловский М. З., Кочура А. В. – М. : Наука, 1984. – 352 с.
4. Козлов В. В. Динамика управления роботами / [Козлов В. В., Макарычев В. П., Тимофеев А. З., Юревич Е. И.]. – М. : Наука, 1984. – 336 с.
5. Казак С. А. Динамика мостовых кранов / Казак С. А. – М. : Машиностроение, 1968. – 332 с.

Одержано 18.12.2009

L. M. Martovickiy, V. I. Glushko, A. I. Sochava, I. A. Federyakin,
L. V. Gal'chenko, Z. M. Shanina, A. V. Klymenko

CONSTRUCTIVE AND EXPLOATAION PREREQUISITES FOR CREATION OF LIFTING-TRANSPORT CRANES-ROBOTS IN MACHINE BUILDING

Комплексно досліджені конструктивні й експлуатаційні передумови трансформації спеціальних вантажопідійомних кранів з жорстким підвісом вантажу в підійомно-транспортні крани-роботи. Проведений позиційно-точнісний, структурний, функціонально – вартісний і динамічний аналіз основних приводів спеціальних кранів мостового типу. Результати дослідження дозволили вважати обґрунтованим створення підійомно-транспортних кранів-роботів, а також перекваліфікацію цілого ряду існуючих спеціальних кранів у крани-роботи за умови дооснащення їх системами автоматичного керування.

Ключові слова: *підійомно-транспортний кран-робот, мультидисциплінарний аналіз, точність позиціонування, функціонально-вартісний аналіз, динамічні дослідження.*

Constructive and operational prerequisites for transformation of special cranes with rigid suspension of cargo to lifting- transport cranes-robots were complexly investigated. Positional-precision, structural, functional-cost and dynamic analysis of the main drives of special crane bridge type was made. Results of investigation allow to consider creating of lifting- transport cranes -robots and also requalify a whole class of existing special cranes to cranes-robots reasonable if they are provided with systems of automatic control.

Key words: *lifting- transport crane-robot, multidisciplinary analysis, precision of positioning, functional-cost analysis, dynamic researches.*

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА ІНФОРМАЦІЯ

АНАЛІЗ МОЖЛИВОСТЕЙ РОЗКЛАДАННЯ ВАЖКОРОЗЧИННИХ СПОЛУК ТИТАНУ

На виробництвах титан діоксиду, існує проблема накопичення твердих техногенних відходів. Одним з видів таких відходів є шлами, які утворюються внаслідок неповного розкладання природних концентратів. Такі шлами містять до 44–48 % сполук титану у вигляді рутильної модифікації або подвійної сульфатнокислотної солі титану (IV) та феруму (III) [1].

Для «розчинення» (розкладання) титану (IV) оксидів може бути використана плавикова кислота, яка вважається їх кращим «розчинником», а також «царська водка», нітратна кислота і ряд сумішей. Застосування вищевказаних кислот, які можуть розкласти всі модифікації титан діоксиду, у виробничих умовах важко з таких причин: кислоти і кислотні суміші коштовні та агресивні. З екологічної точки зору шкода від їх використання може бути значно більшою, ніж користь.

Іншим підходом [2] у технології виробництва титан діоксиду пігментного запропоновано використовувати реагенти лужної природи, наприклад, такі, як гідроксиди лужних і лужноземельних металів, їх карбонати, сульфати, сульфіди і сульфіти.

Результатом спікання з такими реагентами є утворення метатитанових відповідних лужних та лужноземельних металів узагальноною формулою $(Me)_xTiO_3$, де $x = 1,2$. Твердофазне розкладання за такою схемою не є прийнятним для видобування TiO_2 з важкорозчинних сполук у його виробництві за сульфатнокислотою технологією, тому що призводить до появи декількох додаткових технологічних операцій: відмивання твердих відходів з кислотою реакцією середовища від кислих продуктів, сплавлення, що відбувається за досить високих температур (700-900 °C протягом 5–7 годин), утилізація відходів.

Відомо, що дія амоній сульфату може значно покращити розкладання сполук титану, бо має здатність взаємодіяти при нагріванні [3].

У даній роботі визначали твердофазну взаємодію рутилу з реагентами у конденсованому стані в неізотермічних умовах методом термічного аналізу (термогравіметричного (TG), диференційно-термічного аналізу (DTA), диференційно-термогравіметричного аналізу (DTG) на дериватографі системи Паулік, Паулік, ЕРДЕЙ, Q-1500D.

Термічні дослідження проводили для суміші рутилу з вмістом основної речовини 98 % з амоній карбонатом (рис. 1), з амоній хлоридом (рис. 2) та амоній сульфатом (рис. 3), а також для чистого амоній сульфату (рис. 4). Реагенти відповідали кваліфікації «х.ч.». Співвідношення рутилу до реагентів складало 4:1. перед випробуванням компоненти висушували до постійної маси та перемішували.

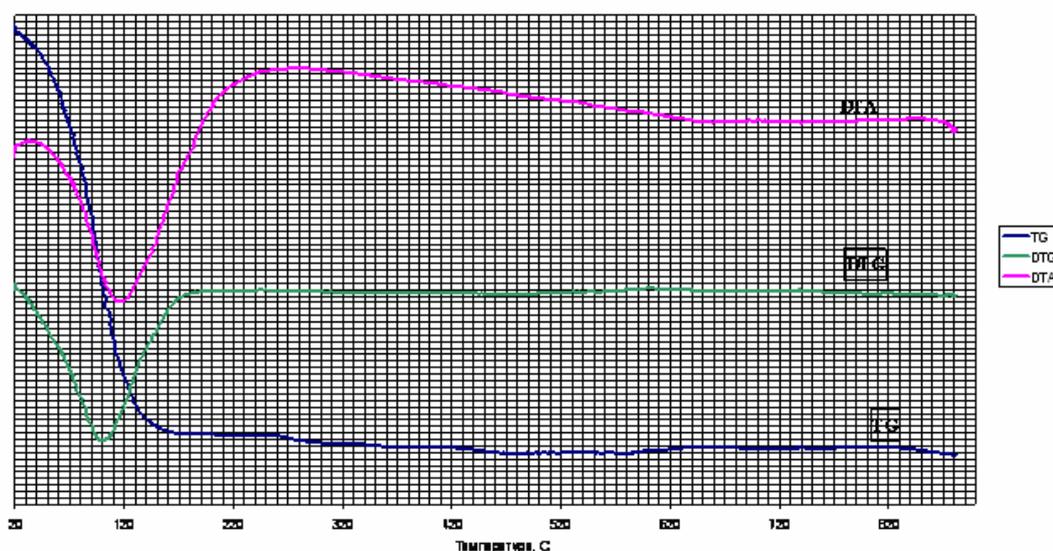


Рис. 1. Термограма суміші $TiO_2+(NH_4)_2CO_3$ (наважка 0,55 г, після прожарювання 0,38 г)

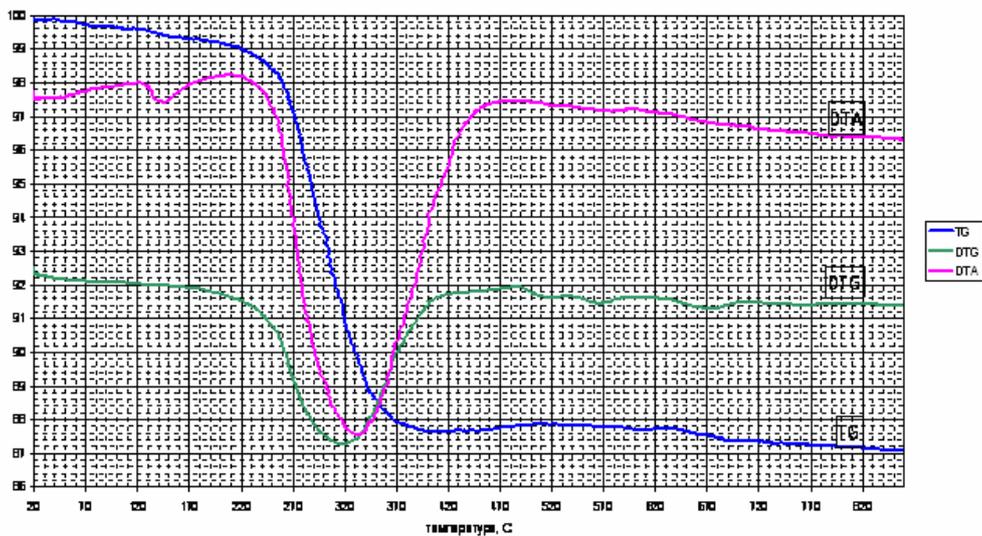


Рис. 2. Термограма суміші $\text{TiO}_2 + \text{NH}_4\text{Cl}$ (наважка 0,63 г, після прожарювання 0,32 г)

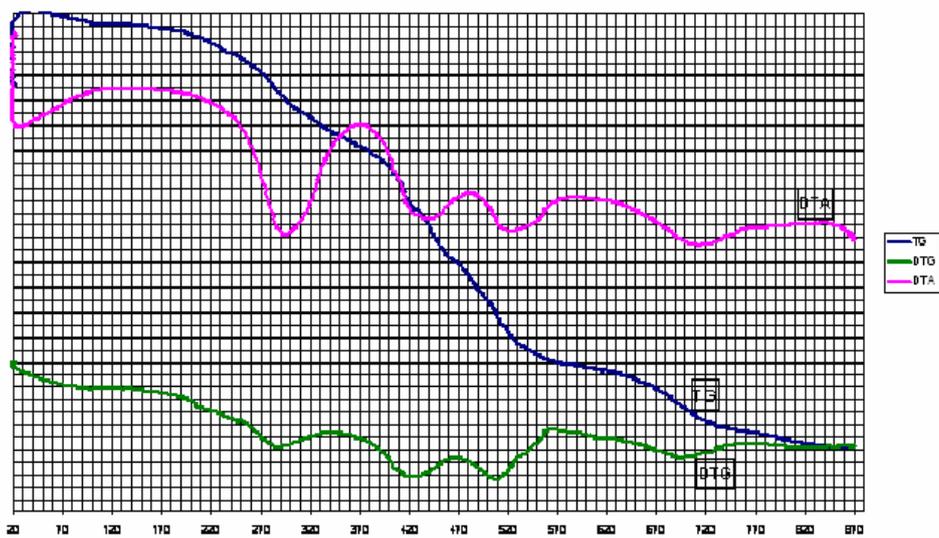


Рис. 3. Термограма суміші $\text{TiO}_2 + (\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ (наважка 0,55 г, після прожарювання 0,39 г)

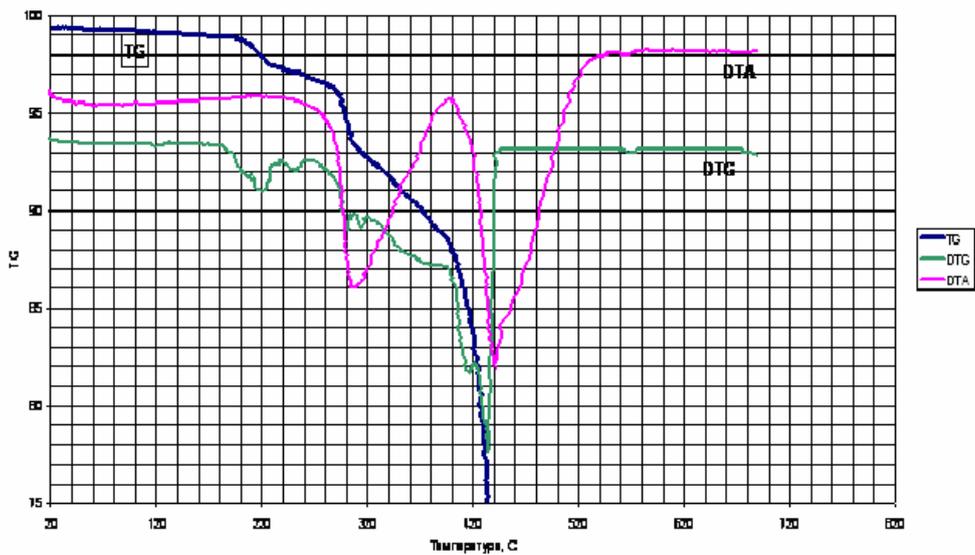


Рис. 4. Термограма амоній сульфату (наважка 0,82 г, маса після прожарювання 0,0 г)

Аналіз DTA, DTG та TG-кривих показав, що процес взаємодії амонійвмісних солей проходить з рутилом за різними механізмами. В суміші з амоній карбонатом спостерігається самовільне розкладання речовини до 150 °С та відсутність подальшої взаємодії з TiO₂ (рутилом) продуктів розкладання амоній карбонату (рис. 1).

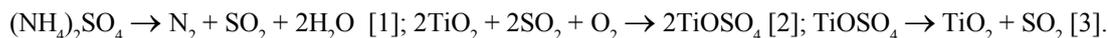
У суміші «ругил-NH₄Cl» спостерігається розкладання NH₄Cl, що супроводжується процесом взаємодії з оксидом титану (IV) за температур 330-380 °С (рис. 2).

Розкладання амоній сульфату починається близько 200 °С та повністю закінчується при температурі 420 °С (рис. 4). Дві стадії процесу, які можна спостерігати на кривій TG, відбуваються з ендотермічними ефектами.

Процес взаємодії амоній сульфату з рутилом (рис. 3) протікає з поглинанням тепла. Процес характеризується чотирма термодинамічними ефектами:

I. від 200 до 350 °С; II. від 370 до 470 °С; III. від 470 до 570 °С; IV. від 620 до 670 °С.

Це свідчить про те, що в інтервалі температур від 200 до 350 °С починається розкладання сульфату амонію, яке супроводжується його плавленням, а при 370–470 °С – взаємодія титан діоксиду з амоній сульфатом. Вище 470 °С спостерігається термічне розкладання, котре вірогідно відбувається з утворенням динітрогену та сульфур діоксиду:



За допомогою метода Фримера і Керола [4] розраховані значення «ефективної» E_a для першої та третьої стадій взаємодії, які склали, відповідно, 42 та 48 кДж/моль. Оцінені порядки реакції (n) постадійно, які складають, відповідно, 0,94; 2,12; 0,98.

Проведені дослідження щодо можливості розкладання шламу у присутності сульфату амонію. Використавши дані дериватографічних досліджень, а саме той факт, що температура 700 °С є цілком достатньою для повного розкладання титан оксосульфату. Для проведення твердофазної реакції обраний такий режим: спікання при 600 °С, час спікання – одна година. Шлам змішували з сульфатом амонію без попереднього подрібнювання та підсушування і прокалювали у повітряній атмосфері в ізотермічних умовах. Отримували продукт, що містив 88,3 % титан діоксиду рутильної модифікації, 9,4 % ферум оксиду, до 1,0 % залишки інших металів.

Висновки

У результаті проведених дериватографічних досліджень показана можливість використання амоній хлориду та амоній сульфату як реагентів для твердофазної реакції з важкорозчинними сполуками титану та запропонований механізм взаємодії з амоній сульфатом. За результатами розрахована ефективна енергія активації та порядки реакції. Показана можливість отримання концентрату TiO₂ методом спікання шламу з сульфатом амонію.

Перелік посилань

1. Беккерман Л. И. Состав и свойства продуктов сульфатизации измененных ильменитовых и рутиловых концентратов / Л. И. Беккерман, И. Н. Забродин // Журнал прикладной химии. – 1973. – № 7. – С. 1427–1430.
2. Беккерман Л. И. Фазовый состав и растворение продукта сульфатизации рутилизованного сырья / Л. И. Беккерман, А. И. Шейкман // Журнал прикладной химии. – 1973. – № 1. – С. 176–178.
3. Чернов Р. В. Изучение процессов спекания двуокиси титана и окислов железа с сульфатом аммония / Р. В. Чернов, И. Г. Ковзун // Журнал прикладной химии. – 1974. – № 9. – С. 1910–1913.
4. Горшков В. С. Методы физико-химического анализа вязущих веществ / В. С. Горшков, В. В. Тимашев, В. Г. Савельев. – М. : Высш. школа, 1981. – 335 с., ил.

Одержано 10.10.2009

© Н. О. Круглова, О. В. Павленко, канд. техн. наук О. Ю. Мараховська

Інститут Сумського державного університету, м. Шостка

N. A. Kruglova, O. V. Pavlenko, A. U. Marahovskaya

ANALYSIS OF POSSIBILITIES FOR DECOMPOSITION OF HARDLY-SOLUBLE COMPOUNDS OF TITANIUM

АЛГОРИТМ ПОШУКУ ВИХІДНИХ ДАНИХ ФІЗИКО-МАТЕМАТИЧНОЇ МОДЕЛІ КОМБІНОВАНОГО ДВИГУНА ВНУТРІШНЬОГО ЗГОРЯННЯ

При дослідженні процесів і оптимізації показників комбінованих двигунів внутрішнього згоряння (КДВЗ) широко використовуються фізико-математичні моделі (ФММ). За їхньою допомогою процеси, що відбуваються, описуються з високою точністю, установлюється стан робочого тіла практично в будь-якому місці проточної частини і визначаються напрямки перспективного удосконалення; у результаті на фізичних експериментах заощаджуються час і матеріальні ресурси.

У ФММ і програмному забезпеченні КДВЗ використовуються різні експериментальні дані, у першоджерелі вони мають табличний чи графічний вид, розрізняються структурою (кількістю функцій і аргументів) і не нормалізовані за масштабом, початком і кроком відліку. Зазвичай, вони використовуються як джерела інформації про чисельні дані: для з'ясування значень взаємозалежних величин, невідомих за відомими. Графічні матеріали в програмному забезпеченні не використовуються, їх перетворюють до табличного виду; табличні дані подаються, звичайно, у виді числових послідовностей чи матриць.

Практично у кожній ФММ КДВЗ є таблиці з теплофізичними характеристиками повітря і продуктів згоряння суміші стехіометричного складу, аеродинамічними характеристиками клапанних органів газорозподілу, витратними характеристиками компресора і турбіни агрегата наддуву.

При складанні відповідних алгоритмів вирішуються такі задачі: позначається область визначення, встановлюється напрямок наближення і позначається локальна область поблизу шуканого стану (сполучення значень функцій і аргументів), встановлюються шукані значення точно (при можливості) чи з максимальною наближеністю, встановлюються найбільш ймовірні значення. Існує багато способів розв'язання таких задач, у даній роботі наводиться оригінальний відгестований і практично апробований спосіб на основі методу половинного ділення, що відрізняється швидкодією і простотою. Тут під швидкодією розуміється кількість дій щодо досягненню мети.

Розглянемо пропонований спосіб у загальному виді. Нехай величини y_1, y_2 мають деякий зв'язок з величинами x_1, x_2 , характер зв'язку описаний у виді таблиці з n_2 станів (рядків); x і y – відповідають відомим X_1, X_2 і шуканим Y_1, Y_2 даним деякого довільного стану (не обов'язково співпадаючого зі станом таблиці). Задача зводиться до визначення порядкового номера стану таблиці співпадаючого чи максимально наближеного до стану, що описано даними, і вирішується ідентифікацією значень рядів x_1, x_2 з відомими даними X_1, X_2 . Як прийнято в програмуванні, порядкові номери є цілими числами (integer).

Ідентифікацію виконують роздільно, починають з менш динамічної величини (для визначеності покладемо це x_2). У першому порівнянні встановлюється відповідність даного X_2 і середнього у ряді значення величини x_2 . У випадку співпадіння порядковий номер для цієї величини визначений; якщо дане не співпадає зі значенням з ряду, ряд звужують до відповідної половини і всі дії повторюють; так продовжують доти, поки порядкові номери останнього і середнього значень у ряді не співпадуть. Порядковий номер середнього значення в ряді в останньому наближенні і є порядковим номером максимального наближення до даного стану. Аналогічні дії виконують для величини більшої динамічності x_1 . Коли порядковий номер стану встановлено, визначають шукані дані за найбільшчими значеннями величин з рядів за допомогою спеціальних програм. Нижче наводиться блок-схема (рис. 1) і алгоритм описаних дій у загальному виді.

Алгоритм

Дано: $y_1(n_2), y_2(n_2), x_1(n_2), x_2(n_2), n_2, X_1, X_2$

Знайти: $Y_1(n), Y_2(n)$

Цикл: $k = 1, 2$

1 $n_j = 1$, перехід до рядка № 3

2 $n_j = n$

3 $n = n_2/2$

Умова: якщо $n = n_2$, перехід до рядка № 5

Умова: якщо $X_k = x_k(n)$, перехід до рядка № 5,

якщо $X_k < x_k(n)$, перехід до рядка № 4,

якщо $X_k > x_k(n)$, перехід до рядка № 2

4 $n_2 = n$, перехід до рядка № 1

5 Розрахунок вірогідних значень Y_k за методом лінійної інтерполяції

Кінець циклу

Кінець алгоритму

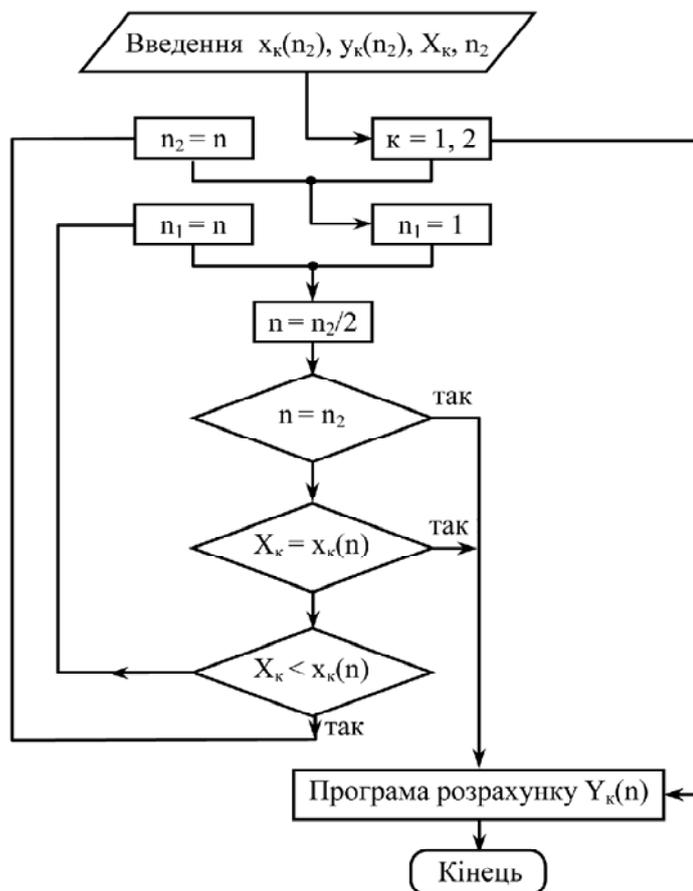


Рис. 1. Блок-схема

Алгоритм відтестовано при розрахунку швидкості газу і визначенні ймовірності стрибків ущільнення у впускному і випускному колекторах КДВЗ. Він відрізняється *універсальністю*, показав високу швидкодію і задовільну збіжність і може застосовуватися при розв'язанні різних задач щодо відшукування значень функцій з області визначення за відомими даними аргументів. Практично реалізована програма *VilkaArtillericka* складена на алгоритмічній мові Fortran IV, при цьому використані оператори: підпрограми call $s(c)$, subroutine $s(\alpha)$; циклу do $m \ i = n_1, n_2$; присвоєння $n_1 = n$; безумовного переходу go to m ; умовного переходу if (β) go to m .

Перелік посилань

1. Фортран : Программированное учеб. пособие / [Ющенко Е. Л., Переход И. А., Платонова О. П., Ющенко А. А.] ; под ред. Е. Л. Ющенко. – К. : Вища шк., 1989. – 407 с.
2. Дьяконов В. П. Справочник по алгоритмам и программам на языке бейсик для персональных ЭВМ / Дьяконов В. П. – М. : Наука, 1987. – 240 с.

Одержано 26.09.2009

© Канд. техн. наук В. О. Мазін

Національний технічний університет, м. Запоріжжя

V. A. Mazin

THE SEARCH ALGORITHM OF INITIAL DATA FOR THE PHYSICAL-MATHEMATICAL MODEL OF COMBINED INTERNAL-COMBUSTION ENGINE

ТРАНСПОРТНО-ЕКОЛОГІЧНІ ПРОБЛЕМИ м. ЗАПОРІЖЖЯ

Подальший інтенсивний приріст автотранспорту в індустріальних містах значно погіршує їх екологічну ситуацію. Місто Запоріжжя входить до п'ятірки міст України із загальним несприятливим екологічним станом завдяки багатокомпонентним шкідливим викидам промислового походження. Підприємства металургійної галузі викидають щорічно на голову кожного жителя міста понад 200 кг шкідливих хімічних речовин. У таких умовах транспортний «додаток» до цього букету є особливо небезпечним.

Відомо, що при згорянні нафтового палива у циліндрах автомобільних двигунів у повітря викидається до 200 хімічних сполук, з яких десятків є гостро токсичними і канцерогенними. Оксиди вуглецю, сірки і азоту, альдегіди, бенз(а)пірен та інші речовини на напружених автомобільних перехрестях не підпадають під природну аерацію і в певних умовах накопичуються у приземних шарах повітря. Механізм негативного впливу відпрацьованих газів (ВГ) на здоров'я людини є досконально вивченим, але заходи щодо їх зменшення мають у більшості випадків декларативний характер.

Як і у більшості індустріальних міст, у Запоріжжі найбільш напружені за інтенсивністю руху перехрестя співпадають з місцями розташування зупинок громадського транспорту. Тільки мікроавтобусних маршрутів на цей час нараховується більше 130. У цих умовах шкідливий вплив ВГ розповсюджується не тільки на мешканців прилеглих будинків, а й на велику кількість пасажирів і пішоходів. При загальній чисельності автотранспортних засобів міста понад 300 тис. одиниць екологічний «внесок» автотранспорту не може не турбувати вчених, громадськість і місцеві органи влади.

За географічним станом м. Запоріжжя розташоване уздовж р. Дніпра, при цьому комплекс металургійних підприємств знаходиться у північно-східній частині міста. Існуюча «роза вітрів» у більшості днів року охоплює центральну частину міста. Саме тут має місце максимальне скупчення автотранспорту. Транспортні затримки руху на перехрестях, утворення багатометрових черг і заторів – ці фактори стають звичайними явищами сьогодення. При цьому загострюються не тільки екологічні, а й соціальні проблеми міста – люди частіше запізнюються на роботу, погіршуються моральні відносини у колективах, утворюються умови для сімейних негараздів тощо.

За ініціативою Запорізького міськвиконкому вченими кафедри «Транспортні технології» ЗНТУ ретельно досліджені 10 найбільш напружених автомобільних перехресть міста. З використанням цифрових відеокамер і комп'ютерної техніки було встановлено, що у середньому інтенсивність руху автотранспорту у години «пік» на досліджених перехрестях складає біля 3000 автомобілів на годину, а на перехресті пр. Леніна – вул. Українська у будні дні тижня вона перевищує 5000 авт./год. При цьому затримки руху досягають тривалості 4–5 фаз горіння дозвільних сигналів світлофорів.

Слід відзначити, що саме на цих перехрестях і прилеглих ділянках розташовані зупинки міського автотранспорту. На цих зупинках у години «пік» маршрутні мікроавтобуси накопичуються у 2–3 черги і утворюють небезпечні умови для пішоходів та інших транспортних засобів. При цьому основними режимами руху мікроавтобусів є гальмування і розгін, на яких вміст шкідливих викидів у ВГ є найбільшим.

Безпосереднє вимірювання шкідливих викидів у цих умовах є практично неможливим і, мабуть, не має сенсу. Тому об'єм масових шкідливих викидів був розрахований за методикою Московського автомобільно-дорожнього технічного університету [1]. Викиди 6-ти шкідливих компонентів у ВГ розраховувались, виходячи з теоретичної витрати палива автомобілями з бензиновим і дизельними двигунами з урахуванням коефіцієнтів емісії забруднюючих речовин при згорянні 1 тонни рідкого палива [2]. Тобто масовий викид i -го компоненту визначався за формулою

$$M_i = G_n \cdot K_{ei}, \quad (1)$$

де G_n – розрахункова (теоретична) витрата палива автотранспортних засобів на перехресті в режимах затримки і його перетинання; K_{ei} – коефіцієнт емісії i -ї речовини у ВГ.

Таблиця 1 – Значення коефіцієнтів емісії шкідливих речовин, тонн на тонну палива

Шкідлива речовина	Вид палива		Клас небезпечності
	бензин	дизпаливо	
Оксид вуглецю (CO)	0,440	0,125	4
Вуглеводні (C_mH_n)	0,080	0,055	4
Діоксид азоту (NO ₂)	0,025	0,035	2
Сажа (тверді частки)	0,0006	0,015	3
Сірчатий газ (SO ₂)	0,0002	0,020	3
Бенз(а)пірен*	0,230	0,310	1

Примітка: * – грам на тонну палива.

Теоретична витрата палива автомобілями на перехрестях визначалась за рівнянням регресії

$$G_n = K_{12} \cdot N_n \cdot t_c + K_{22} \cdot N_n \cdot L_n, \quad (2)$$

де K_{12} і K_{22} – коефіцієнти регресії відповідно для частки потоку в очікуванні дозвільного сигналу і розгону автомобілів при залишенні перехрестя;

t_c – час очікування дозвільного сигналу, с;

N_n – фактична годинна інтенсивність руху, авт./год.;

L_n – довжина черги автомобілів перед перехрестям, км.

Значення коефіцієнтів регресії для автомобільних потоків, у яких кількість вантажних автомобілів і автобусів не перевищує 25 %, наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Значення коефіцієнтів регресії

Вид палива	Коефіцієнти регресії	
	K_{12}	K_{22}
Бензин	0,133	0,250
Дизпаливо	0,014	0,020

Після розрахунків годинного і добового викидів шкідливих речовин з урахуванням нерівномірності викидів за годинами доби одержані результати по 10-ти досліджених перехрестях м. Запоріжжя, тонн за добу:

- оксиду вуглецю – 22;
- вуглеводнів – 67;
- діоксиду азоту – 24;
- сажі – 0,7;
- диоксиду сірки – 2,0;
- бенз(а)пірену – 0,2.

Загалом за рік розрахована кількість шкідливих викидів лише на 10-ти досліджених перехрестях м. Запоріжжя перевищує 1,5 тис. тонн, у тому числі найшкідливішого канцерогену бенз(а)пірену більше 60 тонн.

За даними інституту санітарії і гігієни ім. Морзеєва (м. Київ) ці показники в декілька разів перевищують допустимі норми і можуть бути однією з причин важких захворювань населення міста. За результатами аналізу цього інституту у м. Запоріжжі найгірший екологічний показник має перехрестя вул. Гребельна – бульвар Вінтера.

Відомо, що на рівень шкідливих викидів автотранспорту в умовах міста впливають такі фактори:

- своєчасний контроль ВГ автомобілів і регулювання систем живлення і запалювання двигунів;
- якість автомобільного палива;
- геометричні характеристики транспортних магістралей і розв'язок міста.

На цей час змін до кращого по першому фактору майже немає внаслідок повної відсутності сучасних газоаналізаторів у працівників ДАІ. Ця апаратура є на приватних СТО тільки легкових автомобілів, але вимірювання і регулювання виконуються епізодично і нецілеспрямовано.

З якістю автомобільного палива теж не все гаразд. Це окрема і велика проблема. Наявність у торговельній мережі низькоякісного палива негативно впливає на стабільність роботи сучасних електронних систем автомобільних двигунів і швидко виводить з ладу дорогі каталітичні нейтралізатори ВГ.

Що стосується транспортних розв'язок, то слід відмітити позитивні заходи Запорізького міськвиконкому за останні роки. Завдяки наполегливості і послідовності дій мера міста Є. Г. Карташова здійснені суттєві дорожні заходи щодо зменшення затримок автотранспорту, а саме:

- введення в дію об'їзної дороги з Набережної магістралі до Космічного мікрорайону;
- реконструкція дороги у центрі міста від вул. Лермонтова до Набережної магістралі;
- значне розширення вул. Космічної від автовокзалу до вул. Радгоспної;
- реконструкція перехрестя пр. Леніна – пр. Металургів;
- усунення трамвайного руху з пр. Леніна і значне розширення останнього.

На черзі переоблаштування перехресть вул. Іванова – вул. 8 Березня, вул. Культурна – вул. Радгоспна, а також завершення будівництва нового мостового переходу через р. Дніпро.

Висновки

1. Сучасне обласне місто з історично утвореним плануванням в умовах підвищення чисельності автотранспорту приречене на недопустимий рівень шкідливих викидів без суттєвого переустрою напружених перехресть і автомагістралей.

2. Оцінка рівня шкідливих речовин у ВГ автомобілів за методом розрахунку витрат палива фактично вимірюваної інтенсивності руху може бути використане при прийнятті рішень щодо переустрою екологічно небезпечних перехресть міста.

Перелік посилань

1. Луканин В. Н. Промышленно-транспортная экология / Луканин В. Н., Трофименко Ю.В. ; [под ред. В. Н. Луканина]. – М. : Высш. шк., 2001. – 273 с.
2. Завьялов С. В. Транспорт и контроль за выбросами отравляющих веществ в атмосферу / Завьялов С. В. – М. : Транспорт, 2001. – 114 с.

Одержано 10.10.2009

© Д-р техн. наук Г. Ф. Бабушкін, канд. техн. наук О. Ф. Кузькін,
канд. техн. наук В. П. Юдін, О. О. Падченко
Національний технічний університет, м. Запоріжжя

G. F. Babushkin, O. F. Kuzkin, V. P. Judin, E. A. Padchenko

TRANSPORT-ENVIRONMENTAL PROBLEMS OF ZAPORIZHYE

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРИ СИЛОВЫХ УДАРАХ

Исследован адиабатический нестационарный процесс изменения температуры тонкого поверхностного слоя деформируемого твердого тела при многократном повторении ударов частицами малой массы конечной геометрии.

Этот процесс наблюдается при упрочнении рабочих поверхностей материала металлическими шариками малого радиуса в ультразвуковых установках [1]. При этом исследуется только конечный результат упрочнения, что на наш взгляд не является полным исследованием, т.к. процесс передачи энергии не рассматривается.

Энергия, расходуемая при ударе (кинетическая энергия ударяющей частицы) не может исчезнуть, а в соответствии с общим законом сохранения энергии, принимает новую форму, претерпевая изменение. Часть энергии ударяемой частицы производит работу остаточной деформации, а оставшаяся часть энергии претерпевает определенное превращение из одного вида в другой. Поскольку, сопротивляющиеся внешней силе внутренние силы можно рассматривать как силы трения, естественно ожидать, что эта часть энергии примет тепловую форму, поскольку как в статическом, так и в динамическом опыте можно наблюдать нагревание тела [2].

Исследуя процесс превращения энергии при многократном повторении ударов твердыми частицами малой массы конечной геометрии по поверхности деформируемого твердого тела, можем получить следующее дифференциальное уравнение (условные обозначения приведены в приложении):

$$\rho \delta \frac{d C_p (T - T_0)}{d t} + \frac{G}{V_1} C_p (T - T_0) = \rho_1 V_1^3 \frac{V_1 t}{r} \quad (1)$$

с однородными начальными условиями: при $t = 0$, $C_p (T - T_0) = 0$. В левой части уравнения (1) представлена сумма энергий затраченной на нагревание поверхностного слоя деформируемого тела и поглощенной деформиру-

емым телом. В правой части указана энергия ударяющей частицы умноженной на число ударов $\frac{V_1 t}{r}$, (числом Струхаля). Энергию, затраченную на деформацию поверхности тела [3], в этой работе мы не учитываем, поскольку она является незначительной в сравнении с остальными энергетическими затратами. Заменяя выражения в уравнении

(1) переменными y , τ и коэффициентом A , $y = \frac{C_p(T-T_0)}{V_1^2}$; $\tau = \frac{V_s}{V_1} \cdot \frac{V_s}{\delta} t$; $A = \frac{\rho_1 \cdot V_1^2}{\rho \cdot V_s^2} \cdot \frac{V_1^2}{V_s^2} \cdot \frac{\delta}{r}$, получим неоднородное линейное дифференциальное уравнение

$$\frac{dy}{d\tau} + y = A \cdot \tau \tag{2}$$

с начальным условием $y(0) = 0$, решение которого можно записать в виде

$$y = A(\tau - (1 - e^{-\tau})). \tag{3}$$

Поскольку скорость продольных волн V_s в металлах достаточно высока, то параметр τ к концу первой секунды достигает значительной величины (порядка 10^9), что позволяет в уравнении (3) пренебречь выражением $(1 - e^{-\tau})$. Тогда выражение (3) упрощается к виду

$$y = A \cdot \tau.$$

Откуда следует соотношение, связывающее искомую температуру с временем внешнего силового воздействия

$$T = \frac{\rho_1 \cdot V_1^2}{\rho \cdot V_s^2} \cdot \frac{V_1}{r} \cdot t \cdot \frac{V^2}{C} + T_0. \tag{4}$$

Соотношение (4) указывает на прямую зависимость температуры поверхности тела от скорости ударяющих частиц и плотности их материала, времени силового воздействия и обратную зависимость от скорости поглощения энергии рабочим телом.

На рис.1 представлен график зависимости изменения прироста температуры поверхности твердого тела при многократном повторении ударов.

Представляется интересным заметить, что если построить кривую изменения температуры в безразмерной форме в координатах $x = \frac{\rho_1 \cdot V_1^2}{\rho \cdot V_s^2} \cdot \frac{V_1}{r} \cdot t$ и $y = \frac{C_p(T-T_0)}{V_1^2}$, то получим прямую линию, представленную на рис. 2.

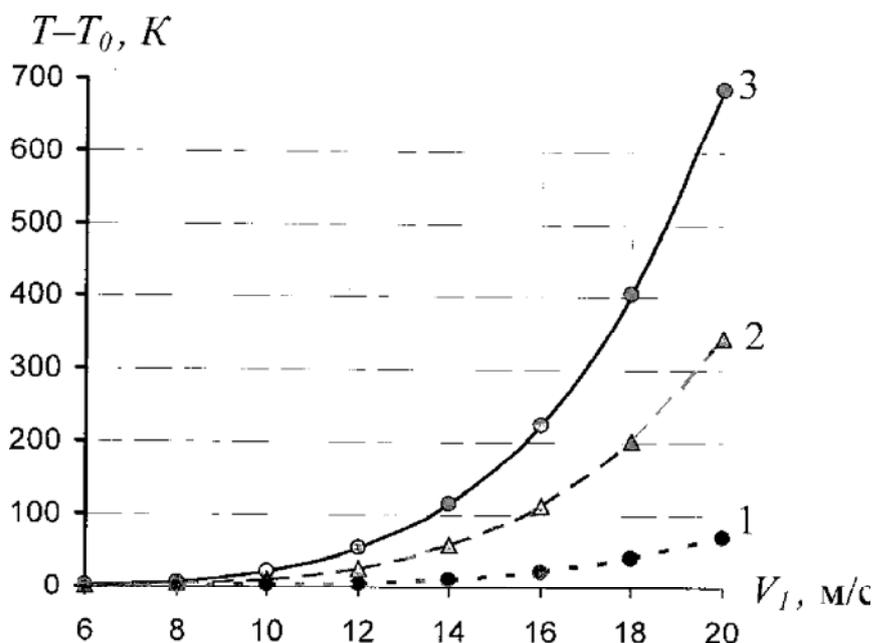


Рис. 1. Зависимость изменения прироста температуры поверхности твердого тела от скорости ударяющей частицы от времени силового воздействия: 1 – 60 с, 2 – 300 с, 3 – 600 с

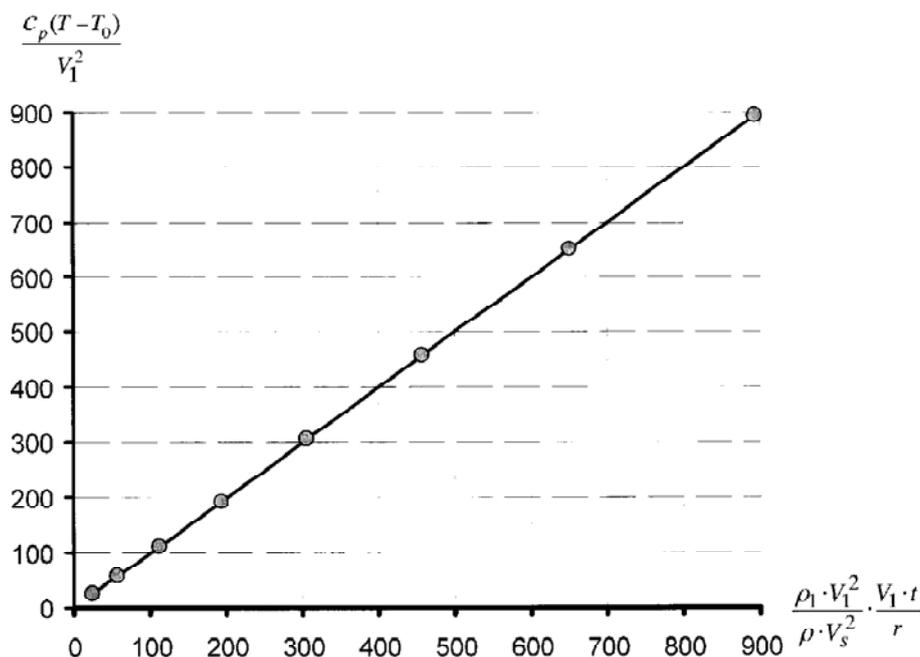


Рис. 2. Зависимость $\frac{c_p(T-T_0)}{V_1^2}$ (ось ординат) от $\frac{\rho_1 \cdot V_1^2 \cdot V_1 \cdot t}{\rho \cdot V_s^2 \cdot r}$ (ось абсцисс)

В качестве иллюстрации определения температуры поверхности рабочего тела, приведем пример при следующих условиях: рабочее тело – титановая пластина, для ударного воздействия использованы стальные шарики с $r = 10^{-3}$ м, $\delta = 3 \cdot 10^{-3}$ м, $t = 300$ с, $V_1 = 14$ м/с. Прирост температуры поверхности рабочего тела составит примерно $57,7^\circ$.

Приложение

ρ – плотность материала лопатки, кг/м³; ρ_1 – плотность материала ударяющих частиц, кг/м³; δ – толщина поверхностного слоя деформируемого твердого тела, м; t – продолжительность времени силового воздействия, с; G – модуль сдвига деформируемого твердого тела, кг/м·с²; T – температура деформируемого твердого тела, град., К; T_0 – начальная температура деформируемого твердого тела, град., К; c_p – теплоемкость деформируемого твердого тела, Дж/кг·К; V_1 – скорость ударяющей частицы, м/с; V_s – скорость распространения продольных волн в материале, м/с; r – приведенный радиус частицы, м.

Перечень ссылок

1. Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД / [Богуслаев В. А., Яценко В. К. и др.] – Запорожье, изд-во ОАО «Мотор Сич», 2005. – 559 с.
2. Давиденков Н. Н. Избранные труды : в 2-х т. / Н. Н. Давиденков. – К. : Наукова думка, 1981. – Т. 1. Динамическая прочность и хрупкость металлов. – 704 с.
3. Асатурян А. Ш. Об ультразвуковом упрочнении металлических материалов / Асатурян А. Ш., Мязин А. А., Пухальская Г. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2009 – № 2 – С. 46–49.

Одержано 26.01.2010

© Д-р техн. наук А. Ш. Асатурян, д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий, А. А. Мязин
Национальный технический университет, г. Запорожье

A. S. Asaturyan, V. E. Olshanetskiy, A. A. Myasin

MATHEMATICAL MODELING OF TEMPERATURE FIELD FOR POWER STROKES

ЕЖЕГОДНАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МЕТАЛЛУРГОВ В ДЮССЕЛЬДОРФЕ (ГЕРМАНИЯ) «СТАЛЬ-2009»

«STAHL 2009» Duesseldorf, 12 November 2009

В этом году конференция происходила под девизом «Шансы и перспективы». Вполне понятно, что именно эти проблемы стояли сейчас в центре внимания участников. Как и обычно, в конференции участвовали представители металлургической промышленности, отраслей-потребителей, исследовательских центров, экономисты, менеджеры, корреспонденты средств массовой информации. Однако, число участников конференции было заметно меньше обычного, по предварительным оценкам не более 1000 человек. Кроме того, хотя конференция по статусу оставалась международной, присутствовали только представители Германии и соседних государств – Бельгии, Австрии, Великобритании, Люксембурга. Так что, если в прошлом году мы говорили о «дыхании кризиса», то сейчас его действие ощущалось уже в полной мере. Как это ни странно, но, по словам наших немецких коллег, многих оттолкнуло от участия в конференции отсутствие заключительной неофициальной встречи-банкета. Дело в том, что именно при личных контактах на таких встречах удавалось решать многие производственные вопросы. Вместо обычных двух дней конференция продолжалась только один день. Не было ни пленарного заседания, ни так называемого «сталь-форума», куда обычно выносилась центральная проблема. Работали шесть секций, причем продолжительность работы каждой секции составляла всего 3 часа. Работа секций была посвящена следующим проблемам:

- Год мирового экономического кризиса. Возрождение прежних проблем для металлургии?
- Инновации в вопросах разработки и обработки стали.
- Постоянная работа с кадрами как одна из предпосылок развития.
- Проблемы и стратегия при производстве кокса, чугуна и стали. Влияние нынешней ситуации.
- Современные технологии формообразования для производства инновативной продукции.
- Экологические требования к производству и продукции – проклятье или благословение для отрасли.

В настоящем обзоре мы остановимся лишь на тех вопросах, которые впервые поднимались в этом году и не освещались нами в предыдущих обзорах.

Состояние отрасли. Работа с кадрами

Основные данные о состоянии отрасли сообщены председателем хозяйственного объединения «Сталь» Хансом-Юргеном Керкхофом (Hans-Juergen Kerkhoff). Нынешний год оказался для металлургической промышленности самым сложным из послевоенных лет. До середины 2008 года отрасль переживала настоящий бум: мировое производство стали неуклонно возрастало и достигло в 2007 году 1224 млн. т. С августа 2008 года началось сокращение производства, в результате чего общий объем производства стали в 2008 году сократился на 1,4 % и составил 1207 млн.т. В текущем году общий объем мирового производства стали достигнет предположительно 1104 млн. т, что соответствует сокращению по сравнению с предыдущим годом на 8,6 %. Если рассматривать, однако, картину в отдельных странах, особенно в высокоразвитых, то она выглядит значительно более драматично. Так, производство стали в странах ЕС в период с января по сентябрь 2009 года сократилось на 41 % по сравнению с аналогичным периодом прошлого года. В Германии в августе этого года было приостановлено 6 из 15 доменных печей, остальные перенастроены на сокращенный объем производства. Аналогичные изменения имеют место в загрузке прокатных станов – она составляет менее 50 % от проектной. Потребление стали в Германии в этом году падает до уровня 1996 года. Это приводит к тому, что для многих металлургических предприятий понятие «прибыль» переходит в разряд мечты, а некоторые предприятия оказались вынуждены просить государственной помощи.

В тяжелом положении оказался один из флагманов металлургической промышленности Германии – концерн Thyssen-Krupp. Значимость этого концерна катастрофически упала в оценках международных финансовых организаций. Это привело к тяжелым последствиям: резкому падению доверия кредиторов. Поэтому концерн поспешил официально заверить в своей платежеспособности. По собственным данным, в распоряжении концерна имеется около 9,8 млрд. € текущих средств. Правда, концерн не отрицает убытки в размере 2,4 млрд.€ за текущий финансовый год, оценивая при этом свое финансовое положение как стабильное. Имеются сообщения о том, что концерн Thyssen-Krupp продает часть своих предприятий. Например, недавно подтверждена продажа предприятия по производству металлоконструкций Safway в США американскому инвестору. В несколько лучшем положении находится австрийский концерн Voestalpine. Но и здесь товарооборот снизился на 2,1 млрд. € по сравнению с прошлым годом. В первом полугодии 2009г. убытки составили 58,9 млн. € по сравнению с доходом в 475 млн. € за соответствующий период прошлого года. На первый квартал 2010 года концерн прогнозирует сбалансированный

бюджет. Улучшение ситуации ожидается в производстве нержавеющей листовой и профильной стали. Этот предполагаемый прирост связан, однако, не с улучшением ситуации на внутреннем рынке, а с возросшими потребностями азиатских стран. Что касается внутреннего рынка, то здесь можно рассчитывать на перспективы строительной промышленности, в значительно меньшей степени на перспективы развития машиностроения и автостроения. Некоторое повышение спроса в автомобильной отрасли является скорее временным, связанным с введением в некоторых европейских странах т.н. премии за лом, т.е. за сдачу старых автомобилей при покупке новых.

Сравнительно неплохие шансы сохраняет холдинг Georgsmaschinenhuette. Хотя здесь тоже практически все подразделения ощущают снижение объема заказов и предприятие ожидает в этом году значительное снижение товарооборота, можно рассчитывать на нулевой баланс в начале 2010 года. Во втором квартале 2010 г. предприятие рассчитывает уже на получение минимального дохода. Даже флагман мировой металлургии концерн ArcelorMittal оказался затронутым кризисом. Концерн вынужден был уволить около 6000 рабочих. Сократить убытки концерну помогает очень гибкая стратегия, предусматривающая вложение капитала в самые разнообразные области бизнеса. Так, недавно невесткой главы корпорации г-на Mittal закуплено крупнейшее предприятие высокой моды Escade. От кризиса страдают не только производители, но и предприятия торговли. Крупнейшая в Европе фирма по торговле металлом Kloeckner & Co SE в Дуйсбурге снизила свой товароборот в первом полугодии 2009 г. на 42,7 % по сравнению с предыдущим годом. В связи с этим пришлось на 15 % сократить численность персонала, а часть сотрудников перевести на сокращенное рабочее время. Как торговое предприятие Kloeckner & Co SE ощущает тенденции рынка лучше, чем производители. Руководство фирмы отмечает некоторое оживление рынка, начиная с сентября, считает, однако, нужным выждать некоторое время, чтобы установить, насколько стабильной будет эта тенденция. По их мнению, мы еще находимся очень далеко от бума 2007–2008 годов. В прогнозах на 2010 г. предприятие исходит из того, что потребность в стали останется, по крайней мере, на 15–20 % ниже уровня 2008 года.

Надежду на преодоление кризисной ситуации в отрасли вселяет также ситуация на бирже. Курсы акций концернов ArcelorMittal и ThyssenKrupp возросли по сравнению с их самым низким состоянием летом 2008 г. соответственно на 40 и 100 %, акции концерна Salzgitter – на 65 %. Но у самих концернов в отличие от их акционеров имеется еще достаточно оснований для серьезной озабоченности. «Хотя мы, пожалуй, уже пережили самые тяжелые времена, – говорит президент промышленного объединения «Сталь» Ханс-Юрген Керкхоф (Hans-Juergen Kerkhoff), – настоящий заметный рост еще не находится в нашем поле зрения». Он исходит из того, что и 2010 год будет для германских металлургов тяжелым. В связи с продолжающейся неопределенной ситуацией у основных потребителей, прежде всего, в автомобилестроении, следует рассчитывать на очень медленное восстановление. Несмотря на некоторый рост, уровень производства стали в Германии останется ниже 40 млн. т, что соответствует уровню 1996 года. В то же время эксперты отмечают уже сейчас некоторые признаки оживления. Так, из 6 доменных печей, которые по состоянию на август 2009 г. были приостановлены, 3 печи снова запущены в ноябре. Число рабочих, работавших на неполном рабочем дне, уменьшилось с 50 до 25 %.

Несколько облегчает работу европейских металлургов наметившееся в процессе кризиса снижение цен на сырьевые материалы, что обусловлено, естественно, снижением спроса. Согласно данным предприятия Salzgitter AG железная руда подешевела на 28–48 %, а коксующийся уголь даже на 57 %. Такая ситуация, однако, не принесла прибыли металлургам, поскольку снижение цен на сырьевые материалы не компенсировало снижение цены на сталь. В то же время трудно прогнозировать дальнейшее развитие динамики цен на сырьевые материалы, т.к. потребность в них резко возрастает в развивающихся странах, как, например, Китай и Индия. Известно, что европейская металлургия полностью зависима от импорта сырья. Поэтому сейчас металлургическая общественность с большим вниманием следит за проведением геологоразведочных работ в районе Гарца, проводимых датским горно-геологическим предприятием Scandinavian Highlands. Предполагаются прежде всего значительные запасы цинка, олова, серебра и золота. Однако, геологи не исключают также возможности наличия железной руды.

Проявление кризиса в мировой металлургии могло бы быть значительно более катастрофичным, если бы не одновременное гигантское развитие отрасли в некоторых азиатских странах, прежде всего, в Китае. Только в сентябре 72 крупных металлургических концерна и около 800 более мелких металлургических предприятий Китая произвели 50,7 млн. т стали, на 28,7 % больше, чем в том же месяце прошлого года. В октябре ожидался объем производства 53 млн. т. После того, как Китай в 2008 г. перешагнул рубеж годового производства стали 500 млн. т., специалисты рассчитывают в этом году на 550 млн.т. При этом потребление стали в самом Китае должно вырасти в этом году до 526 млн. т., что составляет 47,7 % мирового спроса. В то же время не вполне ясно, насколько реально сохранение в дальнейшем таких темпов роста. Дело в том, что под влиянием мирового кризиса правительство Китая опасается перепроизводства. 26 августа с.г. премьер Китая Вэн Жибао призвал на антикризисном заседании правительства бороться с избыточными производственными мощностями. Более всего это относилось именно к металлургии, где производственные мощности к концу 2008 г. достигли 660 млн. т.

Правительство уже давно призывало к реструктуризации отрасли за счет укрупнения ведущих концернов и остановки мелких предприятий. Осуществить эти призывы оказалось не просто, т.к. никто не желал останавливать свои предприятия. Координаторы комитета национального развития и реформ предполагают введение в следую-

щем году новых мощностей на 58 млн. т стали, что приведет к общему объему производства более 700 млн. т. Уже в первом полугодии этого года металлурги инвестировали в дальнейшее развитие отрасли около 14 млрд. €. Правительство начинает вводить в действие административные тормоза. Оно останавливает строительство двух новых агрегатов концерна Bausteel и предписывает трехлетнюю остановку всех новостроек в отраслях, где имеются избыточные мощности. Есть, однако, серьезные сомнения в том, что эти административные меры окажутся действенными, т.к. параллельно с этим планируется повышение потребности в строительной стали на 10 %, развитие автомобилестроения до производства почти 13 млн. автомобилей в год и форсирование железнодорожного строительства. Эксперты расходятся во мнениях, насколько эта тенденция окажется долгосрочной.

Вопрос о том, как осуществлять переход от высокопроизводительных технологий к ограниченному производству рассматривался в докладе представителя комитета доменного и сталеплавильного производства концерна ThyssenKrupp AG д-ра Петера Шмеле (Peter Schmoele). Докладчик отметил, что ровно 5 лет назад он с этой же трибуны предлагал мероприятия по повышению производительности доменного производства. Теперь приходится использовать прямо противоположную стратегию. Возможность полной остановки агрегатов пока не обсуждается. Имеются две альтернативы: либо временная приостановка агрегатов, либо такое изменение параметров технологических процессов, которое позволило бы снизить производительность агрегатов. В обоих случаях необходимо исходить, прежде всего, из необходимости сохранения дееспособности агрегатов. На вопрос о том, на какое время целесообразно приостанавливать металлургические агрегаты, однозначного ответа нет. В США в 2009 году оставлено в действии только 40 % доменных печей. В Германии различные предприятия осуществляют разную стратегию. Например, концерн Salzgitter останавливает доменные печи А и В на один день в неделю. Другие предприятия используют более длительные остановки. В Бремене доменная печь № 3 была выведена из строя на продолжительное время. Ясно, что такие остановки ведут к потере энергоресурсов и ухудшению экономической ситуации.

С целью снижения производительности доменных печей сокращают дутье, выводят из производства некоторые фурмы, снижают скорость подачи воздуха до 150 м/сек, сокращают подачу кислорода. Можно также понизить подачу углерода и снизить температуру процесса. Осуществление этого комплекса мероприятий, снижая производительность, приводит к увеличению себестоимости чугуна примерно на 12 %. Кроме того, как остановки агрегатов, так и существенные изменения параметров процессов могут приводить к риску их повреждения и осложнению последующего перехода к нормальным условиям эксплуатации. Аналогичные тенденции наблюдаются и в сталеплавильном производстве. По состоянию на июль 2009 г. ThyssenKrupp AG снизил производство стали на 65 %. Докладчик подчеркивал, что во всех случаях решения должны приниматься взвешенно с учетом не только сиюминутной ситуации, но и возможных последствий.

Д-р Михаэль Йокш (Michael Joksch) из ThyssenKrupp AG и д-р Михаэль Марион (Michael Marion) из Saarstahl AG остановились на вопросе влияния снижения производства продукции на энергетическую ситуацию в отрасли. В связи с сокращением коксового, доменного и сталеплавильного производства сокращается соответственно объем вторичных газов (коковского, доменного, конвертерного), которые могли бы быть использованы в прокатном производстве и производстве электроэнергии. В результате увеличивается потребность в природном газе. Хотя в последнее время стоимость природного газа несколько снизилась, этот фактор не оказал решающего воздействия на общую энергетическую ситуацию, которая в итоге заметно ухудшается из-за роста потребления природного газа. Дело в том, что снижение энергозатрат не пропорционально снижению производства. Докладчики считают уместным создание единой международной стратегии в отношении ценообразования на энергоносители и электроэнергию.

Д-р Карлхайнц Блессинг (Karlheinz Blessing) из AG der Dillinger Huettenwerke остановился на вопросе о влиянии экономического кризиса на кадровую ситуацию металлургических предприятий. По мнению предприятия, кадровая политика в период кризиса должна быть очень мобильной. Естественно, что при снижении объема производства предприятие нуждается в меньшем количестве сотрудников. В то же время увольнение сотрудников нежелательно не только в социальном аспекте. Потеря квалифицированных кадров чревата проблемами при последующем восстановлении (на это всегда надо надеяться!) объема производства. При незначительном снижении объема производства можно удовлетвориться естественной убылью числа сотрудников, например, в связи с уходом пожилых людей на пенсию. Следующим этапом является введение т.н. «сокращенной работы» (Kurzarbeit). Эта политика проводится сейчас в ФРГ как государственная социальная политика. Она означает, что работники предприятия заняты на производстве не положенные 40 часов в неделю, а меньшее время, скажем, 30 часов. Оплата за недоработанные часы частично берет на себя государство. Такая возможность, правда, ограничена во времени и не может для каждого отдельного сотрудника продолжаться более 18 месяцев. В августе 2009 г. в целом по германской металлургии этим видом занятости было охвачено около 50 % сотрудников, в ноябре – всего около 30 %. Когда возможности Kurzarbeit будут исчерпаны (пока еще до этого не дошло), предприятие вынуждено будет переходить на сокращенную рабочую неделю, когда трудящиеся будут получать зарплату только в связи с фактически проработанным временем. К увольнению части сотрудников предприятие намерено прибегнуть лишь в са-

мом крайнем случае. Председатель хозяйственного объединения «Сталь» Ханс-Юрген Керкхофф (Hans-Juergen Kerkhoff) считает, что угрозы массовых увольнений в отрасли пока нет. Ранее планировалось на 2008 г. создание около 3000 новых рабочих мест, которыми приходится сейчас жертвовать. Во время спада производства планируются также различные мероприятия по повышению квалификации трудящихся, что позволяет извлекать некоторую пользу из тяжелой кризисной ситуации.

В докладах представителей ведущих фирм Европы и Германии: Dillinger Huettenwerke (Dr.Karlheinz Biessing), Boston Consulting (Prof. Reiner Strak), Salzhitter AG (Peter Schneider), DuPont de Nemours (Arsene Schlitz) отмечалось, что кризис при всех его недостатках создает условия для пересмотра концепции работы с персоналом. Изменившиеся условия на рынках вынуждают предприятия отказываться от краткосрочно ориентированных мероприятий и переходить к концепции долговременного устойчивого развития и повышения конкурентоспособности металлургической отрасли. В частности, обсуждались проблемы корпоративной взаимной ответственности персонала и предприятия, вопросы повышения квалификации работников, их медицинского обеспечения и социальных гарантий. Особое внимание было уделено негативной тенденции уменьшения численности студентов металлургических и машиностроительных вузов.

Несмотря на кризис, в ФРГ ощущается дефицит квалифицированных специалистов. Источником пополнения кадров может стать вербовка зарубежных специалистов.

В октябре 2009 г. в Германии насчитывалась 51 тысяча свободных вакансий для инженеров. Потребность немецкой промышленности в инженерах возрастает вместе с увеличением числа высокотехнологичных изделий и новых технологий, используемых для их производства. В машиностроении, к примеру, с 1995 года количество рабочих мест для специалистов с высшим образованием увеличилось со 100 до 150 тысяч. Этот скачок объясняется возрастающей сложностью промышленных установок. Поэтому инженеры работают сегодня не только в конструкторских отделах, но и в сервисе и отделах сбыта.

Удовлетворить растущую потребность промышленности в кадрах трудно из-за нехватки молодых специалистов и демографических проблем в стране. В настоящее время выпускников немецких вузов не хватает даже для того, чтобы поддерживать нынешний уровень занятости в инженерно-технических сферах деятельности. По данным Союза немецких инженеров в ближайшие десять лет уйдет на пенсию почти половина немецких инженеров, которых сегодня насчитывается около миллиона. За это время стены вузов покинут около 400 тысяч выпускников инженерно-технических специальностей. Сейчас востребованы преимущественно квалифицированные специалисты в электротехнической, машиностроительной, автомобильной и строительной отраслях.

Представитель Fraunhofer-Institut по экономике и организации производства (Штутгарт) проф. Иоахим Варшат (Joachim Warschat) назвал свой доклад «Использование шансов как перспектива для германской металлургии». Он отметил, что несмотря на неблагоприятные прогнозы на ближайшее будущее, имеются факторы, которые позволяют с уверенностью смотреть в перспективу, даже несмотря на тяжелую ситуацию с полезными ископаемыми. Эти факторы связаны с общими долгосрочными тенденциями развития человеческой цивилизации. Первая тенденция – это потребность в энергообеспечении, в т.ч. в поиске новых источников энергии. Вторая тенденция связана с необходимостью обеспечения экологической надежности на нашей планете. Третья тенденция – потребность в мобильности, что обуславливает развитие средств коммуникации и передвижения. И, наконец, последнее – это развитие строительства. Реализация всех этих тенденций развития невозможна без производства и разработки промышленных материалов, в первую очередь, стали. Докладчик призвал металлургические корпорации использовать вынужденное «затишье» в отрасли для усиления инновативных разработок.

Инновации в разработке новых сталей и процессах их обработки

Первым докладом на этой секции был доклад представителя института металлургии высшей технической школы в Аахене проф. Вольфганга Блека (Wolfgang Bleck) «Сталь ab initio (сталь как она есть, сталь сама по себе, сталь без предпосылок): разработка новых материалов на основе железа, базирующаяся на квантовой механике». В этом докладе рассказывалось о проекте, выполняемом высшей технической школой Аахена в кооперации с институтом металлургии им. Макса Планка в Дюссельдорфе, в котором, пожалуй, впервые сделана попытка, исходя из представлений современной физики твердого тела, разработать принципы создания сталей с заданными механизмами упрочнения и свойствами. В высшей технической школе Аахена в проекте заняты 21 сотрудник, в т.ч. 5 профессоров и 8 научных сотрудников. Средний возраст участников проекта 42 года. Работа над проектом начата в 2007 году. Первые результаты предполагается получить в 2011 г., полное завершение проекта планируется на 2015 год.

Принцип ab initio предполагает сочетание расчетно-теоретических подходов к стали как к материальному объекту на всех возможных уровнях. Например, на макроскопическом уровне могут быть выполнены расчеты локальных распределений деформаций, на мезоскопическом уровне – расчеты упрочнения и повреждения как функции механизма формоизменения, на микроскопическом уровне – расчеты кинетики процессов на межфазных и граничных зонах, на атомарном уровне – расчеты энергии дефектов упаковки. Для расчетов на квантово-механическом уровне используется уравнение Шредингера для атомно-электронных систем, состоящих из разнородных атомов. При

этом учитываются электронная структура – химические связи, атомные конфигурации – кристаллические структуры, энергия и динамика дефектов, магнитный порядок. Энергия дефектов упаковки вычисляется как функция сил межаутомного взаимодействия в различных кристаллических модификациях в зависимости от состава сплава и температуры.

Для работы была выбрана система Fe-Mn-C, т. к. наблюдаемые механические свойства сталей этой системы базируются на различных металлофизических механизмах деформации и упрочнения. В основу разработок положены важнейшие термомеханические, кинетические и механические эффекты, которые отличают систему Fe-Mn-C и способствуют созданию новой группы материалов для облегченных конструкций с особым потенциалом прочности и пластичности. В связи с большим значением энергии дефектов упаковки в этой системе эта концепция легирования особенно хорошо подходит для термодинамического моделирования. В этой системе возможно использование всех известных механизмов упрочнения (рис. 1): гомогенное дислокационное скольжение, негомогенное дислокационное скольжение (динамическое деформационное старение), пластичность, наведенная мартенситным превращением или двойникованием. Преимущество кооперации различных механизмов упрочнения, приводящее к совершенно исключительной комбинации свойств, хорошо видно при сопоставлении кривых деформации различных классов сталей (рис. 2). Расчеты по принципу ab initio должны снабдить исследователей знаниями, которые уже на ранних стадиях могли бы быть использованы для феноменологических моделей на уровне механики сплошных сред с тем, чтобы сократить объем и время экспериментальных разработок. При этом должно быть принципиально показано, что принципы ab initio могут быть целенаправленно использованы и развиты для постановки научно-инженерных вопросов в материаловедении.

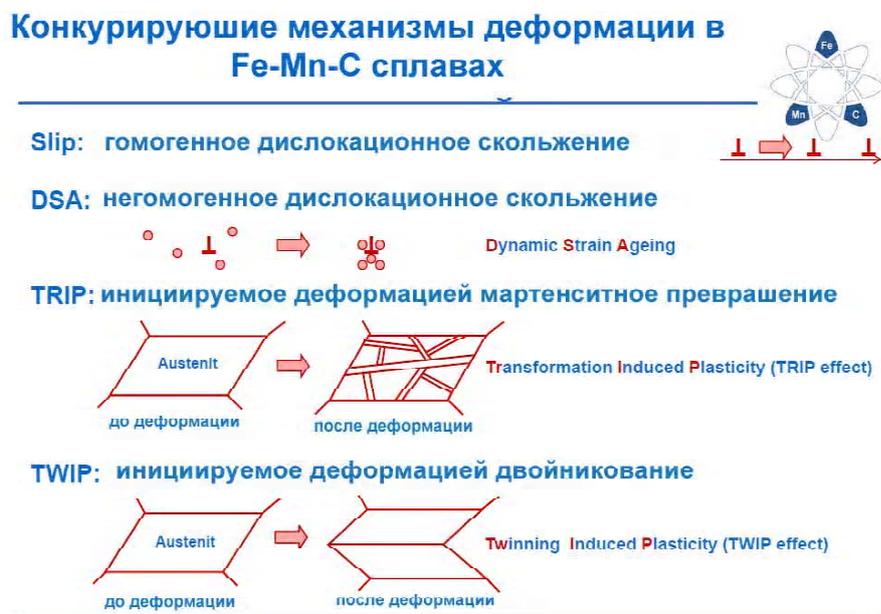


Рис. 1. Конкурирующие механизмы деформации и упрочнения в Fe-Mn-C сплавах

Параллельно проводились экспериментальные и технологические разработки, включающие также разработку новых технологических процессов и методов испытаний, подходящих для этой группы материалов. Долгосрочными целями этой особой области исследования являются:

- разработка новых методических подходов к развитию металлических материалов и процессов, основанных на принципах ab initio;
 - разработка нового класса структурных материалов с необычной комбинацией свойств прочности и формоизменения;
 - ускорение и удешевление исследовательских работ по разработке материалов.
- Краткосрочными целями, которые должны быть достигнуты в течение первых четырех лет работы, являются:
- экспериментальное представление и характеристика материалов на основе Fe-Mn-C;
 - использование принципов ab initio для предсказания фазовых переходов и изменения механизмов упрочнения;
 - установление раздельного влияния химического состава, температуры и других параметров на механизмы упрочнения.

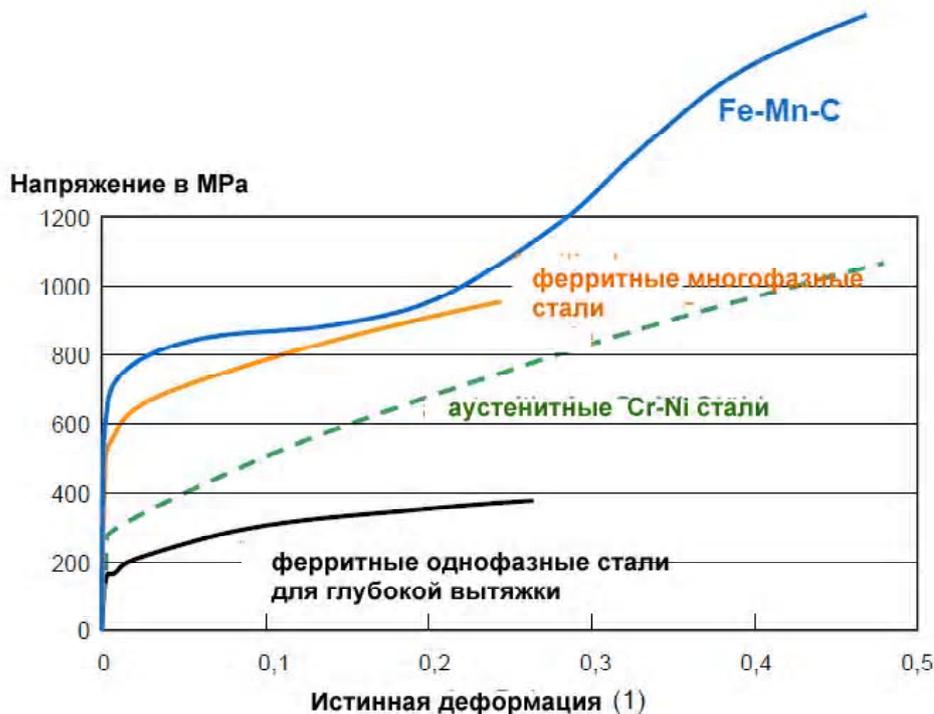


Рис. 2. Кривые деформации сталей различных групп

Проф. Клаус Дилгер (Klaus Dilger) из технического университета Брауншвейг рассказал об оценке прочностных характеристик сварных соединений и методах их повышения. Обрушение большого зала для конькобежного спорта в Bad Reichenhall вызвало большую дискуссию о надежности стальных конструкций, находящихся длительное время в эксплуатации. Особенно остро стоит проблема при прогнозировании долговечности сварных конструкций, поскольку сварные швы являются особенно уязвимыми местами конструкций. При оценке усталостного поведения сварных соединений приходится учитывать размеры и геометрию сварного шва, а также изменение механических свойств материала в районе сварного соединения. В качестве метода для характеристики усталостных изменений в конструкции предложена микромагнитная мультипараметрическая измерительная система. Преимущество метода состоит в относительной простоте и высокой скорости измерения по сравнению с другими методами, что является важными предпосылками для мобильного применения. Процесс основан на том, что в ферромагнитном материале локальные пластические деформации вызывают изменение магнитных характеристик в микрообъемах. При наложении переменного магнитного поля изменяется форма петли гистерезиса. Измеряются обычно такие характеристики как интенсивность намагничивания и коэрцитивная сила. Так как эти характеристики чувствительны также к структурному состоянию материала, необходимо в каждом случае получить совокупность калибровочных данных, с помощью которых можно оценивать ситуацию. С этой целью используется линейный регрессионный анализ.

Очень часто стоит вопрос о возможности сохранения работоспособности сварных конструкций, находящихся в длительной эксплуатации (например, ветряные энергетические установки) или о повышении нагрузочной способности конструкций, уже находящихся в эксплуатации. Для этих целей в лабораторных условиях разработан ряд методов, например, метод ультразвукового воздействия или воздействия высокочастотных электромагнитных колебаний, которые могут приводить к релаксации напряжений в поверхностных слоях металла и тем самым повышать усталостную долговечность. Внедрение этих методов в промышленную практику тормозится отсутствием достаточно надежных методик контроля состояния материала после воздействия повторно-переменного нагружения. В этом плане разработанный метод также представляет интерес. В настоящее время реализуется проект, направленный на совершенствование и организацию широкого промышленного использования этого метода.

Доклад проф. Иоганнеса Вильдена (Johannes Wilden) из берлинского технического университета был посвящен вопросам сварки разнородных сталей друг с другом и с другими материалами. Технические трудности осуществления таких процессов общеизвестны. Например, при сварке перлитных сталей с аустенитными возникает опасность возникновения хрупкой мартенситной прослойки в зоне перемешивания, в связи с чем особенно важно применение концентрированных источников энергии. Сварка стали с алюминием осуществляется только после предварительного нанесения на свариваемую кромку стального изделия алюминиевого, цинкового, медноцинкового или никельцинкового покрытия вольфрамовым электродом в среде аргона. Сварка стали с медью также осложнена различными тем-

пературами плавлення компонентів, різними їх теплофізичними характеристиками. При сварці аустенітних сталей з міддю в якості присадочного матеріала використовують нікелеві сплави або алюмінієву бронзу. Однією з основних проблем, ускладнюючих сварку різнородних металів, є утворення крихких інтерметалічних фаз. В цьому плані широкі перспективи відкриває новий процес, запропонований групою авторів берлінського технічного університету (патент B23K DE102006035765A1 від 24.01.2008).

Новий процес з'єднання стосується різних металічних матеріалів, з яких, принаймні, на одному нанесено легкоплавке металічне покриття, наприклад, оцинкована сталь з оцинкованою сталлю або оцинкована сталь з алюмінієм. З'єднання здійснюється через утворюючі в ході процесу нанокристалічні фольги або шари. За рахунок місцевого нагріву надається енергія, необхідна для утворення нанокристалічного шару і виникнення з'єднання між функціональним покриттям і цим шаром без суттєвого термічного впливу на основну масу виробу. Розплавлений матеріал покриття може при цьому використовуватися безпосередньо як припой без необхідності введення додаткових матеріалів. В зв'язі з дуже малою товщиною цієї прослойки забезпечується мінімальне змінення розмірів в області з'єднання. Для активації виникнення нанокристалічної прослойки може бути, наприклад, використано швидкий електронагрів (сварка супротивленням). Одночасно створюється можливість створення необхідного механічного тиску на з'єднуючі частини. Електричний імпульс дозволяє отримати тепло для розплавлення необхідної кількості металу легкоплавкого покриття, виключаючи при цьому термічний вплив на основний метал, який міг би привести до небажаних структурних змін. В результаті дуже короткого часу процесу і невеликого підводу енергії забезпечується дуже висока швидкість охолодження, яка з однієї сторони забезпечує утворення нанокристалічної структури, а з іншої сторони перешкоджає виникненню інтерметалічних фаз.

Спопитується про застосування цього методу для сварки оцинкованих тонких сталевих листів. В цьому випадку не потрібна ніяка наступна обробка. Немає потреби і в додатковій оцинковці зварного шва. Захист від корозії повністю зберігається. Метод забезпечує значительну економію коштів і скорочення часу процесу. Спопитується також про нанесення подібним методом на алюмінієвий сплав AlSi8Cu3 покриття з нержавіючої сталі X8CrNi18-9. За рахунок регулюваної короткодугової сварки вдається створити такий температурно-часовий режим процесу, що наносимий матеріал на основі заліза отримує аморфно-нанокристалічну структуру і утворюється інтерметалічні фаз. Покриття має хорошу зв'язь з матрицею.

Проф. Маріон Меркляйн (Marion Merklein) з університету Ерланген-Нюрнберг розповів про сучасні процеси виготовлення виробів з необхідними властивостями з високопрочних сталей. Найбільш перспективними є процеси, що поєднують формоутворення і термічну обробку (direkte Presshaerte), т.є. процеси термо механічної обробки. При цьому можливо поєднання різних видів деформації. Спопитується, наприклад, про виготовлення вала з сталі 51CrV4. Заготовка довжиною 200 і діаметром 30 мм нагрівається в середній своїй частині на висоті 60 мм індуктором (рис. 3).

Основний прогрів триває 12 сек., після чого потужність нагріву значно зменшується і нагрів продовжується ще 5 сек. Максимальна температура нагріву становить 1350 °C. Через 24 сек. температура вирівнюється по сеченню і нагріта частина піддається гарячій деформації (осадка). По закінченні деформації прямо в пресі під повним зусиллям пресси відбувається охолодження. Піддача охолоджуючої середовища може вироблятися нерівномірно по довжині, забезпечуючи таким чином отримання градієнтної структури. Це досягається відповідним

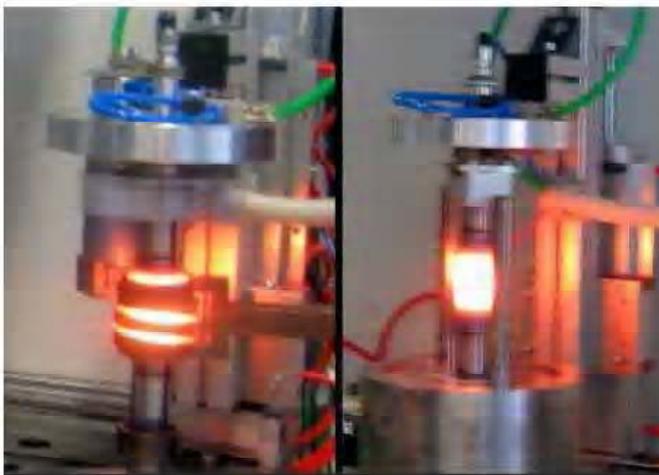


Рис. 3. Заготовка вала в індукторі і в штампі

розположенням каналів в прес-формі. Максимальна твердість після закалки становить 750 HV. Для отримання градієнта властивостей по довжині можливо також відповідний вибір умов випуску. Кінці вала (шейки) формуються з допомогою холодної деформації, що сприяє підвищенню вимогостійкості.

Розробка подібних технологічних процесів потребує попереднього проведення цілого ряду досліджень, т.к. літературні дані, як правило, недостатні для повного опису поведінки сталі при нагріві, деформації і охолодженні. Наприклад, спеціально потрібно вивчати вплив нагріву до більш високих температур і часу перебування при таких температурах на наступне структуроутворення і механічні властивості. Необхідно також враховувати швидкості деформації і втрати тепла при транспортуванні заготовки від джерела нагріву до штампі.

Необходимо также детально изучать характеристики формообразования (деформируемости) стали.

Проф. Дирк Бирман (Dirk Biermann) из дортмундского технического университета рассказал о разработках экономических процессов резания с обеспечением высоких показателей обрабатываемости. Высокие требования к изделиям автостроения, машиностроения, приборостроения не допускают применение легкообрабатываемых сталей с повышенным содержанием серы. Известно, что сера положительно влияет на обрабатываемость резанием, способствует ломкости стружки и снижению износа инструмента. В рамках излагаемой работы ставилась задача проанализировать детально показатели обрабатываемости легированных сталей при нормальном и повышенном содержании серы с тем, чтобы за счет варьирования параметров инструмента, процесса резания и смазочно-охлаждающей жидкости изыскать возможность компенсировать недостающее содержание серы. Для оценки качества резания привлекались параметры как изделия, так и инструмента. Эксперименты в лабораторных условиях дополнялись промышленными экспериментами. Применением соответствующих параметров инструмента и процесса резания была подтверждена в промышленных условиях возможность использования высокопроизводительных процессов резания при обработке сталей с пониженным содержанием серы.

Рассматривались процессы токарной обработки и сверления. В последнем случае применяли как спиральные, так и однорезцовые сверла. Результаты показали, что при токарной обработке содержание серы мало влияет на износ инструмента. Это установлено как непосредственными измерениями инструмента, так и измерениями силы резания. На ломкость стружки влияние серы выявляется абсолютно однозначно. При обработке сталей с малым содержанием серы удавалось получать достаточно ломкую стружку не при всех параметрах процесса. Компенсировать недостаточное содержание серы удавалось подбором конфигурации режущих пластинок в сочетании с величиной подачи. Результаты опытов по глубокому сверлению оказались аналогичными. В этом случае форму стружки удается оптимизировать подбором соответствующей топографии и чистоты поверхности канавки для выхода стружки на сверле. Наряду с содержанием серы на обрабатываемость при сверлении оказывает значительное влияние выбор самого вида сверления. Спиральные сверла обеспечивают более высокие параметры процесса и его более высокую производительность. Полированные канавки и подходящие контуры режущих кромок позволяют получать более благоприятное стружкообразование даже при сверлении сталей с малым содержанием серы. Значительным преимуществом однорезцовых сверл является более высокое качество сверления, проявляющееся в получении свободной от дефектов поверхности и меньшем биении центра. Они незаменимы при сверлении глубоких и особо глубоких отверстий.

Д-р Верена Крайсель (Verena Kraeusel) из Fraunhofer Institut Werkzeugmaschinen und Umformtechnik в Хемнице посвятила свой доклад возможностям адиабатического разделения стальных материалов по сравнению с обычной резкой ножницами. Сущность метода заключается в том, что к месту реза прилагается импульсная нагрузка продолжительностью менее 100мс, которая, действуя в ограниченном объеме, разогревает и разупрочняет металл в месте реза, практически не воздействуя на его структуру и свойства уже на небольшом удалении от реза. В результате поверхность реза получается ровной и чистой, без заусенцев и прочих дефектов. Подобное явление наблюдали еще в годы войны, когда заметили, что поверхность отверстий, возникающих при пробивании снарядами танковой брони, получается особенно ровной и чистой. Первым применением метода в промышленности была рубка штанг для получения заготовок под ковку. Fraunhofer Institut Werkzeugmaschinen und Umformtechnik разработал процесс адиабатического разделения (резки) листов толщиной до 10 мм и соответствующее оборудование.

Создана установка Adia 7, которая работает со скоростью 10 м/с и 120 ударах в минуту. Основные рабочие части установки по своему исполнению мало отличаются от других установок для резки. Существенное различие состоит в том, что ускорение штампа происходит в результате кратковременного гидравлического импульса. Последний обеспечивается отлаженной и быстрой работой системы открывающих и закрывающих вентиляей. В принципе возможны другие методы импульсного воздействия, например, электромагнитные волны. Установка может быть использована для резки самых различных материалов: алюминий, медь, сталь, включая высокопрочные и нержавеющие стали, например, X5CrNi18-10. Применение адиабатического резания позволяет повысить примерно на 25 % скорость процесса, обеспечить экономию материала на 8 %, снизить стоимость примерно на 25 % и при этом повысить качество реза. Рез получается абсолютно прямоугольный, без трещин, с точным соблюдением размеров. Снижение стоимости процесса связано, прежде всего, с более низкой (примерно в 3 раза по сравнению со стандартным оборудованием для точной резки) стоимостью оборудования. Значительная экономия достигается также на смазочных материалах и последующей очистке. Чтобы избежать шума, установка заключена в специальном звукоизолирующем кожухе. В результате уровень шума не превышает 85 дБ, что соответствует принятым международным нормам. Сообщалось о значительном интересе различных отраслей германской промышленности к новой установке и возрастающем числе заказов.

Обработка металлов давлением

Новая 6-валковая прокатная клеть фирмы Sundwig. В докладе Штефана Виллемса (Stefan Willems) и Хайнца Шульте (Heinz Schulte) представлена новая конструкция 6-валковой клетки, разработанная фирмой в 2001 г. для

непрерывных линий отжига и травления высококачественных горячекатаных и холоднокатаных сталей. Клетки такого типа работают уже в 8 установках, причем в четырех из них – как тандем. В этой клетки рабочие валки опираются в горизонтальной плоскости по всей длине на четыре опорные кассеты, чтобы избежать прогиба рабочих валков в горизонтальной плоскости (рис. 4). Этот прием позволяет применить рабочие валки малого диаметра и выкатать более тонкие полосы. Каждая опорная кассета содержит подпорный валок, опирающийся в свою очередь на два ряда роликовых подшипников, снабжена индивидуальным, опирающимся на станину гидроцилиндром для перемещения ее в горизонтальной плоскости с целью секционного регулирования прогиба рабочих валков в горизонтальной плоскости и управления тем самым профилем межвалкового зазора.

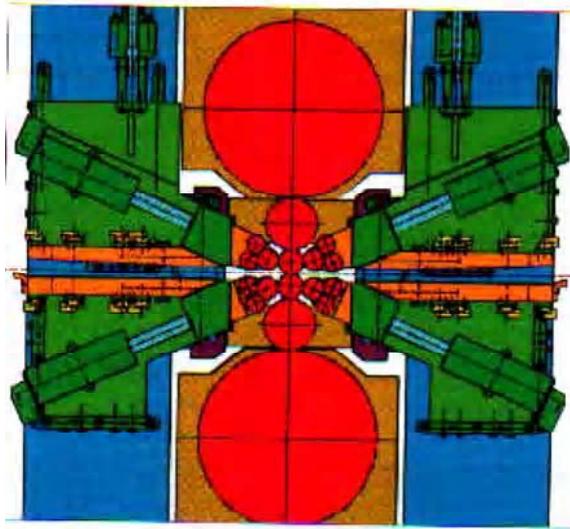


Рис. 4. Схема 6-валковой клетки фирмы Sundwig

Управление межвалковым зазором осуществляется путем осевого сдвига и изгиба промежуточных валков имеющих односторонние конические скосы. Комбинированный гидравлический блок для сдвига и изгиба промежуточных валков и уравнивания опорных валков смонтирован на станине, что позволило обойтись без гибких рукавов для подвода масла к цилиндрам. Гидроцилиндры для изгиба валков в вертикальной плоскости выполнены двойного действия для изгиба валков в двух направлениях. При работе системы осевого сдвига промежуточных валков гидроцилиндры изгиба автоматически отсоединяются от подушек. Промежуточные валки снабжены с приводной стороны двумя подушками: одна с радиальными роликовыми подшипниками, другая – с упорными. Первая подушка связана с цилиндрами изгиба, вторая – с цилиндрами осевого сдвига. При сдвиге промежуточных валков относительно друг друга первая подушка скользит по шейке валка и не мешает работе системы осевого сдвига. Промежуточные валки могут сдвигаться в осевом направлении синхронно или независимо друг от друга.

В системе технологической смазки предусмотрено применение различных видов смазки: прокатная смазка, эмульсия и растворы полимеров. Для прокатки стальных полос рекомендуется более пожаробезопасная эмульсия. Секционная система охлаждения валков и полосы смонтирована в опорных кассетах и снабжена запатентованными форсунками для эффективного охлаждения. Перевалка рабочих, промежуточных валков и опорных кассет может быть осуществлена с полосой в клетке. Клетки оснащены автоматическими системами управления и регулирования толщины, скорости, натяжения и плоскостности полосы. Ролики для контроля натяжения и плоскостности полос смонтированы с обеих сторон клетки.

Эти решения позволяют достичь суммарного обжатия в двухклетевой группе до 50 %.

Новый стан холодной прокатки для завода в Линце. Сотрудник фирмы Voestalpine Stahl Linz GmbH Роман Бухгольцер (Roman Buchholzer) сообщил в своем докладе историю создания и параметры нового 5-клетевого непрерывного стана холодной прокатки. Строительство стана началось в 2004 г., а первый рулон был прокатан уже в 2007 г. Стан рассчитан на прокатку 1,8 млн. т/год электротехнических сталей шириной 1700 мм с содержанием кремния до 2,5 %. Толщина подката 2,0–6,0 мм, толщина готовой полосы 0,35–3,0 мм. Стан оснащен современными системами контроля и регулирования параметров полосы, включая осевую сдвижку валков. Главной особенностью стана является его стыковка с линией травления, с которой стан образует непрерывный комплекс (рис. 5). Для обеспечения непрерывности процесса перед станом установлен накопитель, обеспечивающий непрерывную работу комплекса при сварке полос в рулоны.

Требования к технологии обработки давлением перспективных изделий. Доклад др.-инж. Ральфа Сиверинга (Ralph Sievering) из исследовательского института союза немецких инженеров (Das VDEh-Betriebsforschungsinstitut) был посвящен комплексному управлению качеством изделий, обрабатываемых давлени-

Положение кассеты и давление в гидроцилиндре выбирается в зависимости от диаметра рабочих валков и условий прокатки. Опорные кассеты, рабочие, промежуточные и опорные валки извлекаются при перевах автономно и независимо друг от друга, а роликовые подшипники смазываются при работе технологической смазкой или масляным туманом.

Между подушками верхних опорных валков и станиной установлены гидроцилиндры высокого давления для установки валков и регулирования межвалкового зазора во время прокатки. Гидроцилиндры перемещаются со скоростью 10 мм/с при установке валков и 3 мм/с – при нагрузке. Они задействованы в системе автоматического регулирования толщины и имеют скорость реакции 10 миллисек. Подушки нижних опорных валков опираются на клиновидное нажимное устройство с приводом от гидроцилиндров. Приводными являются промежуточные валки через шестеренную клетку.

Прокатка колец для ветровых энергоустановок. Ввиду роста цен на энергоносители в ближайшем будущем ожидается заметное усиление использования ветроэнергетики. Причем в 2009 году ожидается отнюдь не только ускорение развития так называемой «офшорной ветроэнергетики» - производства энергии с помощью турбин в открытом море. Все больше установок малой мощности будут заменять более крупными и эффективными, размещая их на тех же площадях. Так что, вопреки прогнозам скептиков, в развитии ветроэнергетики ожидается ощутимый прорыв. И Германия снова подтвердит свой статус мирового лидера в этой отрасли. По оценкам, через 10 лет производство электроэнергии с помощью ветроустановок будут возрастать в среднем на 3500 мегаватт в год, а суммарная ежегодная мощность ветроэнергетики Германии достигнет как минимум 55 тысяч мегаватт. Таким образом, к 2020 году на долю Германии придется четверть мирового объема электроэнергии, вырабатываемой с помощью ветра. Эксплуатация уже имеющихся ветрогенераторов, введение в строй новых, а также модернизация угольных электростанций позволят к тому времени окончательно отказаться от использования ядерной энергии. По крайней мере, такую цель ставит правительство ФРГ.

Сейчас в Германии насчитывается около 20 тысяч ветроэнергетических установок. Их общая мощность превышает 23 тысячи мегаватт. Бесспорным лидером по использованию энергии ветра в масштабах всей страны остается земля Нижняя Саксония, на втором месте – Бранденбург, за ним следует Саксония – Анхальт. В ФРГ принята национальная программа развития ветроэнергетики, и повышение субсидий для данной отрасли предусмотрено законом. Германия сохраняет лидирующие позиции и по объему строительства ветроустановок. В 2007 году выручка германской индустрии ветроэнергетики составила шесть миллиардов евро – на 21 процент больше, чем в 2006 году. Доля экспорта ветрогенераторов в 2007 году возросла до 83 процентов, годом ранее она составляла 74 процента. Немецкие генераторы покупают во всем мире. Для Германии рынком сбыта номер один в последние годы были США. Там в прошлом году установлены ветряки с клеймом «сделано в Германии» общей мощностью 8 тысяч мегаватт. В 2008 году новые немецкие ветроустановки приобрел и Китай. Их общая мощность – 5 тысяч мегаватт.

Ветрогенератор с ротором устанавливается на конической башне весом до 100 т и высотой до 130 м, изготавливаемой из горячекатаных колец диаметром до 6 м. Кольца собираются в сегменты высотой 20–30 м и монтируются на месте установки (рис. 7). Опыт производства кольцевых изделий для башен ветровых энергоустановок на заводе фирмы SMS Meer GmbH в Виттене освещен в докладе др.-инж. Ульриха Копперса (Ulrich Koppers). На специальном кольцепрокатном стане освоена прокатка базисных деталей диаметром более 4 м и деталей турбин (рис. 8). Стан пущен в 1971 г и предназначен для прокатки кольцевых изделий диаметром до 6 м. Прокатка ведется между двумя вертикальными валками разного диаметра и двумя коническими валками.

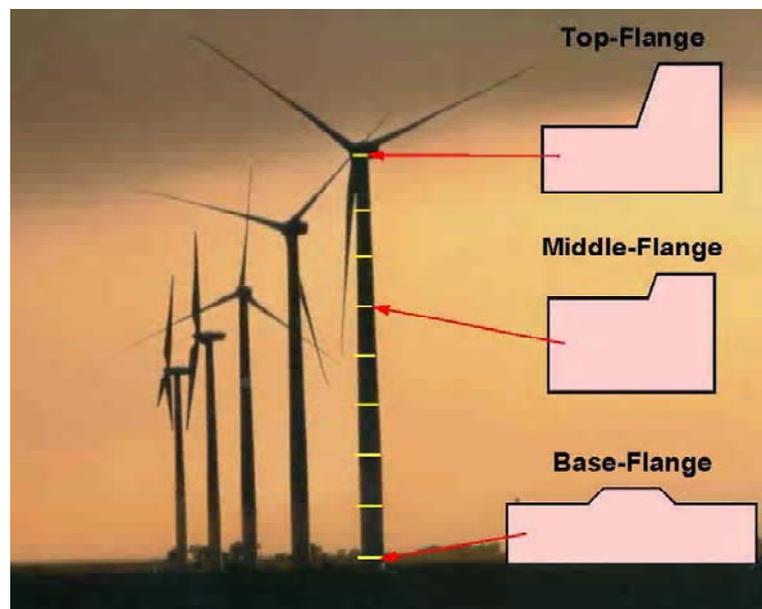


Рис. 7. Ветровая установка

Керамические валки для горячей и холодной прокатки. Своим опытом поделился президент международного союза сортопрокатчиков и калибровщиков и руководитель института прикладного материаловедения университета Дуйсбург-Эссен, профессор Пауль Маук (Paul Mauk). Проблема состоит в том, что твердосплавные валки изготавливаются из карбида вольфрама, 90 % запасов которого находится в Китае. Поэтому исследовалась возможность замены карбида вольфрама на силициумнитрид Si_3N_4 , алюминийоксид Al_2O_3 и цирконийдиоксид ZrO_2

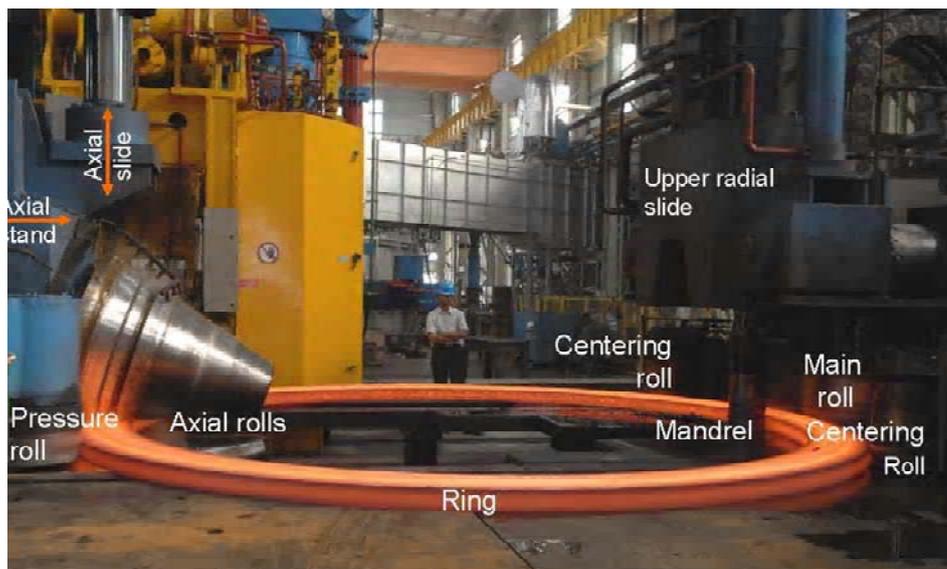


Рис. 8. Стан для прокатки колец в Виттене

Работа по созданию керамических заменителей твердосплавных валков финансируется федеральным министерством образования и науки. Исследователям из Дуйсбурга удалось изготовить промышленные валки для прокатных блоков сортопрокатных и проволочных станов, а также рабочие валки для многовалковых станов холодной прокатки.

Хотя керамические валки и дороже твердосплавных, но с учетом их высокой износостойкости (до 600 т проката между перевалками), которая обеспечивает превосходную поверхность проката, стоимость керамических валков в расчете на одну тонну прокатаного металла существенно ниже, чем у твердосплавных. Поэтому применение керамических валков выгодно не только технически, но и экономически.

© Д-р техн. наук А. Л. Геллер, д-р техн. наук В. Г. Горелик
Дюссельдорф, Германия

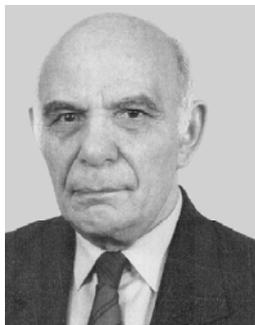
A. L. Geller, V. G. Gorelik

**ANNUAL INTERNATIONAL CONFERENCE OF METALLURGISTS IN DUSSELDORF
(GERMANY) «STEEL 2009»**

Наші ювіляри

До 90-річчя

Асатуряна Асатура Шаміровича



Асатурян А.Ш. народився 8 квітня 1920 р. у високогірному вірменському селі Мазра Сисианського району в сім'ї селянина. Після трагічної загибелі батьків у липні 1930 р. його було направлено до дитячого будинку № 18 м. Баку.

У 1936 р. Асатур Шамірович вступив до індустріального робітфаку м. Баку, який закінчив у 1939 р. У цьому ж році він вступає до лав Червоної Армії. 22 червня 1941 р. Асатурян А.Ш. зустрів свій перший бій з фашистською армією у складі Західного фронту. На початку березня 1943 р., після чергового поранення, прямо з госпіталю його було направлено до Тбіліського артилерійського училища, яке він закінчив у жовтні 1944 р. з відзнакою у званні лейтенанта.

Захищаючи Батьківщину у складі Західного, Північно-Західного, Північно-Кавказького і Першого Українського фронтів, Асатур Шамірович був нагороджений орденами «Червона Зірка», Вітчизняної війни I ступеня, Богдана Хмельницького III ступеня та іншими орденами та медалями (понад 20).

У травні 1947 р. Асатуряна А.Ш. було демобілізовано з армії, і в тому ж році він вступив до Саратовського державного університету ім. Н.Т. Чернишевського на механіко-математичний факультет, який закінчив у 1952 р. за фахом «Механіка суцільних середовищ».

За розподілом він був направлений до Уфімського НДІ нафти. У цей період, працюючи за сумісництвом викладачем математики в навчальному нафтовому інституті, він готує до захисту кандидатську дисертацію. 10 червня 1958 р. Асатур Шамірович успішно захищає дисертацію в Московському інституті нафти і газу ім. Губкіна.

У серпні 1960 р. Асатура Шаміровича було прийнято за конкурсом до Запорізького машинобудівного інституту на кафедру теорії механізмів і машин та теоретичної механіки на посаду доцента.

У жовтні 1963 р. його було рекомендовано Міністерством вищої освіти Української РСР до докторантури, а вже 16 травня 1967 р. він успішно захистив докторську дисертацію в Московському інституті нафти і газу ім. Губкіна. У цьому ж році Асатур Шамірович був обраний завідувачем кафедри обчислювальної математики.

Науково-дослідні роботи кафедри були присвячені деяким прикладним задачам у галузі гідродинаміки в'язких рідин, газодинаміки, теорії міцності матеріалів. За цими темами було опубліковано понад 200 наукових праць. Результати робіт професора публікувалися у виданнях АН СРСР, АН України, АН Білорусії, АН Вірменії та ін. Наукові роботи Асатура Шаміровича були згадані в книзі «Механіка СРСР за 50 років», присвяченій результатам розвитку нафтопромислової механіки.

Під керівництвом Асатуряна А.Ш. у 1972 році було відкрито аспірантуру за двома спеціальностями: «Механіка деформівного твердого тіла» і «Механіка рідини та газу». За цей час Асатур Шамірович приймав участь у підготовці двох докторів наук:

- д.т.н., професора, академіка РАН Галіулліна Загідулу Таліповича, який протягом 30 років працював директором Всесоюзного НДІ природного газу (м. Москва).

- д.т.н., професора Гусейнова Чингіза Саїбовича, співробітника інституту «Морського буріння Арктики» (м. Москва).

Також Асатур Шамірович підготував 15 кандидатів наук. Зараз його учні успішно працюють як на Україні, так і за її межами. Професор є членом спеціалізованої вченої ради за фахом «Механіка деформівного твердого тіла» із захисту кандидатських і докторських дисертацій упродовж майже 30 років.

У 2003 р. проф. Асатурян А. Ш. та проф. Ольшанецький В.Ю. склали диференційне рівняння втомних руйнувань матеріалів та запропонували метод його розв'язання.

Професор Асатурян А. Ш. працює в нашому університеті вже 50(!) років (при цьому загальний робочий стаж складає більше 70-ти років) і за цей час його було нагороджено багатьма галузевими відзнаками, у тому числі: «За наукові досягнення», «Відмінник освіти України» та ін. З 1996 року йому була призначена державна стипендія як визначному діячу науки, освіти і культури.

У 2000 році Асатуру Шаміровичу було надано звання «Заслужений діяч науки і техніки України».

За період роботи в нашому університеті Асатур Шамірович виявив себе як досвідчений спеціаліст, талановитий викладач та видатний вчений. Добродушна, чуйна людина, він завжди добросовісно ставиться до роботи. Людяність та працьовитість Асатура Шаміровича здобули велику повагу та авторитет як серед молоді, так і серед старшого покоління нашого університету.

Вітаючи Асатуру Шаміровича з 90-річчям, від щирого серця бажаємо йому та його родині міцного здоров'я, довголіття, подальших успіхів у праці та щастя в особистому житті.

**Нові матеріали і технології
в металургії та машинобудуванні №1/2010**

науковий журнал

Головний редактор:

д-р техн. наук, професор С. Б. Бєліков

Заступники гол. редактора:

д-р техн. наук, професор В. Ю. Ольшанецький,

д-р техн. наук, професор Ю. М. Внуков

Журнал набраний та зверстаний у редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Комп'ютерний дизайн та верстка:

Н. О. Савчук

Коректори:

Н. М. Кобзар, В. К. Єршова, К. С. Бондарчук

Підписано до друку 09.02.2010. Формат 60×84/8. Ум. др. арк. 20.

Тираж 300 прим. Зам. № 263.

69063, м. Запоріжжя, ЗНТУ, друкарня, вул. Жуковського, 64